

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

H13 ÇELİĞİ ÜZERİNE KATODİK ARK PVD YÖNTEMİYLE BİRİKTİRİLEN
KAPLAMALARIN YÜKSEK SICAKLIKTAKİ AŞINMA DAVRANIŞLARININ
İNCELENMESİ

DOKTORA TEZİ

Kürşat Alp ARPACI

OCAK 2025
TRABZON



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**H13 ÇELİĞİ ÜZERİNE KATODİK ARK PVD YÖNTEMİYLE BİRİKTİRİLEN
KAPLAMALARIN YÜKSEK SICAKLIKTAKİ AŞINMA DAVRANIŞLARININ
İNCELENMESİ**

Kürşat Alp ARPACI

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde
"DOKTOR (METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ)"
Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 07 / 01 / 2025

Tezin Savunma Tarihi : 29 / 01 / 2025

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Aykut ÇANAKÇI

Trabzon 2025

ÖNSÖZ

“H13 Çeliği Üzerine Katodik Ark PVD Yöntemiyle Biriktirilen Kaplamaların Yüksek Sıcaklıktaki Aşınma Davranışlarının İncelenmesi” isimli bu tez Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Doktora Programı’nda hazırlanmıştır.

Tez çalışmam boyunca hiçbir desteğini esirgemeyen ve bilim insanı olma yolundaki ilk adımlarımı atarken kıymetli bilgileriyle ve tecrübesiyle yolumu aydınlatan danışman hocam Sayın Prof. Dr. Aykut ÇANAKÇI’ya teşekkürü bir borç bilirim. Meslek hayatımda desteğini hiçbir zaman esirgemeyen bilgi ve tecrübesi ile bana yol gösteren Sayın Doç. Dr. Dz. Alb. Doğuş ÖZKAN’a teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca, yapıcı eleştirileri ve önerileri ile tezime büyük katkıları bulunan saygıdeğer hocalarım Sayın Prof. Dr. Yeliz PEKBEY, Sayın Prof. Dr. Hasan GEDİKLİ ve Sayın Prof. Dr. Temel VAROL’a, eğitim öğretim hayatımda katkısı olan tüm hocalarıma ve tez çalışması süresinde de hiçbir yardımdan kaçınmayan arkadaşlarım Arş. Gör. Mustafa Alper YILMAZ’a, Arş. Gör. Seda ATAŞ BAKDEMİR’e, Arş. Gör. Kübra KURTOĞLU SONTAY’a, Arş. Gör. Dr. Müslim ÇELEBİ’ye ve Arş. Gör. Abdullah Hasan KARABACAK’a teşekkür ederim.

Kaplamaların üretiminde desteklerini esirgemeyen Sayın Doç. Dr. Mustafa Cenk TÜRKÜZ’e ve Titanit Ultra Sert Kaplama firmasına teşekkür ederim.

Tez çalışması sürecinde bana desteklerini esirgemeyen KTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’ndeki tüm değerli hocalarıma ve asistan arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca parçası olmaktan onur duyduğum MSÜ Deniz Harp Okulu Makine Mühendisliği Bölümü’ndeki tüm değerli hocalarım ve asistan arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak, doğduğum günden beri elimi hiç bırakmayan, hayatım boyunca aldığım tüm kararlarda bilgi ve tecrübelerinden faydalandığım ve her kararında arkamda olan, maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen ve bugünlere gelmemde en büyük paya sahip olan annem Fadime ARPACI ve babam Fuat ARPACI, kardeşim Naci ARPACI’ya teşekkür eder, minnettarlığımı sunarım.

Eğitim hayatım boyunca beni her zaman destekleyen, beraber zorlukları aştığım, yetemediğim yerde beni tamamlayan, sabrını ve sevgisini eksik etmeyen, değerli eşim Bahar ÖZMEN ARPACI’ya sonsuz teşekkür ederim.

Kürşat Alp ARPACI

Trabzon 2025

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Doktora Tezi olarak sunduğum “H13 Çeliği Üzerine Katodik Ark PVD Yöntemiyle Biriktirilen Kaplamaların Yüksek Sıcaklıktaki Aşınma Davranışlarının İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Aykut ÇANAKÇI’nın sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 29/01/2025

Kürşat Alp ARPACI

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VIII
SUMMARY	IX
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	X
TABLolar DİZİNİ.....	XV
SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ	XVI
1. GENEL BİLGİLER	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Takım Çelikleri.....	1
1.2.1. Takım Çeliklerinin Özellikleri	3
1.2.2. Alaşım Elementleri ve Etkileri.....	6
1.2.3. Takım Çeliklerindeki Karbür Yapıları	13
1.2.4. Takım Çeliklerinin Sınıflandırılması	15
1.2.5. Sıcak İş Takım Çelikleri	15
1.2.6. Soğuk İş Takım Çelikleri	25
1.2.7. Yüksek Hız Takım Çelikleri	29
1.2.8. Şok Dirençli Takım Çelikleri	31
1.2.9. Suda Sertleştirilen Takım Çelikleri	32
1.2.10. Plastik Kalıp Çelikleri.....	33
1.2.11. Özel Amaçlı Takım Çelikleri	34
1.3. Triboloji, Sürtünme ve Aşınma Sistemleri.....	35
1.3.1. Tribolojinin Esasları.....	35
1.3.2. Sürtünme	36
1.3.3. Aşınma	39
1.3.4. Adhezif Aşınma	41
1.3.5. Abrazif Aşınma	42
1.3.6. Yorulma Aşınması	43
1.3.7. Eroziyon Aşınma	44

1.3.8. Öğütmeli Aşınma	45
1.3.9. Oymalı Aşınma	45
1.3.10. Korozi Aşınma.....	46
1.3.11. Kazmalı Aşınma.....	46
1.3.12. Yüksek Sıcaklıklarda Aşınma	47
1.4. Yüzey Kaplama Yöntemleri.....	53
1.4.1. Kimyasal Buhar Biriktirme Yöntemi (KBB)	56
1.4.2. Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemi (FBB)	57
1.4.3. Kaplama Oluşumu ve Yapısı	64
1.4.4. Kaplama-Altık Arayüzeyi ve Yapışma Mekanizması	69
1.4.5. Demir-Karbon-Titanyum Sistemi	70
1.4.6. İnce Nitrür Film Kaplamalar	75
1.4.7. İnce Nitrür Film Uygulama Alanları.....	80
1.5. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı.....	83
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	92
2.1. Altık Malzeme Seçimi.....	92
2.2. Kaplama İşlemi Öncesi Metalografik Hazırlık	92
2.3. Kaplamaların Üretimi.....	93
2.4. Numunelerin Kodlanması.....	95
2.5. Kaplanmış Numlerin Karakterizasyonu	96
2.5.1. Kaplama Kalınlığı Ölçümü	96
2.5.2. Kaplama Sertliği Ölçümü.....	96
2.5.3. Rockwell C Adhezyon Deneyi.....	97
2.5.4. XRD Faz Analizi.....	98
2.5.5. Tane Boyutunun Belirlenmesi ve Yüzey Pürüzlülüğünün Ölçümü.....	99
2.5.6. Yüksek Sıcaklık Aşınma Deneyleri	100
2.5.7. Yüzey Analizi	101
2.5.8. Delme Testleri.....	103
3. BULGULAR VE İRDELEME	104
3.1. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Kesit İncelemeleri.....	104
3.2. Mikro Sertlik Sonuçları	107
3.3. Rockwell C Adhezyon Deney Sonuçları.....	111
3.4. XRD Faz Analizi Sonuçları.....	114
3.5. Tane Boyutu ve Yüzey Pürüzlülüğü Ölçümleri	118

3.6. Atomik Kuvvet Mikroskobu Yüzey Analizi Sonuçları.....	123
3.7. Yüzey ve Aşınma İzi Kimyasal Analiz Sonuçları ve SEM Görüntüleri	133
3.8. Sürtünme Katsayısı Ölçümleri	147
3.9. Aşınma Deneyi Sonuçları.....	152
3.10. Delme Testi	156
4. SONUÇLAR.....	159
5. ÖNERİLER.....	162
6. KAYNAKLAR	163
ÖZGEÇMİŞ	



Doktora Tezi

ÖZET

H13 ÇELİĞİ ÜZERİNE KATODİK ARK PVD YÖNTEMİYLE BİRİKTİRİLEN KAPLAMALARIN YÜKSEK SICAKLIKTAKİ AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

Kürşat Alp ARPACI

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Aykut ÇANAKÇI
2025, 176 Sayfa

Aşınma, parçaların ömrü, bakım maliyetleri ve verimlilik kayıpları üzerinde doğrudan bir etkiye sahiptir. PVD yöntemiyle biriktirilen çeşitli nitrür kaplamalar, aşınmaya ve korozyon etkilere maruz kalan parçaların ömrünü artırmak için kullanılan bir çözüm yöntemidir. Bu çalışmada PVD yöntemi ile üretilen TiN, AlTiN, TiSiN, AlTiSiN, AlCrN, AlTiCrN, CrN, CrCN, TiCN kaplamalarının yüksek sıcaklıkta aşınma davranışları incelenmektedir. Kaplama kalınlıkları, yüzey kimyasal bileşimi ve morfolojik yapıları SEM ve AFM ile incelenmiştir. Kaplamaların adhezyonu Rockwell C indentasyon testi ve sertlikleri mikrosertlik testi ile belirlenirken, faz yapıları X ışını difraksiyonu yöntemiyle incelenmiştir. Kaplamaların aşınma özelliklerini belirlemek için aşınma cihazında 2,5 ve 5 N yük koşulunda ve 25°C, 300°C ve 600°C sıcaklıkta aşınma testleri uygulanmıştır. Aşınma izine ait hacimleri 3 boyutlu optik profilometre ve elementel analizler SEM-EDS ile yapılmıştır. Ayrıca, bu kaplamalar matkap uçları üzerinde uygulamalı olarak test edilmiştir.

Çalışma kapsamında kaplamaların aşınma özelliklerinin sıcaklığa bağlı olarak önemli ölçüde değiştiği ve AlTiCrN kaplamanın yüksek sıcaklıkta aşınma direncinin diğer kaplamalara kıyasla daha yüksek olduğu ve yüksek sıcaklık uygulamaları için alternatif bir kaplama olduğu sonucuna varılmıştır.

Anahtar Kelimeler: PVD, Yüksek sıcaklıkta aşınma, Mekanik özellikler, Oksidasyon

PhD. Thesis

SUMMARY

INVESTIGATION OF HIGH-TEMPERATURE WEAR BEHAVIOR OF COATINGS DEPOSITED ON H13 STEEL VIA CATHODIC ARC PVD METHOD

Kürşat Alp ARPACI

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Metallurgical and Materials Engineering Graduate Program
Supervisor: Prof. Aykut ÇANAKÇI
2025, 176 Pages

Wear directly influences component lifespan, maintenance costs, and efficiency losses. Nitride coatings deposited via the PVD method are an effective solution to enhance the durability of parts exposed to wear and corrosion. This study investigates the high-temperature wear behavior of TiN, AlTiN, TiSiN, AlTiSiN, AlCrN, AlTiCrN, CrN, CrCN, and TiCN coatings produced by PVD. Coating thicknesses, surface chemical compositions, and morphologies were analyzed using SEM and AFM. Adhesion was evaluated through Rockwell C indentation, hardness via microhardness testing, and phase structures by X-ray diffraction. Wear tests were conducted under 2.5 and 5 N loads at 25°C, 300°C, and 600°C. Wear track volumes were measured using a 3D optical profilometer, while elemental analyses were performed using SEM-EDS. Additionally, these coatings were practically tested on drill tools to assess their real-world performance.

The results showed that the wear properties of the coatings were highly temperature-dependent. AlTiCrN exhibited the highest wear resistance at elevated temperatures, outperforming the other coatings and proving to be a strong candidate for high-temperature applications.

Key Words: PVD, High-Temperature Wear, Mechanical Properties, Oxidation

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1. Takım çeliklerinin servisteki kullanım süresini etkileyen faktörler (Arslan, 2011).....	2
Şekil 2. Fe-C denge diyagramı (Klocke & Kuchle, 2011)	8
Şekil 3. Karbür yapılarının sertlik değerleri (Islam vd., 2022).....	14
Şekil 4. Sıcak iş takım çeliklerinin sertleştirilmesi işlemi için sıcaklık-zaman diyagramı (Karaaslan, 2010)	16
Şekil 5. Tribolojinin diğer bilimlerle olan ilişkisi (Dašić vd., 2003).....	36
Şekil 6. Kuru sürtünme şematiği (Erdem, 2017)	38
Şekil 7. Sıvı sürtünme şematiği (Erdem, 2017).....	38
Şekil 8. Yarı sıvı sürtünme şematiği (Erdem, 2017)	39
Şekil 9. Aşınma safhalarının şematik gösterimi (Ludema & Ajayi, 2018)	40
Şekil 10. Adhezif aşınmanın meydana gelişinin şematik olarak gösterimi (Fischer & Bobzin, 2009)	42
Şekil 11. Yorulma aşınmasının şematik gösterilişi (Fischer & Bobzin, 2009)	43
Şekil 12. Katı partikül erozyonunun olası mekanizmaları (a) küçük çarpma açılarında aşınma, (b) düşük hız, büyük çarpma açısında yüzey yorulması, (c) orta hız, büyük çarpma açısı boyunca gevrek kırılma veya çoklu kalıcı deformasyon, (d) yüksek çarpma hızlarında yüzey ergimesi, ikincil etkilerle makroskobik erozyon (Bakdemir vd., 2020).....	44
Şekil 13. Kazımalı aşınmanın gösterimi (Fischer & Bobzin, 2009).....	47
Şekil 14. Sıcaklığın homojen şekilde sıcak ortam koşullarında ve yüksek kayma hızlarında etkileri (Stachowiak & Batchelor, 2004)	48
Şekil 15. Yüke bağlı olarak oksidatif aşınmadan adhezif aşınmaya geçiş (Stachowiak & Batchelor, 2004)	49
Şekil 16. Sıcaklığa bağımlı aşınma mekanizmalarını gösterir model (Jiang vd., 2004).....	50
Şekil 17. Aşınma yüzeyinde meydana gelen oksijen dağılımının çizgisel EDS analizi (Jiang vd., 2004)	50
Şekil 18. Nimonic 80A alaşımının farklı sıcaklıklarda yapılan aşınma deneyi sonrası aşınma izinin SEM görüntüleri (a) 20°C’de oluşan aşınma ürünleri, (b) 250°C’de aşınma yüzeyinde oluşan camsı yapı (Jiang vd., 2004).....	51
Şekil 19. Farklı aşınma tabakalarına ait farklı sıcaklıklarda çekilen SEM görüntüleri (Pauschitz vd., 2008)	52

Şekil 20. Kayma aşınmasında oluşan tabakalara ait şematik gösterim (Pauschitz vd., 2008).....	52
Şekil 21. Kaplanacak malzemenin bulunduğu fiziksel hale göre kaplamalarının sınıflandırılması (Başkurt, 2010)	54
Şekil 22. Değişik yüzey kaplama yöntemlerinin uygulama kalınlıkları (Aytaç & Malayoğlu, 2018).....	56
Şekil 23. CVD yönteminin şematik gösterimi (Sarıpek, 2015).....	56
Şekil 24. Rezistanslı Buharlaştırma Tekniği (Türküz, 2006)	58
Şekil 25. Endüktif buharlaştırma tekniği gösterimi (Sönmezoğlu vd., 2012)	59
Şekil 26. Elektron bombardımanı ile buharlaştırma tekniği (Oktay, 2007)	60
Şekil 27. Sıçratma mekanizmasının sistemi şematik gösterimi (Oktay, 2007)	61
Şekil 28. Deşarjların voltaj-akım özellikleri (Oktay, 2007)	62
Şekil 29. Ark izi ve plazma oluşumunun şematik gösterilişi (Oktay, 2007).....	62
Şekil 30. Katodik Ark FBB sistemi şematik gösterimi (Aytaç & Malayoğlu, 2018).....	63
Şekil 31. Adsorbsiyon sürecinin şematik gösterimi (Nilsson, 2004)	65
Şekil 32. Serbest enerjinin çekirdek yarıçapına bağlı olarak değişimi ile kritik çekirdek yarıçapı r^* ile buna karşılık gelen kritik serbest enerji değişimi ΔG^* değerlerinin gösterimi (Callister & Rethwisch, 2013)	67
Şekil 33. Çekirdek büyümesi modelleri	68
Şekil 34. Demir-titanyum ikili faz diyagramı (Kaçar, 2022)	71
Şekil 35. Titanyum-karbon ikili faz diyagramı (Kaçar, 2022)	73
Şekil 36. TiC kristalinin şematik gösterimi (Kaçar, 2022).....	73
Şekil 37. Ti-C-Fe sisteminin oda sıcaklığındaki ve 1200°C'deki izotermal kesiti (Kaçar, 2022)	75
Şekil 38. (a) Otomatik zımparalama ve parlatma cihazı (b) Sıcak bakalit cihazı (c) Ultrasonik temizleme cihazı	93
Şekil 39. (a) Platit Pl-1001 Katodik ark buharlaştırma kaplama sistemi, (b) Platit Pi-411 plus katodik ark buharlaştırma kaplama sistemi.....	94
Şekil 40. Kaplama yapılarının şematik gösterimi.....	94
Şekil 41. Thermo Fisher Scientific Axia marka taramalı elektron mikroskobu.....	96
Şekil 42. Future Tech FM-310 marka mikro sertlik ölçüm cihazı	97
Şekil 43. VDI 3198 indentasyon standartları ve iz oluşumunun şematik olarak gösterimi (Gerth & Wiklund, 2008)	98
Şekil 44. (a) Nikon LV-150 optik mikroskop, (b) Digirock-RSR Rockwell sertlik cihazı.....	98
Şekil 45. Bruker D8 Advance X-ışını difraktometresi	99
Şekil 46. UTS 10/20 marka aşınma ve sürtünme test cihazı	100

Şekil 47. Nanosurf Flex atomik kuvvet mikroskobu	101
Şekil 48. ZEISS Smartproof-5 üç boyutlu optik profilometre cihazı	102
Şekil 49. (a) Delme testi için kaplanmış matkap uçları, (b) Delme testi sonrası matkap ucunun yüzeyinin kontrolü amacıyla optik mikroskopta incelenecek kesiti	103
Şekil 50. (a) TiN, (b) AlTiN, (c) TiSiN ve (d) AlTiSiN kaplama kesitlerinin SEM’de çekilen kalınlık ölçümleri	105
Şekil 51. (a) AlCrN, (b) AlTiCrN, (c) CrN, (d) CrCN ve (e) TiCN kaplama kesitlerinin SEM’de çekilen kaplama kalınlık ölçümleri.....	106
Şekil 52. H13, TiN, AlTiN, TiSiN ve AlTiSiN kaplamalara ait mikro sertliğin artan test sıcaklığı ile ilişkisi.....	108
Şekil 53. AlCrN, AlTiCrN, CrN, CrCN ve TiCN kaplamalara ait mikro sertliğin artan test sıcaklığı ile ilişkisi.....	110
Şekil 54. Rockwell C adhezyon testi optik mikroskop görüntüleri.....	112
Şekil 55. (a) H13, (b) TiCN kaplamanın XRD faz analiz sonuçları.....	114
Şekil 56. (a) TiN, (b) AlTiN kaplamaların XRD faz analiz sonuçları.....	115
Şekil 57. (a) TiSiN, (b) AlTiSiN kaplamaların XRD faz analiz sonuçları.....	116
Şekil 58. (a) AlCrN, (b) AlTiCrN kaplamaların XRD faz analiz sonuçları	117
Şekil 59. (a) CrN, (b) CrCN kaplamaların XRD faz analiz sonuçları	118
Şekil 60. (a) 25°C, (b) 300°C ve (c) 600°C sıcaklıktaki tane boyutu ve sertlik ilişkisi	120
Şekil 61. (a) H25, (b) H300 ve (c) H600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri.....	124
Şekil 62. (a) TiN25, (b) TiN300 ve (c) TiN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri.....	125
Şekil 63. (a) AlTiN25, (b) AlTiN300 ve (c) AlTiN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri	126
Şekil 64. (a) TiSiN25, (b) TiSiN300 ve (c) TiSiN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri.....	127
Şekil 65. (a) AlTiSiN25, (b) AlTiSiN300 ve (c) AlTiSiN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri.....	128
Şekil 66. (a) AlCrN25, (b) AlCrN300 ve (c) AlCrN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri	129
Şekil 67. (a) AlTiCrN25, (b) AlTiCrN300 ve (c) AlTiCrN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri.....	130
Şekil 68. (a) CrN25, (b) CrN300 ve (c) CrN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri.....	131
Şekil 69. (a) CrCN25, (b) CrCN300 ve (c) CrCN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri.....	132

Şekil 70. (a) TiCN25, (b) TiCN300, (c) TiCN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri.....	133
Şekil 71. H13, TiN, AlTiN, TiSiN ve AlTiSiN kaplamaların farklı sıcaklıklardaki yüzey SEM-EDS analizleri	134
Şekil 72. AlCrN, AlTiCrN, CrN, CrCN ve TiCN kaplamaların farklı sıcaklıklardaki yüzey SEM-EDS analizleri.....	136
Şekil 73. H13 çeliğinin farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları	137
Şekil 74. TiN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları	138
Şekil 75. AlTiN kaplamanın çeliğinin farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları	139
Şekil 76. TiSiN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları.....	140
Şekil 77. AlTiSiN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları.....	141
Şekil 78. AlCrN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları	142
Şekil 79. AlTiCrN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları.....	143
Şekil 80. CrN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları	144
Şekil 81. CrCN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları	145
Şekil 82. TiCN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları	146
Şekil 83. H13 ve TiCN kaplamaların 2.5 N ve 5 N yükte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi	147
Şekil 84. TiN ve AlTiN kaplamaların 2.5 N ve 5 N yükte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi	148
Şekil 85. TiSiN ve AlTiSiN kaplamaların 2.5 N ve 5 N yükte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi	149

Şekil 86. AlCrN ve AlTiCrN kaplamaların 2.5 N ve 5 N yükte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi	150
Şekil 87. CrN ve CrCN kaplamaların 2.5 N ve 5 N yükte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi	151
Şekil 88. 2.5 N yük altında aşınma testi uygulanan kaplamaların aşınma oranlarının şematik gösterimi	154
Şekil 89. 5 N yük altında aşınma testi uygulanan kaplamaların aşınma oranlarının şematik gösterimi.....	155
Şekil 90. Delme işlemi öncesi ve sonrası oluşan TiN, AlTiN ve TiSiN kaplı matkap uçlarının yüzey görüntüsü	157
Şekil 91. Delme işlemi öncesi ve sonrası oluşan AlTiSiN, AlCrN, AlTiCrN ve CrN kaplı matkap uçlarının yüzey görüntüsü	158



TABLolar DİZİNİ

Sayfa No

Tablo 1. İstenilen özelliklere göre; gerekli alaşım elementleri, gerekli mikroyapı ve kullanılabilir çelik grubu (Wang vd., 2020)	3
Tablo 2. İstenilen özelliklere göre; gerekli alaşım elementleri, gerekli mikroyapı ve kullanılabilir çelik grubu (Totten, 2007)	6
Tablo 3. Karbon ile olan etkileşimlerine göre karbür yapıcı elementler ve karbür yapmayan elementler (Totten, 2007).....	7
Tablo 4. AISI'ya göre takım çeliklerinin sınıflandırılmasını sembolize eden harfler (Krauss, 2015)	15
Tablo 5. Kromlu Sıcak İş Takım Çeliği (Roberts vd., 1998)	20
Tablo 6. Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri (Roberts vd., 1998)	23
Tablo 7. Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri (Roberts vd., 1998).....	24
Tablo 8. O grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Roberts vd., 1998).....	26
Tablo 9. A grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Roberts vd., 1998).....	27
Tablo 10. D grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Roberts vd., 1998).....	28
Tablo 11. Yüksek hız çeliklerinin AISI standartlarına göre kimyasal yapısı (Volume, 1989).....	30
Tablo 12. S grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Krauss, 2015).....	32
Tablo 13. Suda sertleştirilen takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Novotny, 2001).....	33
Tablo 14. P grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Novotny, 2001).....	34
Tablo 15. Özel amaçlı takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Novotny, 2001)	35
Tablo 16. Çeşitli ince sert film kaplamalar ve özellikleri (Aras, 2010)	55
Tablo 17. Ti-Fe sisteminde oluşan fazlar ve kristal yapıları	72
Tablo 18. H13 sıcak iş çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağ. %)	92
Tablo 19. Kaplama türü ve test sıcaklıklarına göre numunelerin kodlanması	95
Tablo 20. Kaplamalara uygulanan aşınma testlerine ait parametreler.....	101
Tablo 21. Kaplamaların kalınlık sonuçları	104
Tablo 22. Kaplamaların mikro sertlik sonuçları.....	107
Tablo 23. Kaplamaların tane boyutu sonuçları.....	119
Tablo 24. Yüzey pürüzlülüğü değerleri	122
Tablo 25. 2.5 N yük altında aşınma testi uygulanan kaplamaların aşınma oranları.....	152
Tablo 26. 5 N yük altında aşınma testi uygulanan kaplamaların aşınma oranları.....	153

SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ

$^{\circ}$	: Derece
$^{\circ}\text{C}$	: Derece santigrat
Fk	: Kinetik sürtünme kuvveti
μk	: Kinetik sürtünme katsayısı
F_n	: Normal yük
F_s	: Statik sürtünme kuvveti
μ_s	: Statik sürtünme katsayısı
λ	: Cu-K α dalga boyu
θ	: x-ışınları difraksiyon açısını
$\text{\AA}$	: Angstrom
Wr	: Aşınma oranı
keV	: Kilo elektron volt
μm	: Mikrometre
nm	: Nanometre
m/s	: Metre/saniye
mm	: Milimetre
dev/dak	: Devir/dakika
mm/dev	: Milimetre/devir
mm^3	: Milimetre küp
m	: Metre
N	: Newton
V	: Volt
A	: Amper
AISI	: American iron and steel institute
Al	: Alüminyum
AlCrN	: Alüminyum krom nitrür
AlTiCrN	: Alüminyum titanyum krom nitrür
AlTiN	: Alüminyum titanyum nitrür
AlTiSiN	: Alüminyum titanyum silisyum nitrür
Ag	: Gümüş

B	: Pik genişliği
BN	: Bor nitrür
C	: Karbon
Cr	: Krom
CrN	: Krom nitrür
CrCN	: Krom karbür nitrür
CL	: Composite layer-kompozit tabaka
CVD	: Fiziksel buhar biriktirme
D	: Ortalama tane boyutu
DIN	: Alman standartlar enstitüsü
ESR	: Elektrostatik slag ergitme
EDS	: Enerji dağıtıcı spektroskopi
FEM	: Finite element method
FWHM	: Full width half maximum
HRC	: Rockwell C sertliği
HV	: Vickers sertliği
Fe ₃ C	: Sementit
JCPDS	: Joint committee on powder diffraction standards
MML	: Mechanically mixed layer-mekanik olarak karışmış tabaka
Mn	: Mangan
Mo	: Molibden
Ni	: Nikel
NL	: No layer-tabaka yok
PVD	: Kimyasal buhar biriktirme
Ti	: Titanyum
TiB ₂	: Titanyum diborür
T _m	: Erime sıcaklığı
TL	: Transferred layer-aktarılan tabaka
TiN	: Titanyum nitrür
V	: Vanadyum
VC	: Vanadyum karbür
XRD	: X ışını difraktometresi
YMK	: Yüzey merkezli kübik

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Takım çelikleri, yüksek sıcaklık ve ağır yük koşullarına dayanıklılık gerektiren endüstriyel uygulamalarda kritik bir öneme sahiptir. Ancak, bu malzemeler, özellikle aşındırıcı ortamlar ve yüksek sıcaklıklar altında, hızlı aşınma, termal yumuşama ve performans kaybı gibi sorunlarla karşılaşabilmektedir. Bu sorunlar, yalnızca takım ömrünü kısaltmakla kalmaz, aynı zamanda üretim maliyetlerini artırarak verimliliği olumsuz yönde etkiler. Özellikle otomotiv, havacılık, enerji ve imalat sektörlerinde, takım çeliklerinin dayanımını artıracak çözümlerin geliştirilmesi, bu problemlerin üstesinden gelmek için hayati önem taşımaktadır.

Bu bağlamda, kaplama teknolojileri, takım çeliklerinin aşınma direncini artırmak ve yüksek sıcaklıklarda daha kararlı bir performans sergilemelerini sağlamak için etkili bir yöntem olarak öne çıkmaktadır. Kaplama malzemeleri, çeliğin yüzeyine ekstra bir koruyucu katman ekleyerek, sürtünme ve aşınma kaynaklı hasarları azaltırken, termal dayanıklılık ve kimyasal stabilite gibi özellikleri de iyileştirir. Özellikle ince film kaplamalar, kesici takımların çalışma koşullarında karşılaştığı zorluklara karşı yüksek performans sağlayarak hem ömürlerini uzatır hem de işlem kalitesini artırır.

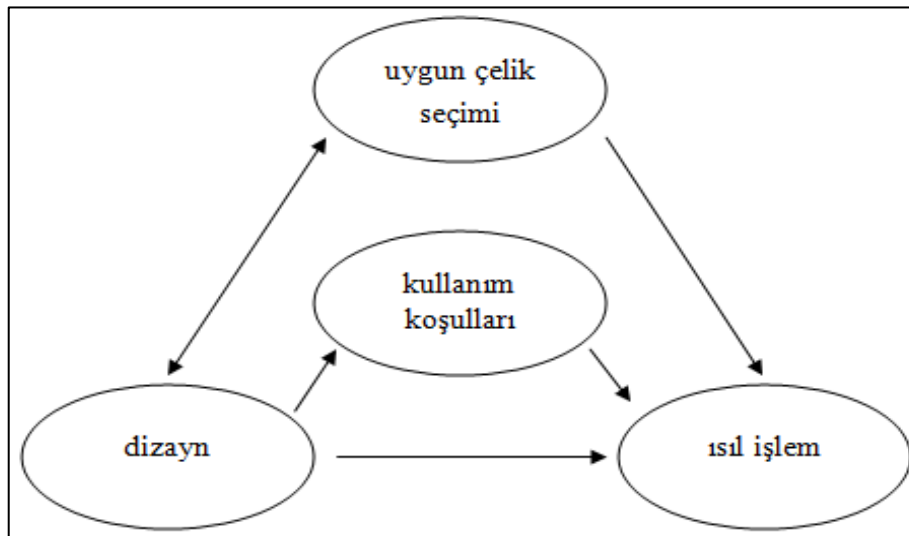
Bu tez çalışmasında, H13 çeliği üzerine uygulanan dokuz farklı kaplamanın (TiN, AlTiN, TiSiN, AlTiSiN, AlCrN, AlTiCrN, CrN, CrCN, TiCN) aşınma davranışları, iki farklı yük (2,5 N, 5 N) ve üç farklı sıcaklık (25°C, 300 °C, 600°C) altında detaylı bir şekilde incelenmiştir. Ayrıca, kaplamaların gerçek kullanım koşullarındaki etkinliğini değerlendirmek amacıyla, matkap uçlarına kaplanarak delme testleri gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar, yüksek sıcaklık ve farklı yük koşullarında aşınma dayanımını artıracak kaplama türlerinin tribolojik davranışlarını karşılaştırmalı ve detaylı olarak açıklayan bir çalışmayı ortaya koymayı amaçlamaktadır.

1.2. Takım Çelikleri

Teknolojinin ilerlemesi ve üretim miktarlarındaki artış, çeliklerin özelliklerinde sürekli geliştirme gerekliliğini ortaya çıkarmıştır. Bu nedenle, imalat ve makine sanayi,

karbon çeliklerin yerine modern takım çeliklerini tercih etmeye başlamıştır (Toptop, 2010). Takım çelikleri, kesme, dövme gibi işlemlerle sıcak veya soğuk işlenmiş parçaların şekillendirilmesinde kullanılan özel çelik türleridir. Bu çelikler, takım ve kalıp üretiminde yaygın olarak tercih edilmektedir. Yüksek kaliteli takım çelikleri, kullanım alanı olarak sadece takım ve kalıp yapımında değil, aynı zamanda özel özelliklere sahip makina parçalarının üretiminde de kullanılmaktadırlar. Takım çelikleri, diğer çelik türlerine kıyasla daha zorlu çalışma koşullarında kullanılır. Bu çeliklerin, farklı sıcaklıklar ve yükler altında yüksek hızlarda ve büyük gerilmeler altında deformasyona uğramadan ve aşınmadan uzun süreli performans göstermeleri beklenir. Bu tür ağır çalışma koşullarına uygun özellikler, çeliklerin karbon içeriği ve alaşım elementleri sayesinde sağlanır. Takım çelikleri, genellikle bileşimlerinde %50'ye kadar alaşım elementleri bulundurabilir. Molibden (Mo), kobalt (Co), vanadyum (V), krom (Cr) ve volfram (W) gibi başlıca alaşım elementleri, bu çeliklerin üstün özelliklerini sağlamak amacıyla kullanılır. Bunların yanı sıra mangan (Mn), nikel (Ni), silisyum (Si) gibi diğer elementler ile alüminyum (Al), titanyum (Ti) ve zirkonyum (Zr) gibi tane küçültücü elementler de takım çeliklerinin bileşiminde yer alabilir (ASM, 1990).

Takım çeliklerinin kullanım ömrü, doğru çeliğin seçilmesi ve uygun ısıtıl işlem kadar, tasarım ve kullanım koşullarına da bağlıdır; tüm bu şartlar sağlandığında, takım çeliği başarıyla kullanım ömrünü tamamlayabilir. Bu zincirde herhangi bir halkada bir bozukluk veya yanlışlık olması, takım çeliği mamulünde çatlama hatta kırılmaya yol açabilir (Arslan, 2011). Şekil 1'de takım çeliklerinin kullanım ömrünü etkileyen etmenler gösterilmiştir.



Şekil 1. Takım çeliklerinin servisteki kullanım süresini etkileyen faktörler (Arslan, 2011)

1.2.1. Takım Çeliklerinin Özellikleri

Çalışma koşulları, kullanılan hammadde türü ve uygulanan ısıtım işlemi gibi faktörlere bağlı olarak değişiklik gösterse de takım çeliklerinden genel olarak beklenen özellikler şunlardır:

- Yüksek Tokluk ve Süneklik
- Yüksek Termal Yorulma
- Yüksek Termal İletkenlik
- Homojen Mikroyapı ve Termal Şok Direnci
- Düşük Termal Genleşme ve Isıl İşlemlerde Boyutsal Kararlılık
- Üstün Aşınma Direnci
- Yüzey İşlemlerine Uygunluk
- Sertleşebilirlik
- Yüksek İşlenebilirlik (Çalışkan, 2023).

Takım çeliklerinin istenilen çok yönlü özelliklerini elde edebilmek için alaşım elementlerinin türleri, miktarları ve kombinasyonlarının optimize edilmesi gerekmektedir. Örneğin, Tablo 1'de belirli özellikler için gereken mikroyapı, uygun alaşım elementleri ve çelik grupları detaylandırılmıştır. Bu, gerekli mekanik özelliklerin sağlanabilmesi için önemli bir optimizasyon sürecidir.

Tablo 1. İstenilen özelliklere göre; gerekli alaşım elementleri, gerekli mikroyapı ve kullanılacak çelik grubu (Wang vd., 2020)

İstenilen Özellikler	Gerekli Mikroyapı	Gerekli Alaşım Elementleri	Çelik Grubu
Sertlik	Yüksek karbon çözünürlüğü Martenzit,	% 0.6-% 1.5 C	Alaşımsız Soğuk İş Takım Çelikleri
Aşınma Direnci ve Sertlik	Martenzit Karbürler	% 1-% 2 C % 12'ye kadar Cr, W, Mo ve V	Alaşımlı Soğuk İş Takım Çelikleri
Büyük Kesitlerde Sertlik	Martenzit, Dönüşüme Dayanıklı Matriks	% 0.4-% 0.6 C % 4'e kadar Ni, Mn ve Cr	Havada Sertleşen Soğuk İş Takım Çelikleri
Sıcak Mukavemet Termo Şok Direnci	Martenzit, İkincil Karbür Çökeltileri	% 0.3-% 0.4 C % 5'e kadar Cr, Mo ve V	Sıcak İş Takım Çelikleri
Sertlik Sıcak Aşınma Direnci	Martenzit Birincil Karbürler İkincil Karbür Çökeltileri	% 0.8-% 2 C % 18'e kadar W-Mo % 4'e kadar V % 10'a kadar Co	Yüksek Hız Çelikleri

- **Sertlik:** Sertlik, metal malzemenin kalıcı şekil değişimine karşı gösterdiği direncin bir ölçüdür ve takım çeliklerinin sertlikleri, kullanım alanlarına göre 200-900 Vickers Sertlik (HV) arasında değişir. Isıl işlemler, malzemenin sertliğini istenilen değerlere getirmek için uygulanır. Martenzitin sertliği, malzemenin ihtiva ettiği karbon oranına bağlıdır. Sertliği belirleyen temel element olan karbonun miktarı arttıkça, martenzitin sertliği ve dolayısıyla malzemenin genel sertliği de artar.

Isıl işlem sırasında malzemenin karbon içeriği ve soğuma hızına bağlı olarak, martenzit fazının yanı sıra sertliği olumsuz olarak etkileyen artık östenit fazı da meydana gelebilir. Artık östenit fazı, karbonca zengindir ve hızlı soğuma koşullarında ortaya çıkar. Sertliğin artması, aşınma direncini ve malzemenin mekanik dayanımını artırırken, akma mukavemeti ve tokluğunu düşürür. Genellikle malzemenin sertliği sıcaklıkla birlikte azalır. Özellikle yüksek sıcaklıklarda sertliklerini korumaları gereken hız çelikleri ve sıcak iş takım çelikleri, sertliklerini işlem sıcaklıklarında da koruyabilmelidir. Takım çeliklerinde bu nedenle, istenilen sertliğin elde edilmesi için ısıtma işlemle martenzit fazının oluşturulması ve kararlı karbür yapıcı elementler olan Cr, Mo ve V gibi elementlerin ince taneli karbürler oluşturacak şekilde çökmesi sağlanmalıdır (Wang vd., 2020).

- **Sertleşebilirlik:** Malzeme tamamen östenit fazına dönüştürüldükten sonra uygulanan hızlı soğutma ile yüzeyde sertliğin, yüzeye ne kadar derinlikte kadar korunabildiğini gösteren bir ölçüttür. Sertleşebilirlik için, hızlı soğutma işleminden sonra ölçülen sertlik ve sertliğin malzeme kesitindeki dağılımı ana parametrelerdir. Malzemenin boyutu, şekli, soğuma koşulları ve kimyasal bileşimi sertleşebilirliği etkileyen etmenelerdir. Malzemenin ihtiva ettiği çözünen alaşım elementleri ve karbonun miktarı arttıkça, sertlik su verilen uç yüzeyden merkeze doğru daha dengeli bir şekilde dağılır ve bu da sertleşebilirliğin artmasını sağlar. Sertleşebilirlik, Jominy uçtan su verme ve Grossmann testleri ile ölçülür (Singh R. , 2020).

- **Süneklik:** Süneklik, malzemenin kalıcı şekil değişimine göstermiş olduğu dirençtir ve özellikle takım çeliklerinde büyük önem taşır. Çalışma şartlarında malzemeye uygulanan gerilmeler nedeniyle çatlak oluşumu ve çatlağın ilerlemesi ne kadar yavaş gerçekleşirse, malzemenin çalışma ömrü de bir o kadar uzun olur. Bu sebeple, takım çelikleri gerilmelere karşı yüksek dayanıklılığa sahip olması zorundadır.

Karbürlerin oluşturduğu ağlar veya dizilimler ve malzeme içinde bulunan safsızlıklar ve, sünekliği etkileyen önemli faktörlerdir. Ayrıca, malzemenin ısıtma işleminden geçmiş olması,

içeriğinde bulunan beynit ve martenzit, mikroyapısı ve sertliği de sünekliği etkileyen unsurlar arasında yer alır (Islam vd., 2022).

- Tokluk: Malzemenin almış olduğu darbeye karşı kırılmadan formunu koruyabilme kapasitesine tokluk denir ve bu süreçte malzemenin absorbe ettiği enerjiyle tanımlanır. Yapıda meydana gelen homojen olmayan gerilim dağılımı, mikro çatlaklar ve çentikler malzemenin gevrek bir şekilde kırılmasına neden olabilir. Tokluğu büyük tane boyutları, tane sınırlarında ikincil karbürlerin varlığı, perlitik veya beynitik yapılar ve temperleme sırasında gevrekliğe yol açabilecek alaşım elementleri gibi faktörler etkiler. Uygulanan ısı işlemler, bu olumsuz etkileri azaltmaya yardımcı olabilir (Singh R. , 2020).

Homojen mikroyapıya ve küresel ince taneli karbürlere sahip takım çelikleri, yüksek tokluk değerleri gösterir. Özellikle yüksek tokluk istenen durumlarda, segregasyonu en aza indirmek için üretimde toz metalurjisi yöntemi kullanılır (Islam vd., 2022).

- Sıcak Yorulma Direnci: Sıcak yorulma direnci, takım çeliğinin tekrarlayan sıcaklık değişimlerine karşı gösterdiği dayanımdır. Bu dayanım, yüzeyde mikro çatlakların oluşumunu engelleyerek, kalıbın çatlamasını ve kullanılmaz hale gelmesini önler. Yüksek sıcaklık akma mukavemeti, yüksek temperleme direnci, yüksek süneklik, iyi ısıl iletkenlik ve düşük ısıl genleşme gibi faktörler, sıcak yorulma dayanımını etkileyen parametrelerdir ve bu parametreler malzemenin üretim koşullarına bağlı olarak değişebilir. Isıl işlemler gibi sonradan uygulanan işlemlerin etkisi genellikle sınırlıdır. Takım çeliğinin sıcak yorulma dayanımını etkileyen diğer önemli faktörler arasında malzemenin türü, parça kesit kalınlığı, çalışma sıcaklığı ve kalıbın önceden ısıtılması yer almaktadır.

Malzemenin yüksek akma dayanımı ve tokluğu, ısıl gerilmelerin çatlak oluşturma eğilimini azaltır (Islam vd., 2022).

- Aşınma Dayanımı: Takım çeliklerinin kullanım ömrünün sınırlı olması, genel olarak yüzeylerde oluşan aşınmalar ve aşınan bu yüzeylerin taşlanarak kaybolmasıyla ilişkilidir. Bu yüzden, malzemenin kullanım koşullarına karşı dayanıklı olması ve yüksek aşınma dayanımına sahip olması gerekmektedir.

Takım çeliklerinin aşınma direncini artırmanın etkili yöntemlerinden biri, matriks sertliğinin artırılması ve çeliğe sertlik artırıcı ilavelerin eklenmesidir. Ancak, sertlik arttıkça tokluk azalır ve bu da kırılma riskini yükseltir. Mo, W ve V gibi karbür oluşturu elementlerin eklenmesiyle karbon miktarındaki artış, karbür kaynaklı sertliğin yükselmesine ve dolayısıyla takım aşınmasının azalmasına yol açar.

Takım malzemelerinde karbür kullanımının %25'ten fazla olması genellikle mümkün değildir çünkü bu kadar yüksek miktarda karbür bulunması, sıcak deformasyonu kısıtlar ve malzemenin şekil değiştirmesini zorlaştırır. Bu nedenle, yüksek miktarda karbür kullanımı ve takım çeliği üretimi, toz metalurjisi yöntemiyle gerçekleştirilebilir. Ayrıca, karbürlerin şekli, miktarı, dağılımı ve boyutları da aşınma direncini önemli ölçüde etkiler. Artan karbürler arası mesafenin artması karbür boyutunun azalması aşınma direncini azaltır çünkü karbürlerin matriks içinde tutulması zorlaşır ve küçük karbürler kesme işlemlerini zorlaştırır (Islam vd., 2022).

1.2.2. Alaşım Elementleri ve Etkileri

Takım çeliklerinde üstün sertlik ve dayanım sağlamak için, alaşım elementleri kullanılarak martenzit veya karbür gibi kristalin fazların oluşturulması hedeflenir. Bu fazlar, sıcak şekillendirme, ısıtma işlemi, toz metalurjisi veya katılaşma gibi yöntemlerle hedeflenen duruma getirilir. Isıl işlem görmüş takım çeliklerinde, genellikle martenzit içinde dağılmış sert karbürlerden oluşan bir mikroyapı vardır (Krauss, 2015).

Alaşım elementleri, matris yapısına olan etkilerine göre östenit oluşumu destekleyen elementler ve ferrit oluşumunu destekleyen elementler olarak Tablo 2'de gösterildiği gibi iki grupta sınıflandırılır.

Tablo 2. İstenilen özelliklere göre; gerekli alaşım elementleri, gerekli mikroyapı ve kullanılabilecek çelik grubu (Totten, 2007)

Östenit Oluşumu Destekleyen Elementler	Ferrit Oluşumunu Destekleyen Elementler	
Bakır	Bor	Alüminyum
Nikel	Silisyum	Kalay
Karbon	Krom	Antimon
Azot	Niyobyum	Arsenik
Kobalt	Molibden	Zirkonyum
Mangan	Tungsten	Kükürt
	Fosfor	Seryum

Karbon ile olan etkileşimlerine göre alaşım elementleri, karbür yapıcı elementler ve karbür yapmayan elementler olarak iki grupta sınıflandırılmaktadır ve Tablo 3'te gösterilmiştir.

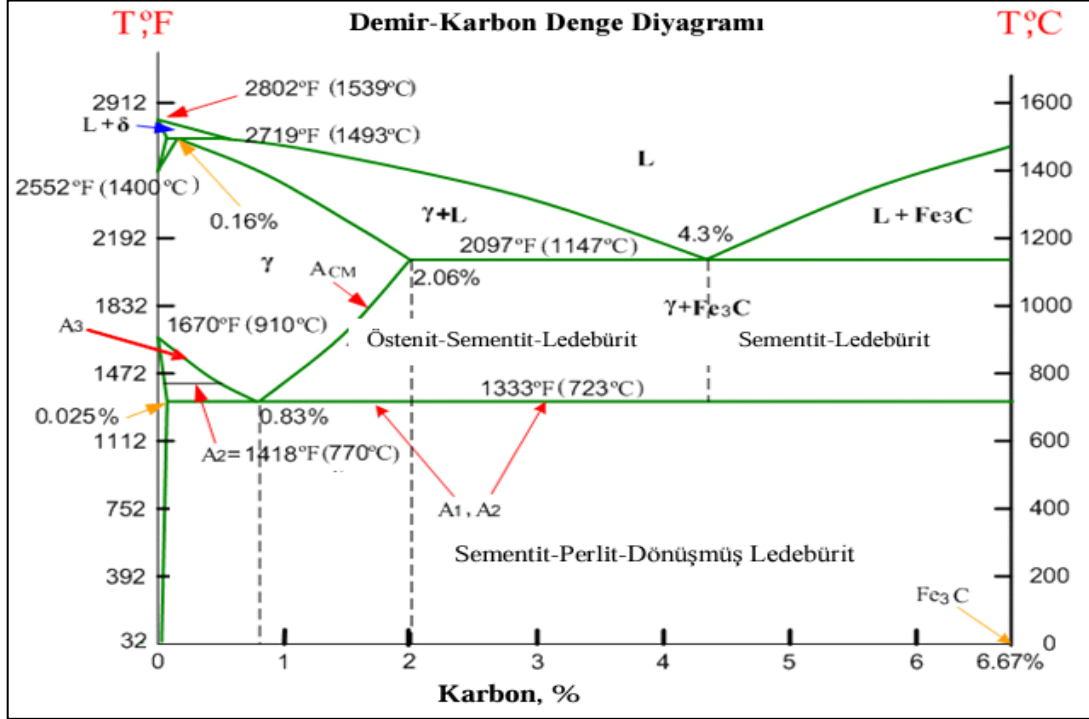
Tablo 3. Karbon ile olan etkileşimlerine göre karbür yapıcı elementler ve karbür yapmayan elementler (Totten, 2007)

Karbür Yapıcı Elementler	Karbür Yapmayan Elementler
Mangan	Nikel
Krom	Kobalt
Molibden	Bakır
Tungsten	Silisyum
Vanadyum	Fosfor
Niyobyum	Alüminyum
Titanyum	

- Karbon (C): Östenit fazının soğuma bölgesinde, %0.8'den az karbon ihtiva eden çelikler (ötektoid altı) ferrit oluşturarak çökerken, geride kalan östenit ise 723°C'nin altında perlitte dönüşür. %0.8 karbon içeren çelikler, perlitin ötektoid karışım olan ferrit ve sementite dönüştüğü bir bileşim gösterir. %0.8'den fazla karbon içeren çeliklerde (ötektoid üstü) ise perlit (ferrit+sementit) ve ikincil sementitler meydana gelir. İkincil sementitler, tane sınırlarında bulunan baskın östenitlerin çökmesiyle oluşmaktadır (Krauss, 2015).

%0.25 karbon içeren çeliklerin işlenebilirlik özellikleri, ferritin yapısal özelliklerine bağlı olarak farklılık gösterir. Bu tür malzemeler, yüksek deformasyon kapasitesine sahip oldukları için kesme işlemleri sırasında yüzey pürüzlülüğünü artırabilirler. Ferrit, yapısal olarak adezyona eğilimli olduğu için düşük kesme hızlarında talaşın birikmesine sebep olabilir. Kesme hızının artmasıyla birlikte, kesme sıcaklığı ve takım aşınması da yükselir. Ferritin zayıf mukavemeti nedeniyle, kullanılan takım açılarının doğru seçilmesi büyük önem taşır. Yüzey kalitesini artırmak ve adezyonun etkisini azaltmak amacıyla, genellikle yağlı kesme sıvıları tercih edilir. Ayrıca, karbon oranı %0.25'ten az olan çeliklerde kanal

açma gibi işlemlerde kalıp problemleri görülebilir (Klocke & Kuchle, 2011). Çeliğin metalografik bileşenleri demir-karbon (Fe-C) denge diyagramında Şekil 2'de gösterilmiştir.



Şekil 2. Fe-C denge diyagramı (Klocke & Kuchle, 2011)

Karbon içeriği %0.25 ile %0.4 arasında arttıkça, çeliğin yapısındaki perlit oranı da yükselir ve bu durum işlenebilirliği iyileştirir. Ancak, mukavemetin artması, malzemenin deforme edilebilirliğini kısıtlar. Mukavemetin yükselmesiyle, takım aşınması, takım temasındaki sıcaklık artışı, aşındırıcı aşınma davranışı ve yüzey ile talaş kalitesinde gözle görülür artışlar olur.

%0.4 ile %0.8 arasında karbon içeriği olan çeliklerde, ferrit oranı azalmasıyla perlit oranı artmaktadır. %0.83 karbon içeriğinde ise yapı bütünüyle perlitir. Bu yapının mukavemeti arttıkça, düşük kesme hızlarında bile talaş yüzeyi sıcaklığı artar.

Karbon oranı %0.8'in üzerine çıktığında ise çeliklerin yapısında ikincil sementit ve perlit bulunur. Yavaş soğuma sonrasında serbest östenit, sementit ve perlit tanelerinin çevresinde koruyucu olan bir tabaka meydana gelir. Bu koruyucu tabaka, kesme işlemlerinde esnasında aşınmaya karşı dayanıklılığı artırır. Ayrıca, kırılma ve sert metalografik bileşenlerin aşındırıcı etkileri ile yüksek basınç ve sıcaklıkların kesme kenarında ekstra stres yaratması gözlemlenir (Klocke & Kuchle, 2011).

Çeliklerin sertleştirilebilme kabiliyeti, büyük ölçüde karbon içeriğine bağlıdır. Çeliğin sertleştirilebilmesi için demir matrisi içinde en az %0.2 karbon bulunması gereklidir. Karbon oranı arttıkça, çeliğin sertleşme kapasitesi de yükselir, çünkü karbon, martenzit fazının oluşumunu teşvik eder ve çeliğin sertliğini artırır (Højerslev, 2001).

Karbon, çeliklerde karbür ve katı çözültü oluşturarak mukavemeti artıran önemli bir elementtir. Çeliklerdeki karbon miktarı arttıkça, sertlik ve akma dayanımı da artar. Ancak, bu artışa paralel olarak kaynak edilebilme, yüzde uzama ve tokluk gibi özelliklerde bir azalma gözlemlenir. Yüksek karbon içeriği, çeliğin daha sert ve dayanıklı hale gelmesini sağlasa da, şekillendirme ve kaynak işlemlerini zorlaştırabilir, ayrıca çeliğin kırılgenliğini da artırabilir (Totten, 2007).

İşlenebilirliğin yüksek olması gereken durumlarda, düşük karbon içeriğine sahip çelikler tercih edilir (Bostan, 2015).

- Krom (Cr): Yapısında %12'den fazla bulunan krom, oksidasyon ve korozyon direncini artırarak paslanmaz çeliklerin temel alaşım elementi haline gelir ve bu, malzemenin uzun ömürlü ve dayanıklı olmasını sağlar (Bostan, 2015). Takım çeliklerinde, krom oranı arttıkça, ısıtıl işlem sırasında karbür oluşumu gerçekleşir. Bu karbürler, östenitleme sürecinde 900°C'nin üzerinde parçalanmaya başlar ve 1100°C civarındaki sıcaklıklarda yapıda tamamen çözünür. Karbür oluşumu, çeliğin sertleşebilme yeteneğini iyileştirir, aşınma direncinin artmasını sağlar ve sıcaklık dayanımı ve kesme performansına katkı sağlar (Højerslev, 2001).

Krom nitrürleme proseslerinde yaygın olarak kullanılan, güçlü bir nitrür yapıcı bir alaşım elementidir. Nitrürleme prosesinde koherent krom nitrür (CrN) bileşimi çökelti olarak sertliği artırmaktadır. Ferrit matrisi ile CrN partikülleri arasında süreksizliğe neden olan çökeltiler, şekil değiştirme bölgelerini çevreleyerek sertliğin artmasına neden olur. Bunun yanı sıra bu çökeltiler süreksizlik yaratarak dislokasyonların hareketini zorlaştırmaktadır.

Nitrürleme işlemi ilerledikçe, koherent yapı bozulur ve şekil değiştirme enerjisi azalır. Bu değişim, krom nitrür partiküllerinin büyümesine yol açar. Partikül büyümesi, sürekli ve süreksiz olmak iki şekilde gerçekleşir. Sürekli büyüme, küçük partiküllerin büyümesiyle gerçekleşirken, süreksiz büyüme, ferrit matrisi ve CrN çökeltisinin alternatif katmanlar şeklinde büyümesini içerir.

Her iki büyüme reaksiyonu da mikroyapıyı etkileyerek sertlikte azalmaya neden olur. Bu büyüme mekanizması, alaşımdaki Cr oranına bağlı olarak değişir. Buna göre:

- Genellikle sürekli büyüme %0-2 krom içeren yapıda,

➤ Sürekli ve süreksiz büyüme %2-10 arasında Cr içeren,
 ➤ %10'dan daha fazla Cr bulunan yapıda ise tamamen süreksiz büyüme mekanizması aktiftir (Diaz vd., 2008).

- Mangan (Mn): Mangan, kritik su verme hızı üzerinde belirgin bir etkiye sahiptir ve bu hızı düşürerek su vermeyi kolaylaştırır. Mn, tüm çelik sınıflarında %0.3 veya daha yüksek oranlarda bulunur. Desülfürant ve deoksidan olarak işlev görür ve diğer alaşım elementlerine kıyasla daha az makro segregasyon eğilimi gösterir. Manganın karbür yapıcı özelliği düşüktür ve yalnızca sementit içinde çözünür. Bu durum, manganın çeliklerdeki karbür oluşumuna katkı sağlamadığı anlamına gelir, ancak sementit fazında çözünerek yapının mukavemetini etkiler. Sertlik derinliğini artırıcı etkisi olsa da tane büyümesi ve temper gevrekliği gibi olumsuz etkilere de neden olabilir. Manganez, düşük karbonlu çeliklerde %1.5 oranına kadar işlenebilirliği artırırken, bu oranın daha yüksek seviyelere çıkması durumunda olumsuz etkiler yapmaktadır. Yüksek mangan içeriği, çeliğin işlenebilirliğini azaltarak, aşındırma ve takım aşınmasını artırabilir (Klocke & Kuchle, 2011).

- Silisyum (Si): Silisyum, çelik üretiminde deoksidan olarak kullanılmasının yanı sıra matris içinde karbon çözünürlüğünü artırarak, çeliğin sertliğini ve dayanımını iyileştirir. Silisyum, ayrıca çeliğin oksidasyona karşı direncini artırarak, paslanmaz çeliklerin korozyon özelliklerini güçlendirir. Yapıda ağırlıkça %0.2 oranında bulunduğu oksijenle reaksiyona girerek deoksidan olarak işlev görür, daha yüksek oranlarda ise sertlik derinliğini artırır. Yapıda ağırlıkça %1 oranında silisyum bulunduğu zaman, çekme ve akma dayanımı, termal stabilite ve sertlik artarken, süneklik azalır. Yapıda silisyum oranının daha yüksek bulunması ise kırılganlığa sebep olur (Højerslev, 2001). Silisyum alaşım elementi, nitrür oluşumunu doğrudan etkilemez (Pye, 2003).

- Fosfor (P): Fosfor, çelik üretiminde mekanik özellikleri olumsuz etkileyebilir. Çelikte yüksek fosfor içeriği, uzama ve eğme kapasitesini azaltır ve kırılganlık oluşturur. Bununla birlikte, fosforun %0.1 kadar olan oranları çeliğin işlenebilirliğini iyileştirebilir. Ancak, fosfor miktarı arttıkça takım aşınması da artar. Bazı çelik türlerinde, örneğin otomat çeliğinde, fosforun talaşlanabilirlik üzerinde olumlu etkileri olabilir (Klocke & Kuchle, 2011).

- Nikel (Ni): Nikel elementi, karbür oluşturma özelliği sahip değildir. Sertleşebilirliği artırır ve özellikle düşük sıcaklıklarda tokluğu iyileştirir, aynı zamanda östenit alanını genişletir. Yapıya eklenen nikel, latis distorsiyonunu ve su verme işlemi sırasında oluşan

çatlakları azaltır (Yang vd., 2006) (Bakdemir vd., 2020). Nikel, nitrür oluşumu üzerinde çok az etkiye sahiptir (Pye, 2003).

- Kükürt (S): Kükürt, malzemenin sünekliğini ve tokluğunu kötü yönde etkilediği ve kaynak edilebilirliğini azalttığı için istenmeyen bir elementtir. Kükürt demirle birleşerek demir sülfür (FeS) fazını oluşturur; düşük ergime sıcaklığına sahip olan bu faz tane sınırlarına yerleşir, bu da haddeleme esnasında sıcak yırtılmalara neden olabilir. Kükürt takım çeliklerinde cüruf altı ergitme işlemi ile uzaklaştırılır; manganez, kükürdü bağlama özelliği sayesinde bu olumsuz etkilerden korunmaya yardımcı olur, ayrıca mangan sülfür (MnS) fazı, yüksek ergime derecesine sahip olarak işlenebilirliği ve yüzey kalitesini artırır. Talaşlı işlenmeye elverişli otomat çeliklerinde ise kükürt oranının genellikle yüksek olması tercih edilir (Klocke & Kuchle, 2011), (Bostan, 2015).

- Vanadyum (V): Vanadyum, güçlü bir karbür yapıcı element olarak sementit yapısı içinde düşük çözünürlük gösterir ve bu nedenle östenit içinde çözünüp sertliği artırırken çözünmeyen vanadyum karbürler ise sertliği azaltabilir. Kontrol edilen haddeleme ve soğuma süreçleri sonrası yapıda bulunan ince vanadyum karbür ve nitrürler, dispersiyon sertleşmesine önemli ölçüde katkıda bulunur. Yani, vanadyum düşük miktarlarda bile olsa karbür ve karbon nitrürlerinin dağılması aracılığıyla sertliği artırır. Bununla birlikte, vanadyumun ince taneli yapıya sebep olması, mekanik gerilme oluşturarak ve talaş formunu etkileyerek işlenebilirliği kötü yönde etkileyebilir (Klocke & Kuchle, 2011).

Temperleme esnasında vanadyum, ikincil sertleşmeye imkan tanır ve sıcak dayanımı artırarak yüksek hız çeliklerinin kesme karakteristiğini geliştirir. Vanadyum ayrıca çentik ve yorulma dayanımında da iyileşme sağlar ve tane küçültücü etkisiyle çeliklerin akma ve çekme dayanımlarını artırır (Bostan, 2015).

Vanadyum, sert ve kararlı nitrürler oluşturabilen bir alaşım elementidir. Aşınma dayanımı, yüksek sıcaklık dayanımı ve kenar köşe kalitesi gibi karakteristikleri artıran vanadyum, bu nedenle sıcak dövme kalıpları ve yüksek hız çelikleri gibi çelik türlerinde temel alaşım elementi olarak kullanılır (Pye, 2003), (Totten, 2007).

- Tungsten (W): Molibdene yakını özellikler sergileyen tungsten, güçlü bir karbür yapıcı elementtir ve sementit içinde çok düşük miktarda çözünür. Tungsten miktarının artması, çeliğin sertliğini ve aşınma dayanımını artırır ve su verilmiş çeliklerde temperleme esnasında ikincil sertleşme kapasitesini geliştirir. Ayrıca, tungsten yüksek sıcaklık mukavemetini artırır ve yüksek sıcaklıklarda tane büyümesini engeller (Totten, 2007).

- Molibden (Mo): Sementit yapısında çok az çözünen molibden, yapıda yeterince bulunduğunda karbür yapıcı özellik gösterir. Molibden su verme prosesi uygulanmış çeliklerde, temperleme esnasında ikincil sertleşmeye imkan tanır. Ayrıca, molibden yüksek sıcaklıklarda sürünme dayanımını artırır, ancak çeliğin dövülebilirliğini azaltabilir (Højerslev, 2001).

Molibden, çeliklerde tane küçültücü etki yaratır ve yorulma dayanımını ve sertleşebilirliği artırır. Çeliğe eklenen %0.2-0.4 molibden, temperleme sırasında gevrekliği önlemeye yardımcı olur (Højerslev, 2001), (Bostan, 2015).

Ayrıca, molibden güçlü nitrür yapıcı bir elementtir ve kararlı nitrürler oluşturarak gevrekleşmeyi azaltıcı bir etki sağlar (Pye, 2003).

- Kobalt (Co): Cr eklenen kobaltlı molibden çeliklerinde, Cr-Mo sertleşebilirliği artar. Ayrıca yüksek hız çeliklerinde kobalt elementi, termal kararlılığı 650°C'ye kadar artırabilir ve ikincil sertleşmede 67-70 HRC sertlik seviyelerine ulaşılmasını sağlar.

Kobalt ilavesi, solidüs sıcaklığını düşürür ve östenitleme sırasında karbür çözünürlüğünü artırarak sertleşebilirliği yükseltir. Ayrıca, kobaltlı alaşımlar yüksek sıcaklık kararlılığı, sertlik ve ısı iletim özelliklerinde de iyileşme sağlar. Kobalt, genellikle sıcak iş çeliklerinde, maraging çeliklerinde ve yüksek hız çeliklerinde kullanılır (Højerslev, 2001).

- Alüminyum (Al): Malzemeye tane boyutunu küçültme etkisi ile mukavemet ve tokluk kazandıran alüminyum, oksit giderici özellikleri sayesinde çeliklerin üretiminde kullanılan bir elementtir (Guan & Tie, 2017).

- Bakır (Cu): Bakır, çeliğe eklendiğinde sertleşme derinliğini artırabilir; ancak bu özellik, bakırın takım çeliklerinde yaygın olarak kullanılmasının önünü açmaz (Kang vd., 2014).

- Azot (N): γ -sahasını genişleterek γ fazını kararlı hale getiren alaşım elementleri arasında V, Nb ve Ti gibi elementler bulunur. Bu elementler, sert nitrür ve karbonitrürler oluşturarak çeliğin özelliklerini iyileştirir. Düşük karbon içeren çeliklerde ise su verme yaşanması, mavi gevreklik ve gerinim yaşanması gibi sorunlar ortaya çıkabilir (Chen vd., 2021).

- Titanyum (Ti): Titanyum elementi, karbür ve nitrür oluşturan alaşım elementlerinden biridir ve Nb ile V elementlerinin etkisine benzer şekilde malzeme üzerinde etki yapar. Ancak, bu elementlerin oluşturduğu karbürler daha ince yapılıdır. Özellikle östenitik çeliklerde, tane arası korozyonu engellemek için kullanılırlar ve oluşturdukları karbürler tokluğu ve sürünme dayanımını artırır.

Ti, Nb ve V gibi alaşım elementleri, yüksek sıcaklıklarda bile çözünmeyen alaşım karbürleri oluşturur ve östenit yapısında çözünürlükleri düşüktür. Bu özellikleri sayesinde, bu alaşım karbürleri östenitleme prosesi esnasında tane büyümesini engeller (Farahat & El-Bitar, 2010).

- Zirkonyum (Zr): Zirkonyum, karbür yapıcı bir alaşım elementidir ve östenit sahasını sınırlayıcı özelliği vardır. Yüksek dayanıma sahip düşük alaşımlı çeliklerde, dayanımı artırmak ve inklüzyon karakterini iyileştirmek amacıyla kullanılır (Baker, 2015).

- Niyobyum (Nb): Niyobyum, karbür ve nitrür yapıcı bir alaşım elementidir. Düşük miktarda niyobyum, ince nitrür ve karbonitrür fazları oluşturarak yapıyı inceltir ve bu da akma dayanımını artırmaya yardımcı olur (Farahat & El-Bitar, 2010).

1.2.3. Takım eliklerindeki Karbür Yapıları

Isıl işlem uygulanan takım çelikleri, ferrit ve karbürlerin birleşiminden oluşan bir mikroyapıya sahip olur. Bu karbürlerin yapısı, çeliğin kimyasal bileşimine bağlı olarak şekillenir. Karbür oluşturan alaşım elementleri arasında Zr, Mn, Cr, W, V, Nb ve Ti yer alır. Bu elementlerin karbona olan bağlanma eğilimine göre, en sağda yer alan Ti, en stabil karbürleri oluşturur.

Kararlı karbür türleri arasında WC, VC ve TiC gibi MC tipi karbürler bulunur. Özellikle VC karbürü, yüksek sıcaklıklarda bile yapısını korur ve östenitleme prosesi esnasında tane sınırlarına çökelerek tane büyümesini engellemeye yardımcı olur.

Cr, Mo ve Mn gibi elementler, östenitleme sırasında çözünür ve menevişleme esnasında tekrar karbür yapıları (ikincil karbürler) oluşarak ikincil sertlik sağlar. İkincil karbürlerin etkileri şu şekilde özetlenebilir:

- Sertliği artırır.
- Yüksek sıcaklıkta dayanıklılığı iyileştirir.

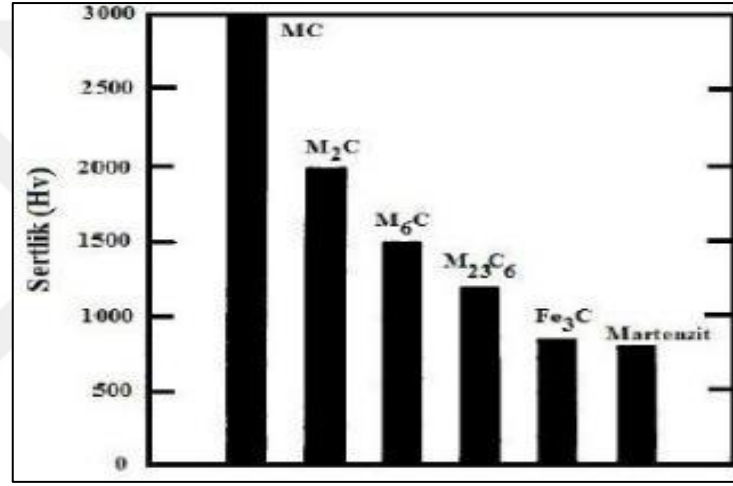
Isıl işlemle işlenen takım çeliklerinde karbürlerin varlığı, malzemenin sertliğini ve yüksek sıcaklık karakteristiklerini güçlendirir. Karbür oranı arttığında, malzemenin mekanik özellikleri iyileşir ve sertliği artar. Karbür türü, malzemenin mekanik özelliklerinde belirleyici bir rol oynar. Bu özellikler, aşağıdaki faktörlere bağlıdır:

- Karbür türü ve miktarı
- Karbon ve alaşım elementi miktarı
- Menevişleme ve östenitleme sıcaklıkları

Metal ve karbon atomları oranı değıştikçe, karbür yapısının özellikleri olumsuz etkilenebilir. Ancak, sementit (Fe_3C) gibi düşük sertlik değerine sahip karbürler bile, matris yapısı ve martenzit ile kıyaslandığında daha yüksek sertlik gösterir (Sun vd., 2013).

Alaşımlı çeliklerde içerdğı yüksek alaşım elementinden dolayı martenzit oranı artar ve bu yüzden matris sertliği, alaşımsız çelik yapısı ile kıyaslandığında daha yüksektir. Karbür yapılarının sahip olduğı sertlik değerleri, Şekil 3'te gösterilmiştir.

Isıl işlem yapılan takım çeliklerinde, ferrit ve karbürlerden oluşan bir mikroyapı bulunur. Bu karbürler, çeliğin kimyasal bileşimine bağılı olarak farklı özellikler gösterir. Karbürlerin bazı türleri ve karakteristikleri aşağıda verilmiştir:



Şekil 3. Karbür yapılarının sertlik değerleri (Islam vd., 2022)

a) MC Tipi Karbür: Yüzey merkezli kübik (YMK) yapılı MC tipi karbürler vanadyumca zengin karbürler olarak bilinir ve bu da, karbürlerin kararlı kalmasını sağlar ek olarak da çözünmelerini engeller.

b) M_6C Tipi Karbür: Bu karbürler YMK yapıya sahiptir ve yüksek oranda tungsten veya molibden içerir, ayrıca Cr, Co ve V'de içerebilir ve üstün aşınma direnci gösterirler.

c) M_7C_3 Tipi Karbür: Hegzagonal kübik yapıya sahip olup genellikle kromlu çeliklerde görülür. Yüksek sıcaklıkta kararlı olup yüksek aşınma dayanımı sergilerler. Temperlenmiş hız çeliklerinde sıkça bulunur.

d) M_{23}C_6 Tipi Karbür: YMK yapılı bu karbürler, hız çeliklerinde ve yüksek kromlu çeliklerde bulunur. Yapıda bulunan kromun yerini bazı çeliklerde demir, molibden veya tungsten alabilir (Yang vd., 2006).

1.2.4. Takım Çeliklerinin Sınıflandırılması

Takım çelikleri, geniş kullanım alanlarına sahip oldukları için farklı şekillerde sınıflandırılabilir. Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (AISI)'nın yaptığı sınıflandırmaya göre, takım çelikleri alaşım içeriklerine (molibden ve tungsten çelikleri), kullanım amaçlarına (sıcak ve soğuk iş takım çelikleri) veya ısıl işlem türlerine (suda veya yağda sertleştirilen takım çelikleri) göre gruplandırılmıştır. Tablo 4'te AISI sistemine göre takım çeliklerinin sınıflandırılmasını sembolize eden harfler gösterilmiştir (Krauss, 2015).

Tablo 4. AISI'ya göre takım çeliklerinin sınıflandırılmasını sembolize eden harfler (Krauss, 2015)

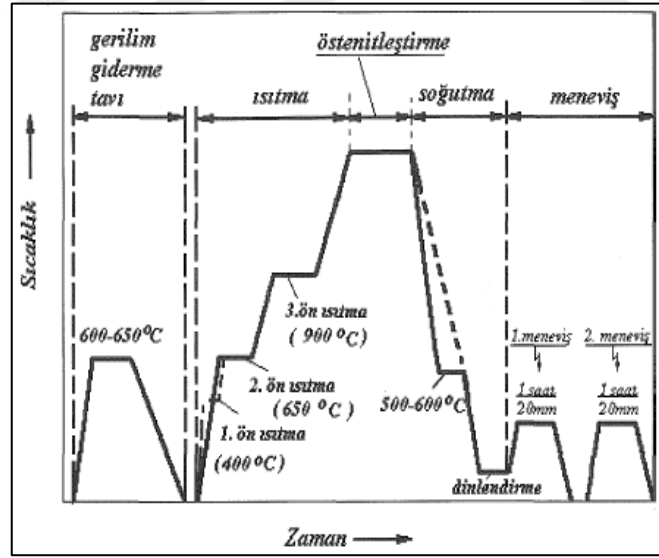
Grup	Sembol
Sıcak İş Takım Çelikleri Kromlu Volframli Molibdenli	H10-H19 H20-H39 H40-H59
Soğuk İş Takım Çelikleri Havada sertleştirilen Yağda sertleştirilen Yüksek karbonlu yüksek kromlu	A O D
Yüksek Hız Takım Çelikleri Volframli Molibdenli	T M
Şok Dayanımlı Takım Çelikler	S
Suda Sertleştirilen Takım Çelikleri	W
Plastik Kalıp Takım Çelikleri	P
Özel Amaçlı Takım Çelikleri	L

1.2.5. Sıcak İş Takım Çelikleri

Sıcak iş takım çelikleri, demir ve demir dışı metallerin yanı sıra bazı seramik ve polimerler gibi metal olmayan materyallerin 200°C'den daha yüksek sıcaklıklarda şekillendirilmesine olanak sağlayan özel bir çelik türüdür. AISI standartlarına göre bu

çelikler "H" harfiyle tanımlanır ve H grubu çelikleri olarak da bilinirler. Bu çelikler, yüksek sıcaklık koşullarında kullanım amacıyla özel olarak üretilmiştir ve bu nedenle sertliklerini yüksek sıcaklıklarda koruyarak yumuşamaya karşı dayanım göstermeleri beklenir. Ayrıca, darbe dayanımını arttırmak amacıyla, bu çelikler genellikle diğer çelik türlerine kıyasla daha düşük oranda karbon ihtiva eder. H grubu çelikleri, dövme kalıpları, pistonlar, alüminyum ve pirinç ekstrüzyon kalıpları, sıcak zimbalar, sıcak pres kalıpları, sıcak şekillendirme merdaneleri, yüksek sıcaklık yayları ve sıcak şişirme kalıpları gibi çeşitli malzemelerin yüksek sıcaklıklarda şekillendirilmesinde yaygın olarak kullanılır.

Yüksek sıcaklık çeliklerinden beklenen özellikler, alaşım elementlerinin birleşimi ve uygulanan ısı işlemler aracılığıyla elde edilir. Şekil 4'te H grubu çeliklerine uygulanan ısı işlemin zaman-sıcaklık diyagramını göstermektedir. İşlem, ilk olarak gerilim giderme tavlama ile başlar ve ardından sıcaklık, östenitleştirme sıcaklığına kademeli olarak yükseltilir. Bu yöntem, çeliğin yüzeyi ile çekirdeği arasındaki ısı farkları engeller ve ısınma sürecinden kaynaklanan ısıl gerilmeleri azaltır. Son aşamada, östenitleştirme sıcaklığından ani bir soğutma yapılır ve menevişleme prosesine tabi tutulur. Bu takım çelikleri için menevişleme sıcaklıkları genellikle 400-650°C arasında değişir (Karaaslan, 2010).



Şekil 4. Sıcak iş takım çeliklerinin sertleştirilmesi işlemi için sıcaklık-zaman diyagramı (Karaaslan, 2010)

Menevişleme sıcaklığı yükseldikçe, yüksek alaşımlı çeliklerde sertlik önce azalabilir, ancak daha sonra tekrar artabilir. Bu sertlik artış, menevişleme işlemi boyunca ikincil sertlik olarak adlandırılır. Östenitleştirme sahasına kadar ısıtılan çelik, bekleme süresinde içerdiği

krom ve molibden karbürleri çözündürürken, serbest kalan karbon atomları ortaya çıkar. Vanadyum karbür (VC) gibi yüksek kararlılığa sahip karbürler ise çözünmeden tane sınırlarına çökerek, östenitleştirme aşamasındaki yüksek sıcaklıklarda tane kabalaşmasını önler. Sonrasında, ani soğutma ile çelik oda sıcaklığına getirilir ve martenzit ile artık östenit oluşur.

Menevişleme sırasında, soğutma sürecinde oluşan tetragonal martenzit yapı kübik martenzite dönüşürken, artık östenit yapısı da tetragonal martenzit yapısına dönüşür. Bu süreçte serbest kalan karbon atomları, östenitleştirme sırasında serbest hale geçen alaşım elementleri ile yüksek sıcaklıklarda yeni karbürler oluşturur. Bu yeni karbürler, ikincil karbürler olarak bilinirler ve malzemede sertlik artışına yol açar; bu fenomen ikincil sertlik oluşumu olarak bilinir.

Menevişleme işleminin ardından, tetragonal martenzit, çelikte iç gerilmeye neden olabileceği için ikinci bir menevişleme işlemi yapılır. İkinci menevişleme işlemi sonrasında tetragonal martenzit, kübik martenzite dönüşür ve çeliğin tüm yapısı homojen bir şekilde menevişli kübik martenzitten oluşur (Wang vd., 2020)

Sıcak iş takım çeliği seçiminde üç ana faktör önemli bir rol oynar:

- Parçanın soğuma davranışı
- Çalışma sıcaklığı
- Parçaya etki eden yük

Yapılacak prosesin gereksinimlerine uygun sıcak iş takım çeliği seçimi, çeliğin maruz kalacağı koşulları göz önünde bulundurarak yapılmalıdır. Bu seçim, kalıp ömrünü sınırlayan birincil hasar mekanizmasına karşı yeterli dayanımı sağlayacak şekilde yapılmalıdır. Örneğin, hafif metal ekstrüzyonu için kullanılan sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklık dayanımı ve yüksek aşınma direnci göstermesi beklenir. Eğer proses mekanik darbe içeriyorsa, sıcak iş takım çeliğinin yüksek darbe dayanımı sergilemesi gerekmektedir.

Termal yorulma gözlemlenen durumlarda, sıcak iş takım çeliğinin yüksek saflık ve homojenliğini sağlamak amacıyla Elektrostatik Slag Ergitme (ESR) veya Vakum Ark Ergitme (VAR) gibi ikincil metalurjik prosesler uygulanır. Yüksek mekanik darbelere maruz kalan uygulamalarda ise düşük karbonlu sıcak iş takım çelikleri tercih edilir, bu çelikler daha yüksek darbe dayanımı sağlar. Ayrıca, ısı şok etkilerini azaltmak için ısı işlem ve kullanım sırasında ön ısıtma gereklidir.

Kullanılacak çeliğin bileşimi, çalışma sıcaklığına elverişli olarak optimize edilir. Karbon varlığı, sertliğin 230°C'ye kadar stabil kalmasını sağlar; krom varlığı sertlik stabilitesini 425°C'ye kadar korur, tungsten ise 620°C'ye kadar bu stabiliteyi sürdürebilir.

İş parçasının işleme sonrası hızlı soğutma ile oda sıcaklığına ani soğutulması durumunda, kromlu sıcak iş takım çelikleri tungstenli sıcak iş takım çeliklerine göre daha çok tercih edilir. Bu seçim, hızlı soğutma nedeniyle çatlak oluşumu ve deformasyon riskini azaltmaya yardımcı olur (Eser vd., 2016).

Genel olarak sıcak iş takım çeliklerinden beklenen özellikler;

- Çalışma sıcaklığında hasara karşı direnç
- İşlenebilirlik
- Termal ve mekanik şoklara karşı direnç
- Yüksek sıcaklıkta aşınma direnci
- Isıl çarpılmaya karşı direnç
- Gerilme çatlaklarına karşı direnç olarak sıralanabilir.

• Çalışma Sıcaklığında Deformasyona Karşı Direnç: Bu özellik, sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklıklarda kullanımının önemini ortaya koyar ve bu çelikleri diğer takım çeliklerinden ayıran en belirgin özelliklerden biri olarak öne çıkar. Diğer takım çelikleri düşük sıcaklık koşullarında daha iyi performans sergilerken, sıcaklık arttıkça özellikle sertlik gibi mekanik özelliklerini korumada zorluk yaşarlar. Ancak, sıcak iş takım çelikleri yüksek sıcaklıklarda sertliklerini büyük oranda koruyarak, bu çeliklerin yüksek sıcaklık uygulamalarında tercih edilmesini sağlar ve böylece parçaların ömrünü önemli ölçüde uzatır (Bakdemir vd., 2020).

• İşlenebilirlik: İşlenebilirlik, bir parçayı istenilen şekil ve boyutlara getirmek için gerekli olan temel özelliklerden biridir. Yüksek ferrit ve düşük karbon içeriğine sahip yumuşak çelikler, kesme aracı ile iş parçası arasında yapışma eğilimi nedeniyle düşük işlenebilirlik sergiler. Bu nedenle, normalize edilmiş ferrit-perlit mikro yapısına sahip çeliklerin tercih edilmesi önerilir (Astakhov, 2014).

• Termal ve Mekanik Şoklara Karşı Direnç: Yüksek sıcaklık uygulamalarının gereksinimlerini karşılamak için, çatlak oluşumunu ve geri döndürülemez hasar mekanizmalarını engellemek amacıyla yüksek termal ve mekanik şok direncinin yanı sıra üstün çentik darbe dayanımının sağlanması hayati öneme sahiptir. Bu özellikleri elde edebilmek için, düşük veya orta karbon içeriğine sahip sıcak iş takım çeliklerinin tercih edilmesi önerilir (Persson vd., 2004).

- **Yüksek Sıcaklıkta Aşınmaya Karşı Direnç:** Sıcak iş takım çeliklerinin, erozyon ve yüksek sıcaklıklardan kaynaklanan aşınmalara karşı dirençli olması gerekmektedir. Bu özellikler, kalıp ve takım ömrünün uzun olmasını sağlar. Uygun alaşım elementleri ve mikroyapının seçilmesiyle yüksek sıcaklık sertliği elde edilir. Sertlikteki artış, tokluk değerlerinin düşmesine yol açabilir, ancak bu durum, çeliğe oldukça yüksek aşınma direnci kazandırır (Sjöström, 2004).

- **Isıl Çarpılmaya Karşı Direnç:** Isıl işlem ve kullanım koşullarındaki termal çevrimlerden kaynaklanan ısıl etkiler, malzemede boyut ve şekil değişikliklerine yol açabilir. Yüksek sıcaklıklarda kullanılan sıcak iş takım çeliklerinin deformasyon olasılığı artar. Deformasyonun önlenmesi için ısıtma ve soğutma prosesleri doğru bir şekilde uygulanmalı ve kullanım koşullarındaki termal çevrimlere göre çelik bileşimleri seçilmelidir. Sertlik elde etmek amacıyla kullanılan soğutma yöntemi büyük önem taşır. Hava ile sertleşebilen, yüksek alaşımlı çeliklerde ise en iyi ısıl işlem deformasyon direnci sağlanır (Wilzer vd., 2015).

- **Gerilme Çatlaklarına Karşı Dayanım:** Tekrarlı ısıtma ve gerilim, sıcak iş takım çeliklerinde ısıl yüklemeler nedeniyle hasar oluşumuna yol açabilir. Ancak, uygun alaşım elementlerinin, işleme koşullarının ve ısıl işlem yöntemlerinin doğru seçilmesiyle gerilme çatlaklarına karşı güçlü bir direnç elde edilebilir ve bu sayede istenen kalıp ömrü sağlanabilir (Persson vd., 2005).

Sıcak iş takım çelikleri, yüksek sıcaklıklarda sertliklerini koruyabilmek için kullanılan alaşım elementlerine göre üç gruba ayrılır. Bu gruplar şunlardır:

- Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri
- Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri
- Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri

Bu sınıflandırma, her alaşım elementinin sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklık performansına olan etkisini göstermektedir (Schlegel & Schneiders, 2024).

a) Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri: Ana alaşım elementi olarak krom içeren, karbon içeriği %0.3 ile %0.45 ve krom içeriği %3.0 ile %5.5 arasında değişen sıcak iş takım çeliği grubudur. Tablo 5, bazı kromlu sıcak iş takım çeliği türlerini ve kimyasal bileşimlerini göstermektedir.

Tablo 5. Kromlu Sıcak İş Takım Çeliği (Roberts vd., 1998)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
H10	0.35 - 0.45	0.25 - 0.70	0.80 - 1.20	3.00 - 3.75	0.30 maks	2.00 - 3.00	-	0.25 - 0.75	-
H11	0.33 - 0.43	0.20 - 0.50	0.80 - 1.20	4.75 - 5.50	0.30 maks	1.10 - 1.60	-	0.30 - 0.60	-
H12	0.30 - 0.40	0.20 - 0.50	0.80 - 1.20	4.75 - 5.50	0.30 maks	1,25 - 1,75	1.00 - 1.70	0.5 maks	-
H13	0.32 - 0.45	0.20 - 0.50	0.80 - 1.20	4.75 - 5.50	0.30 maks	1.10 - 1.75	-	0.80 - 1.20	-
H14	0.35 - 0.45	0.20 - 0.50	0.80 - 1.20	4.75 - 5.50	0.30 maks	-	4.00 - 5.25	-	-
H19	0.32 - 0.45	0.20 - 0.50	0.20 - 0.50	4.00 - 4.75	0.30 maks	0.30 - 0.55	3.75 - 4.50	1.75 - 2.20	4.00 - 4.50

Kromlu sıcak iş takım çeliklerinin başlıca özellikleri arasında yüksek tokluk ve termal-mekanik şoklara karşı üstün dayanım bulunur. Düşük karbon içeriği nedeniyle sıcak sertlikleri, diğer sıcak iş takım çeliklerine göre daha düşüktür; ancak yüksek toklukları, bu çeliklerin tercih edilmesinin temel nedenidir. Düşük karbon içerikleri, kromlu sıcak iş takım çeliklerinin dövülebilirliğini artırır. Dövme işlemi öncesinde ısıtma uygulanır ve ardından dövme sıcaklığına ulaşılır. Bu çeliklerin yüksek sertleşebilirliği nedeniyle, soğutma işlemi kontrollü bir şekilde fırında yapılır. Malzeme üzerinde çatlak ve deformasyon oluşumunu engellemek amacıyla proses öncesinde gerilim giderme tavlama yapılır. Dövme ve ısıt

işlem sırasında karbürizasyon ve dekarbürizasyonu önlemek amacıyla koruyucu atmosfer kullanılır.

Kromlu sıcak iş takım çeliklerinin en önemli uygulama alanları, alüminyum, magnezyum ve çinko döküm ve ekstrüzyon kalıpları, dövme kalıpları ve kesme bıçağı malzemeleridir. Bu çeliklerin en yaygın kullanım alanı ise alüminyum basınçlı dökümüdür.

Alüminyum basınçlı dökümde kullanılan kromlu sıcak iş takım çeliklerinden şu özellikler beklenir:

- Hava soğutması ile sertleşme
- Maliyet etkinliği
- Sertleşme sürecinde minimal boyutsal değişiklikler
- Alüminyum erozyonuna karşı dayanım
- Yorulmaya ve termal çevrimlere karşı direnç

Alaşımlı karbürler, östenit tane sınırlarından çekirdeklenmeye başlar ancak istenilen kalınlığa ulaşamazlar. Tane sınırlarındaki karbür yapıları, malzemenin gevrekliğini önemli ölçüde artırır. Kromlu sıcak iş takım çeliklerine, tane sınırlarında karbür oluşmasını önlemek için normalleştirme tavlama yapılmaz. Yüksek östenitleme sıcaklıklarında, tane sınırlarında karbür oluşma eğilimi artar. Östenitleme sıcaklığı artırıldığında, alaşımlı karbürler çözülmeye başlar ve östenit kafesinin çözebileceği karbon miktarı artar. Başka bir deyişle, östenitleme sıcaklığının artırıldığı durumlarda, çözülen karbürler nedeniyle serbest alaşım elementlerinin miktarı oldukça fazladır. Serbest alaşım elementleri soğutma sırasında yeniden karbür oluşturarak tane sınırlarında çekirdeklenirler.

Kararlı karbürler oluşturan W ve V gibi alaşım elementleri, sertleşebilirlik üzerinde herhangi bir etkiye sahip değildir. Çünkü, W ve V kararlı karbürler oluşturan alaşım elementleridir ve bu kararlı karbürler yüksek östenitleme sıcaklıklarında bile yapısını koruyarak çözülmez (Persson vd., 2004).

Östenitleştirme sıcaklığı arttıkça, malzeme yapısındaki karbürler çözünür ve östenit kafesindeki çözünen karbon oranı artar. Bu da, oluşan martenzit fazının sertliğini artırır. Düşük östenitleştirme sıcaklıklarında elde edilen sertlik ve menevişleme sonrası ikincil sertlik değerleri daha düşüktür. Bunun nedeni, düşük östenitleştirme sıcaklıklarının östenit kafesinde düşük karbon çözünürlüğü oluşturmaması ve alaşım karbürlerinin yapısının korunmasıdır. Bu nedenle, birincil karbür oranının artmasıyla, östenitleştirme sıcaklığının da yükseltilmesi gereklidir.

Östenitleştirme işlemiyle malzemenin sertleşebilirliği ve su verme sonrası sertliği birincil karbür oranı azaldıkça artmaktadır. Buna ek olarak, menevişleme sonrası serbest alaşım elementlerinin oranının artmasıyla ikincil sertlik de yükselir. Östenitleştirme sıcaklığı düşük olduğunda:

- Vanadyum zengini MC karbürleri
- Demir ve molibden zengini M_6C karbürleri
- Krom ve demir zengini M_7C_3 karbürleri çözünmemiş halde kalır.

1100°C gibi yüksek östenitleştirme sıcaklıklarına ulaşıldığında, yapıda sadece vanadyum zengini MC karbürleri gözlenir. Ayrıca, yüksek östenitleştirme sıcaklığının en önemli olumsuz etkisi östenit tane yapısının büyümesidir.

Kromlu sıcak iş takım çeliklerinde, menevişleme sonrası ortaya çıkan ikincil sertlik M_7C_3 ve M_6C karbürleri tarafından oluşturulur. Oluşan M_7C_3 karbürü yüksek krom içeriğine sahipken, M_6C karbürü yüksek molibden içeriğine sahiptir. Bu karbürlerin VC karbür yapısına göre kaba tanelenme eğilimleri çok daha yüksek olduğundan, tokluk özelliklerine katkıları oldukça düşüktür.

Kromlu sıcak iş takım çeliklerinde kullanım sırasında gevrek kırılma meydana gelebilir. Bu durum iki sebepten kaynaklanabilir. İlk olarak, martenzit arasında yerleşmiş kaba karbür yapıları çatlak başlangıç noktaları haline gelir. İkincisi ise, martenzit içinde çökelmiş çok ince MC karbürlerdir. Bu yapılar dislokasyonları kilitleyerek plastisiteyi azaltır (Candelaria & Pinedo, 2003).

Sıcak iş takım çelikleri, yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanıldıkları için termal gerilmelere maruz kalırlar ve bu da yapıda çatlakların oluşmasına neden olabilir. Alaşım türü ve miktarı, üretim koşulları ve ısıtma işlem koşulları, termal gerilmelere karşı direnci etkileyen etmenlerdendir.

Kalıp yüzeyi ile temas eden sıvı metal, kalıp yüzeyi arasında bulunan yüksek sıcaklık farkı nedeniyle kalıbın yüzeyinde basma gerilmeleri oluşur. Sıvı metal ile temas eden yüzey genişlemeye çalışırken, kalıbın daha soğuk olan kısmı daha sıcak kısmı kısıtlar. Sıvı metal soğuduktan sonra, mekanizma tersine döner ve sıvı metal ile temas eden kalıp yüzeyinde çekme gerilmeleri oluşur. Yüksek termal iletkenlik ve düşük termal genleşme katsayısı, gerilmelerin oluşumunu en aza indirir. Sıcak iş takım çeliklerinde yüksek termal farklar meydana geldiğinde, malzemede çatlaklar oluşur ve bu da hizmet ömrünü azaltır. Bunun önüne geçmek için ön ısıtma yapılır.

Bunun yanı sıra, kalıp yüzeyine uygulanan işlemlerle termal yorgunluğa karşı direnç artırılabilir. Nitrüleme işlemleri uygulamak veya kimyasal buhar biriktirme (PVD) yöntemleriyle CrN, AlCrN ve AlTiN gibi kaplamalar yapmak ya da fiziksel buhar biriktirme (CVD) yöntemleriyle yüzeyde TiN/TiC gibi kaplama katmanları oluşturmak, termal yorgunluğa karşı direnci artırır ve çatlak oluşumunu önler (Persson vd., 2005).

b) Volframlı Sıcak İş Takım Çelikleri: Volframlı sıcak iş takım çelikleri, temel alaşım elementleri olarak C ve W içerir. %9 ile %19 arasında değişen W içeriğine sahip olup, düşük oranda C ve ayrıca Cr ve V ihtiva ederler. Tablo 6, başlıca tungstenli sıcak iş takım çeliklerini ve kimyasal bileşimlerini göstermektedir.

Tablo 6. Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri (Roberts vd., 1998)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	W (%)	V (%)
H21	0.28 - 0.36	0.15 - 0.40	0.15 - 0.50	3.00 - 3.75	0.30 maks	8.50 - 10.00	0.30 - 0.60
H22	0.30 - 0.40	0.15 - 0.40	0.15 - 0.40	1.75 - 3.75	0.30 maks	10.00 - 11.75	0.25 - 0.50
H23	0.25 - 0.35	0.15 - 0.40	0.15 - 0.60	11.00 - 12.75	0.30 maks	11.00 - 12.75	0.75 - 1.25
H24	0.42 - 0.53	0.15 - 0.40	0.15 - 0.40	2.50 - 3.50	0.30 maks	14.00 - 16.00	0.40 - 0.60
H25	0.22 - 0.32	0.15 - 0.40	0.15 - 0.40	3.75 - 4.50	0.30 maks	14.00 - 16.00	0.40 - 0.60
H26	0.45 - 0.55	0.15 - 0.40	0.15 - 0.40	3.75 - 4.50	0.30 maks	17.25 - 19.00	0.75 - 1.5

Tungstenli sıcak iş takım çelikleri, yumuşamaya karşı yüksek direnç gösterir ve en yüksek sıcak sertliğe sahiptir. Ancak, bu çelikler kırılmandır ve termal şoklara karşı düşük direnç gösterir. Bu nedenle, ısıtma işlemi, üretim ve kullanım sırasında soğutma işlemleri çok yavaş bir şekilde gerçekleştirilmelidir. Genellikle, yüksek yumuşama direncinin gerekli olduğu ancak tokluğun kritik olmadığı uygulamalarda kullanılırlar.

Tungstenli sıcak iş takım çelikleri, pirinç, bronz ve çelik ekstrüzyon kalıpları, sıcak pres kalıpları, sıcak çekme ve dövme kalıpları ile delme ve sıyırma kalıplarında kullanılır. W içeriği arttıkça, ferrit stabil hale gelir ve tungstenin ferriti stabilize etmesi nedeniyle bu çeliklerin ana yapısı ferrittir. Bu tür çeliklerde en yaygın karbürler M₆C türündedir. Fe₄W₂C veya Fe₃W₃C gibi karbürler, yüksek sıcaklıklarda çözünmez ve tavlama sıcaklıklarına kadar yapısını korur. Ayrıca, düşük W içeriğinde, Cr varlığı M₂₃C₆ türü karbürlerin oluşumuna yol açabilir.

Yapıda yüksek W içeriği, östenitleme sırasında oluşan östenit miktarını düşük seviyelerde tutar. Sonuç olarak, oluşan martenzit miktarı da oldukça düşüktür. Martenzit miktarını artırmak için, östenit fazını stabilize eden Ni ve Co gibi alaşım elementleri kullanılır.

Tungstenli sıcak iş takım çeliklerinin servis sıcaklıkları 650°C-700°C'yi aşmamalıdır. Çünkü bu değerlerin üzerindeki sıcaklıklarda, yüzeyin yumuşama hızı, malzeme çekirdeğindeki yumuşama hızından önemli ölçüde yüksek olur ve bu durum malzeme hasarına yol açar (Zhang vd., 2004).

c) Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri: Temel alaşım elementleri olarak karbon (C) ve molibden (Mo) içeren molibdenli sıcak iş takım çelikleri, özel sıcak iş takım çelikleridir. Tablo 7, bazı molibdenli sıcak iş takım çeliklerini ve kimyasal bileşimlerini göstermektedir.

Tablo 7. Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri (Roberts vd., 1998)

AISI	C (%)	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Cr (%)	W (%)	V (%)
H42	0.55 - 0.70	0.15 - 0.40	3.75 - 4.50	0.30 maks	4.50 - 5.50	5.50 - 6.75	1.75 - 2.20

Yüksek su verme sertliği elde etmek için yüksek östenitleştirme sıcaklıklarına çıkmak gerekir. Bu yaklaşım, aynı zamanda temperleme sırasında ikincil sertleşmenin oluşması için elverişli bir ortam sağlar. Sertleştirme işlemi sırasında termal şoku önlemek için iki aşamalı bir ısıtma yöntemi tercih edilir (Schlegel & Schneiders, 2024).

1.2.6. Soğuk İş Takım Çelikleri

Diğer takım çeliklerine kıyasla daha yaygın bir uygulama yelpazesine sahip olan soğuk iş takım çelikleri, genellikle 200°C'den daha düşük sıcaklıklarda iş parçalarının işleme ve işleme dışı şekillendirme işlemleri (kesme, şekillendirme, çekme, bükme, vb.) için kullanılır. Alaşım elementlerine ve karbon içeriğine bağlı olarak, kullanım amacına göre yüksek sertlik, yüksek aşınma direnci, yeterli tokluk, sertleşebilirlik ve ısıtma işlemi sırasında boyutsal stabilite gibi özellikler elde etmek mümkündür (Krauss, 2015).

a) Yağda Sertleşen Soğuk İş Takım Çelikleri: AISI standardına göre, yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri "O" harfi ile tanımlanır ve yüksek karbon ve alaşım elementi içeriği ile karakterizedir. Yağda su verme işlemi, martenzitik bir yapı oluşmasını ve yüksek sertleşebilirlik sağlamasını mümkün kılar. Ancak, alaşım elementleri karbür yapıları oluşturacak miktarda olmadığından, bu çelikler yüksek sıcaklık uygulamaları veya yüksek kesme hızlarına sahip işlemler için uygun değildir. Bunun yerine, karbon ve alaşım elementi içeriklerine bağlı olarak genellikle soğuk iş uygulamalarında tercih edilirler. Tablo 8, bazı yağda sertleşen soğuk iş takım çeliklerinin türleri ile kimyasal bileşimlerini göstermektedir.

Yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri, ön ısıtma işleminden sonra dövme sıcaklığına kadar ısıtılır. Çünkü, O serisi çeliklerin dövme sıcaklığına hızla ısıtıldığında çatlak oluşma riskinin artmasıdır. Belirtilen dövme sıcaklıklarının altında gerçekleştirilen dövme işlemleri yüzey çatlakları riskini artırır ve malzemenin yırtılmasına neden olabilir.

Manganez O serisi çeliklerde alaşım elementi olarak kullanılır ve östenitleştirme sıcaklığını düşürerek işlem verimliliğini artırır. Malzeme, belirlenen östenitleme sıcaklığında yeterince tutulduktan sonra, yağda su verme işlemi uygulanır. Bu, martenzit ve kalıntı östenit oluşumuna yol açar ve bu da yapının sertliğini olumsuz etkiler.

Malzemede bulunan alaşım elementleri, temperleme sıcaklığını etkiler. Örneğin, daha düşük molibden içeriğine sahip türler, daha düşük sıcaklıklarda yumuşar ve bu da daha düşük temperleme sıcaklıklarına yol açar.

Tablo 8. O grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Roberts vd., 1998)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
O1	0.85 - 1.00	1.00 - 1.40	0.50 maks	0.40 - 0.60	0.30 maks	-	0.40 - 0.60	0.30 maks
O2	0.85 - 0.95	1.40 - 1.80	0.50 maks	0.50 maks	0.30 maks	0.30 maks	-	0.30 maks
O6	1.25 - 1.55	0.30 - 1.10	0.55 - 1.50	0.30 maks	0.30 maks	0.20 - 0.30	-	-
O7	1.10 - 1.30	1.00 maks	0.60 maks	0.35 - 0.85	0.30 maks	0.30 maks	1.00 - 2.00	0.40 maks

Tablo 8'e göre O2 grubunun içerdiği Mn aralığına göre östenitleme sıcaklığı diğer tiplere göre daha düşüktür ve ayrıca O1 grubunun ihtiva ettiği Mo miktarına göre de menevişleme sıcaklığı diğer gruplara göre daha düşüktür.

b) Havada Sertleşen Soğuk İş Takım Çelikleri: AISI standardına göre havada sertleşen soğuk iş takım çelikleri "A" sembolü ile gösterilir. A sınıfı çelikler yüksek karbon ve alaşım elementi içeriğine sahiptir. Yüksek alaşım içerikleri nedeniyle, havada soğutma ile sertlik elde ederler. Buna ilave olarak, ısıtma işlemleri, büyük alaşım karbürlerinin oluşumunu kolaylaştırır. Bu alaşım karbürlerinin sertliği, sementit ve martenzitten daha yüksektir, bu da A tipi çeliklerin diğer çelik türlerine göre daha iyi aşınma direncine sahip olmasını sağlar. Tablo 9, bazı A tipi çeliklerin türlerini ve kimyasal bileşimlerini göstermektedir.

A tipi çelikler yüksek sertlik ve aşınma direncine sahip olmalarına rağmen, yetersiz sıcak sertlik değerleri nedeniyle sıcak iş ve yüksek hızlı kesme uygulamalarında kullanılmazlar.

A tipi çeliklerin en dikkat çekici özelliği ve avantajı, soğutma prosesinin havada yapılmasıdır; bu, çok hızlı soğutma ile oluşabilecek eğilme ve çatlama gibi kusurları en aza

indirirken, yine de martenzitik bir yapı oluşmasını sağlar. Alaşım elementlerinin başlıca etkisi, dönüşüm sıcaklığını kaydırarak östenitleme işleminin daha düşük sıcaklıklarda yapılmasına olanak tanımaktır. O tipi çeliklerde olduğu gibi, A tipi çelikler de dövme sıcaklığına ısıtılmadan önce ön ısıtmaya tabi tutulur. Bu, dekarbürizasyon için gereken süreyi azaltır. A tipi çeliklerde, dövme işleminden sonra sertlik arttığından, sonraki işleme veya sertleştirme işlemlerinden önce tavlama yapılmalıdır (ASM, 1990) (Krauss, 2015).

Tablo 9. A grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Roberts vd., 1998)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
A2	0.95	1.00 maks	0.50 maks	4.75	0.30 maks	0.90	-	0.15
	-			-		-		-
	1.05			5.50		1.40		0.50
A3	1.20	0.40	0.50 maks	4.75	0.30 maks	0.90	-	0.80
	-	-		-		-		-
	1.30	0.60		5.50		1.40		1.40
A4	0.95	1.80	0.50 maks	0.90	0.30 maks	0.90	-	-
	-	-		-		-		
	1.05	2.20		1.20		2.20		
A6	0.65	1.80	0.50 maks	0.90	0.30 maks	0.90	-	-
	-	-		-		-		
	0.75	2.50		1.20		1.40		
A7	2.20	0.80 maks	0.50 maks	0.50	0.30 maks	0.90	0.50	3.90
	-			-		-	-	-
	2.85			0.75		1.40	1.50	5.15
A8	0.50	0.50 maks	0.75	4.75	0.30 maks	1.15	1.00	-
	-		-	-		-	-	
	0.60		1.10	5.50		1.65	1.50	
A9	0.45	0.50 maks	0.95	4.75	1.25	1.30	-	0.80
	-		-	-	-	-		-
	0.55		1.15	5.50	1.75	1.80		1.40
A10	1.20	1.60	1.00	-	1.55	1.25	-	-
	-	-	-		-	-		
	1.50	2.10	1.50		2.05	1.75		

c) Yüksek Karbonlu ve Yüksek Kromlu Soğuk İş Takım Çelikleri: AISI standardına göre, yüksek karbon ve krom içeren soğuk iş takım çelikleri "D" harfi ile tanımlanır. Bu çeliklerin karbon içeriği %1.4 ile %2.5 arasında, krom içeriği ise %11 ile %13.50 arasında değişmektedir. Görüldüğü üzere, karbon ve krom seviyeleri oldukça fazladır. D tipi çeliklerdeki diğer önemli alaşım elementleri arasında molibden (Mo), tungsten (W), vanadyum (V), manganez (Mn), nikel (Ni) ve kobalt (Co) yer alır. Yüksek karbon ve alaşım

elementi içerikleri sayesinde, bu çelikler yüksek sertlik ve sertleşebilirlik özellikleri sergiler ve ısıtılı işlemlerle çekirdek sertliğine ulaşırlar. Tablo 10, bazı D tipi çelik türlerini ve kimyasal bileşimlerini göstermektedir.

D3 çeliği hariç, D tipi çelikler için sertleştirme işlemi genellikle havada soğutma ile gerçekleştirilir, bu da çok hızlı soğutma ile oluşabilecek çatlak ve eğilme gibi kusurların riskini önemli ölçüde azaltır.

D tipi çelikler, yüksek sıcaklıklarda sertliklerini koruyamamaları, düşük sıcak sertlikleri ve kırılganlıkları nedeniyle sıcak iş ve yüksek hızlı kesme uygulamaları için uygun değildir. Bunun yerine, soğuk işleme koşullarında kullanılırlar ve alaşım karbürlerinin varlığı sayesinde diğer soğuk iş takım çeliklerine göre daha iyi aşınma direnci sunarlar (Tobola vd., 2017).

Tablo 10. D grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Roberts vd., 1998)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
D2	1.40 - 1.60	0.60 maks	0.60 maks	11.00 - 13.00	0.30 maks	0.70 - 1.20	-	1.10 maks	-
D3	2.00 - 2.35	0.60 maks	0.60 maks	11.00 - 13.50	0.30 maks	-	1.00 maks	1.00 maks	-
D4	2.05 - 2.40	0.60 maks	0.60 maks	11.00 - 13.00	0.30 maks	0.70 - 1.20	-	1.00 maks	-
D5	1.40 - 1.60	0.60 maks	0.60 maks	11.00 - 13.00	0.30 maks	0.70 - 1.20	-	1.00 maks	2.50 - 3.50
D7	2.15 - 2.50	0.60 maks	0.60 maks	11.50 - 13.50	0.30 maks	0.70 - 1.20	-	3.80 - 4.40	-

1.2.7. Yüksek Hız Takım Çelikleri

Yüksek hızlı takım çelikleri, genellikle diğer aletlerin işlenmesi ve talaş oluşturma işlemlerinde, yaklaşık 400°C ile 600°C sıcaklık aralığında kullanılır. Bu çelikler, yüksek sıcaklıklara karşı iyi direnç göstermelerinin yanında, sertlik, aşınma direnci ve darbe dayanımı gibi iyi gelişmiş mekanik özelliklere de sahiptir.

Yüksek sıcaklıklarda yüksek hızlı çeliklerin iyi mekanik özellikleri, tungsten, krom, molibden ve vanadyum gibi elementlerin oluşturduğu karbürlerden kaynaklanmaktadır. Yüksek hızlı çelikler en az %0.65 karbon içerir. Bu çeliklerdeki alaşım elementleri, diğer takım çeliklerine göre önemli ölçüde daha yüksektir.

Yüksek hızlı takım çelikleri genellikle diğer aletlerin işlenmesi ve talaş oluşturma üretiminde, yaklaşık 400°C ila 600°C sıcaklık aralığında kullanılır. Bu çelikler, yüksek sıcaklıklara karşı üstün dirençlerinin yanında sertlik, darbe dayanımı ve aşınma direnci gibi iyi gelişmiş mekanik özelliklere de sahiptir.

Yüksek sıcaklıklardaki iyi mekanik özellikler, tungsten, krom, molibden ve vanadyum elementlerinin oluşturduğu karbürlerden kaynaklanmaktadır. Yüksek hızlı çelikler en az %0.65 karbon içerirler. Bu çeliklerdeki alaşım elementleri, diğer takım çeliklerine göre önemli ölçüde daha yüksektir (Novotny, 2001).

Yüksek hızlı takım çeliklerinin mikro yapısı ve mekanik özellikleri, uygulanan ısıl işlemin özelliklerine ve alaşım elementlerine göre kontrol edilebilir. Bu, sertlik ve tokluğun gerektiği geniş bir uygulama yelpazesi sağlar.

Yüksek hızlı çelikler, kaba ve hassas işleme operasyonlarında, her çeşit freze kesici, profil kesme bıçakları, broşlar, diş açma kalıpları ve çeşitli kesici aletlerde kullanılır. Ayrıca, ince kenarlı bıçaklarla kâğıt, ahşap ve gıda kesiminde de bu çelik türü tercih edilir.

Yaygın olarak kullanılan yüksek hızlı çeliklere Alman Standartlar Enstitüsü (DIN) 1.3343, 1.3243, 1.3247 ve 1.3207 numaraları birer örnektir. AISI'ya göre, yüksek hızlı çelikler kırktan daha fazla farklı türe ayrılabilir. AISI tarafından yapılan en geniş sınıflandırma, molibden ve tungsten içeriklerine dayanmaktadır (Maili vd., 2002). Yüksek hızlı çeliklerinin AISI standartlarına göre kimyasal analizi Tablo 11'de verilmiştir.

Tablo 11. Yüksek hız çeliklerinin AISI standartlarına göre kimyasal yapısı (Volume, 1989)

AISI Standartlarına göre							
Molibdenli Yüksek Hız Takım Çelikleri	C (%)	Si (%)	Cr (%)	V (%)	W (%)	Mo (%)	Co (%)
M1	0.83	0.35	3.75	1.18	1.75	8.70	-
M2	0.83	0.33	4.13	1.98	6.13	5	-
M3	1.05	0.33	4.13	2.50	5.88	5.63	-
M4	1.33	0.33	4.25	4.13	5.88	4.88	-
M6	0.80	0.33	4.13	1.50	4.25	5	12
M7	1.01	0.38	3.75	2	1.75	8.70	-
M10	0.89	0.33	4.13	2	-	8.13	-
M15	1.50	0.33	4	5	6.50	3.50	5
M30	0.80	0.33	4	1.25	2	8	5
M33	0.89	0.33	3.75	1.18	1.70	9.50	8.25
M34	0.89	0.33	3.75	2.10	1.75	8.48	8.25
M35	0.80	0.33	4	2	6	5	5
M36	0.85	0.33	4.13	2	6	5	8.25
M41	1.10	0.33	4.13	2	6.63	3.75	8.25
M42	1.10	0.40	3.88	1.15	1.50	9.50	8.30
M46	1.26	0.53	3.95	3.15	2.05	8.25	9
M48	1.50	0.33	3.88	3	10	5.13	-
M50	0.80	0.40	4.13	1	-	4.25	-
M52	0.90	0.40	4	1.93	1.25	4.45	-
M62	1.30	0.28	3.88	2	6.25	10.50	-
Tungstenli Yüksek Hız Çelikleri	C (%)	Si (%)	Cr (%)	V (%)	W (%)	Mo (%)	Co (%)
T1	0.73	0.30	4.13	1.10	18	-	-
T4	0.75	0.30	4.13	1	18.25	0.70	5
T5	0.80	0.30	4.38	2.10	18.25	0.88	8.25
T6	0.80	0.30	4.38	1.80	19.25	0.70	12

a) Volframlı Yüksek Hız Takım Çelikleri: AISI standartlarına göre, tungsten yüksek hızlı çelikler 'T' harfi ile tanımlanır ve bileşimlerinde tungsten, kobalt, vanadyum, krom ve karbon içerirler. T1 ilk üretilen yüksek hızlı çeliktir ve günümüz alaşım bileşimine çok yakındır; aradaki tek fark ise, son otuz yılda vanadyum ve karbon içeriğinin artmasıdır.

En az %1.5 vanadyum ve %1 karbon içeriği ile, mikro yapısında sert karbürler içeren yüksek alaşımlı bir yapıya sahiptir. Bu çelikler, yüksek sıcaklıklarda da sertliklerini koruyarak geniş bir uygulama yelpazesi sağlarlar. Bu nedenle, kesme kalıplarında, zımbalarda, broşlarda ve havacılık endüstrisinde burçlar olarak kullanılırlar. Tungsten yüksek hızlı çelikler, havada sertleşen çelikler sınıfına aittir (Volume, 1989).

b) Molibdenli Yüksek Hız Takım Çelikleri: AISI standartlarına göre, molibden yüksek hızlı çelikler 'M' harfi ile tanımlanır ve genellikle molibden, tungsten, krom, vanadyum, kobalt ve karbon içerirler. Molibden yüksek hızlı çelikler ile tungsten yüksek hızlı çelikler arasındaki temel fark, molibden çeliklerinin daha üstün tokluk sergilemesidir. Bu iki çelik türü mekanik özellikler bakımından çok benzerdir.

Yüksek alaşımlı yapıları nedeniyle, molibden yüksek hızlı çelikler de yüksek sıcaklıklarda sertliklerini kaybetmeye karşı çok dirençlidirler. Ama, bu sınıf yüksek hızlı çelikler oldukça hassas östenitleme koşulları gerektirir.

Genellikle, 62-65 HRC (Rockwell C Sertliği) sertliğe sahiptirler, M40 yüksek hızlı çelik ise 66-68 HRC sertliğe sahiptir (Volume, 1989).

1.2.8. Şok Dirençli Takım Çelikleri

AISI'ya göre, darbe dayanıklı takım çelikleri "S" harfi ile tanımlanır. Düşük karbon içeriğine rağmen, S dereceli takım çelikleri yüksek sertlik gösterir. Yüksek sertliklerinin yanı sıra, bu çelikler mükemmel özelliklere de sahiptir; bunlar arasında dayanıklılık, tokluk, darbe direnci, sıcak sertlik, aşınma direnci ve işlenebilirlik bulunur.

Darbe dayanıklı takım çeliklerinin başlıca alaşım elementleri manganez, krom, molibden ve silikondur. Silikon varlığı, malzemenin kırılma hassasiyetini azaltır.

Ayrıca, uygulamaya bağlı olarak, yüzey aşınma direncini artırmak için darbe dayanıklı takım çeliklerine karbürize etme işlemleri uygulanabilir.

Yüksek sertlik ve tokluk özellikleri nedeniyle, bu çelikler zımbalar, kalıplar, hava güçlü aletler ve bazı durumlarda şekillendirme uygulamalarında kullanılır. Tablo 12, bazı darbe dayanıklı takım çeliklerinin türlerini ve kimyasal bileşimlerini göstermektedir.

Tablo 12. S grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Krauss, 2015)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
S1	0.40 - 0.55	0.10 - 0.40	0.15 - 1.20	1.00 - 1.80	0.30 maks	0.50 maks	1.50 - 3.00	0.15 - 0.30
S2	0.40 - 0.55	0.30 - 0.50	0.90 - 1.20	- -	0.3 maks	0.30 - 0.60	- -	0.50 maks
S5	0.50 - 0.65	0.60 - 1.00	1.75 - 2.25	0.50 maks	- -	0.20 - 1.35	- -	0.35 maks
S6	0.40 - 0.60	1.20 - 1.50	2.00 - 2.50	1.20 - 1.50	- -	0.30 - 0.50	- -	0.20 - 0.40
S7	0.45 - 0.55	0.20 - 0.90	0.20 - 1.00	3.00 - 3.50	- -	1.30 - 1.80	- -	0.20 - 0.30

1.2.9. Suda Sertleştirilen Takım Çelikleri

Suda sertleşen takım çelikleri, AISI'ya göre “W” harfiyle tanımlanır ve karbon çelikleridir. İstenilen özellikler ve performans, kontrollü üretim ve ısıt işlemler aracılığıyla elde edilir. Malzemenin özellikleri, karbon içeriğine bağlı olarak değişir.

Suda sertleşen takım çelikleri, düşük alaşım elementine sahip olması nedeniyle düşük karbür içeriğine sahiptir. Bu yüzden, bu tür takım çeliklerinin aşınma direnci düşüktür. Düşük alaşım elementleri nedeniyle bir diğer özellik ise sertleşebilirliğin düşük olmasıdır.

Martenzit oluşumu, yüksek soğuma hızlarına sahip suyla soğutma işlemiyle sağlanır. Ancak, bu yüksek soğuma hızlarıyla elde edilen martenzitik yapının etki derinliği sınırlıdır. Tablo 13, suda sertleşen takım çeliklerinin tiplerini ve kimyasal bileşimlerini göstermektedir.

W tipi takım çeliklerinin dövme sıcaklıkları, karbon içeriğine bağlı olarak 980°C ile 1065°C arasında değişir. Bu çeliklerin sertlik özellikleri de karbon içeriğine göre şekillenir. Su verme işlemiyle oluşan martenzitik yapının kırılabilirliğini azaltmak için 150°C ile 200°C arasındaki düşük sıcaklıklarda menevişleme yapılır. Düşük sıcaklıkta menevişleme, su verme işlemi sırasında oluşan artık östenitin dönüşümünü engeller. Artık östenit, sertliği azalttığı gibi, çeliğin çekme dayanımını da olumsuz etkiler (Novotny, 2001).

Tablo 13. Suda sertleştirilen takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Novotny, 2001)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
W1	0.70 - 1.50	0.10 - 0.40	0.10 - 0.40	0.15 maks	0.20 maks	0.10 maks	0.15 maks	0.10 maks
W2	0.85 - 1.15	0.10 - 0.40	0.10 - 0.40	0.15 maks	0.20 maks	0.10 maks	0.15 maks	0.15 - 0.35
W3	1.05 - 1.15	0.10 - 0.40	0.10 - 0.40	0.40 - 0.60	0.20 maks	0.10 maks	0.15 maks	0.10 maks

1.2.10. Plastik Kalıp Çelikleri

Plastik kalıplarının üretiminde, “P” harfi ile tanımlanan takım çelikleri kullanılır ve nikel ve krom ile alaşımlandırılmış düşük ile orta karbonlu çeliklerdir (küçük miktarlarda molibden ve vanadyum da içerir). Bu çeliklerdeki toplam alaşım elementi içeriği yaklaşık %1-1.5'tir. Bu çelikler, plastik enjeksiyon, ekstrüzyon ve korozif plastiklerin üfleme kalıpları gibi şekillendirme kalıplarında yaygın olarak kullanılır.

Düşük karbon oranına sahip P6 ve P2 gibi derecelerden yapılan kalıplar, yüzey özelliklerini geliştirmek için nitrürleme veya karbonlama işlemlerine tabi tutulur. Buna karşın, P21 ve P20 gibi dereceler doğrudan işleme sonrası kullanılır (Novotny, 2001). Plastik kalıp çeliklerinin kimyasal bileşimleri Tablo 14’te gösterilmiştir.

Tablo 14. P grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Novotny, 2001)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
P2	0.10 maks	0.10 - 0.40	0.10 - 0.40	0.75 - 1.25	0.10 - 0.50	0.15 - 0.40	-	-	-
P3	0.10 maks	0.20 - 0.60	0.40 maks	0.40 - 0.75	1.00 - 1.50	-	-	-	-
P4	0.12 maks	0.20 - 0.60	0.10 - 0.40	4.00 - 5.25	-	0.40 - 1.00	-	-	-
P5	0.10 maks	0.20 - 0.60	0.40 maks	2.00 - 2.50	0.35 maks	-	-	-	-
P6	0.05 - 0.15	0.35 - 0.70	0.10 - 0.40	1.25 - 1.75	3.25 - 3.75	-	-	-	-
P20	0.28 - 0.40	0.60 - 1.00	0.20 - 0.80	0.40 - 2.00	-	0.30 - 0.55	-	-	-
P21	0.18 - 0.22	0.20 - 0.40	0.20 - 0.40	0.50 maks	3.90 - 4.25	-	-	0.15 - 0.25	1.05 - 1.25

1.2.11. Özel Amaçlı Takım Çelikleri

“L” harfi ile tanımlanan özel amaçlı takım çelikleri, suyla sertleşen takım çeliklerine oldukça benzer bileşimlere sahiptir ama, W sınıfı takım çeliklerinden farklı olarak, krom gibi alaşım elementleri içerirler. Bu elementler aşınma direncini ve sertleşebilirliği artırır. Ayrıca vanadyum, nikel ve molibden de içerirler. Yüksek tokluk ve aşınma direnci nedeniyle, bu çelikler kalıp ve makine parçalarının üretiminde sıkça kullanılır. Geniş bir kullanım alanına sahip özel amaçlı takım çeliği L6 kalitesidir (Novotny, 2001). Özel amaçlı takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri Tablo 15’te gösterilmiştir.

Tablo 15. Özel amaçlı takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri (Novotny, 2001)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
L2	0.45 - 1.00	0.10 - 0.90	0.50 maks.	0.70 - 1.20	-	0.25 maks	-	0.10 - 0.30	-
L6	0.65 - 0.75	0.25 - 0.80	0.50 maks	0.60 - 1.20	1.25 - 2.00	0.50 maks	-	0.20 - 0.30	-

1.3. Triboloji, Sürtünme ve Aşınma Sistemleri

1.3.1. Tribolojinin Esasları

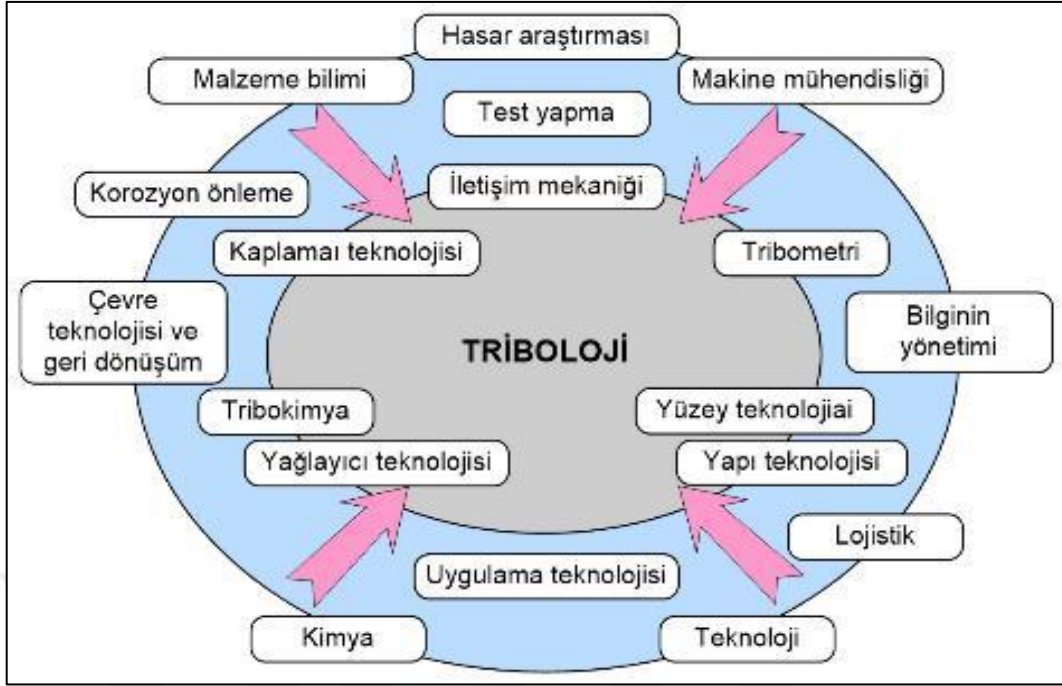
Triboloji, yüzeylerin birbirlerine göre olan hareketlerini inceleyen bilim dalıdır. Yunancada "tribos" kelimesinden türetilen triboloji terimi, sürtünme veya ovma anlamına gelir.

Tribolojinin ana odak noktası, birbirlerine göre hareket halindeki iki yüzey arasındaki etkileşimdir. Bu etkileşim; sürtünme, aşınma ve bu etkileri azaltmaya yardımcı olan yağlama ve mühendislik malzemelerini içerir.

Makinalardaki birçok parça, sürtünme ile işlev görür. Örnekler arasında dişliler, rulmanlar, kamlar, miller, pistonlar, lastik dişleri ve fren balataları bulunur. Bu örneklerin tümünde, iki yüzey etkileşime girer ve birbirine göre hareket eder.

Makine elemanlarının yaklaşık %70'i aşınma nedeniyle hurdaya ayrılır. Bu durum, malzeme kayıplarına, aşınmış parçaların yenisiyle değiştirilmesi gerekliliğine, bakım ve onarım için harcanan zaman ve çabaya, bu faaliyetler sebebiyle teknik personel istihdamına ve sürtünme nedeniyle enerji kayıplarına yol açar. Bu durum, tribolojinin önemini vurgulamaktadır.

Triboloji alanındaki araştırmalar genel olarak malzemelerin sürtünme katsayısını ve aşınma mekanizmalarını belirlemeye, sürtünme ve aşınmaya neden olan yüzeylerin temasını önleyen ince film malzemeleri ya da endüstriyel yağlayıcılar bulmaya odaklanır. Ancak, fren balatalarındaki yüksek sürtünme katsayısı ve silgilerdeki yüksek aşınma gibi örneklerle bakılacak olursa sürtünme ve aşınmanın azaltılması her zaman arzu edilmez (Stachowiak & Batchelor, 2004). Şekil 5'te tribolojinin diğer bilimlerle olan ilişkisi gösterilmiştir.



Şekil 5. Tribolojinin diğer bilimlerle olan ilişkisi (Dašić vd., 2003)

1.3.2. Sürtünme

Sürtünme, temas halindeki iki yüzeyin göreceli hareketine veya hareket eğilimine karşı koyan dirençtir. Bu direnç, yüzeyler arasındaki etkileşimlerden kaynaklanır ve hareket yönünün tersine etki eder. Sürtünme kuvveti sabit bir değer değildir; sürtünme katsayısına bağlı olarak değişir. Sürtünme katsayısı, kayma mesafesi ve süresi ile yüzeyin tane büyüklüğüne bağlı olarak belli bir değere kadar artış gösterir ve bu değer ötesinde sabit kalır. Bir nesne hareket halindeyken, kinetik enerjinin bir kısmı sürtünme nedeniyle ısı enerjisiye dönüşür, bu da aşınmayı teşvik eder. Bu nedenle, aşınma sürtünmenin bir yan ürünüdür.

Bir yüzeyde duran bir nesneyi hareket ettirmek için, uygulanan harekete ters yönde etki eden sürtünme kuvvetinden daha büyük bir kuvvet gereklidir. Uygulanan kuvvet sürtünme kuvvetinden küçük veya ona eşit olursa, nesne hareket etmez.

Mekanik sürtünme teorisindeki temel prensipler şunlardır:

- **Görünür Temas Alanından Bağımsızlık:** Katı cisimler arasındaki sürtünme kuvveti, temas yüzeyinin görünür alanına bağlı değildir. Yüzeyler ne kadar düzgün görünürse görünsün, mikroskobik düzeyde pürüzler ve düzensizlikler bulunur. Sürtünme, bu

mikroskobik düzensizlikler arasında oluşur ve bu nedenle görünen temas alanından bağımsızdır.

- Normal Kuvvetle Doğru Orantılılık: Sürtünme kuvveti ile yüzeylere uygulanan normal kuvvet arasında doğru orantı vardır. Bu ilişki, sürtünme katsayısı adı verilen bir sabit oranla tanımlanır. Bu oran, sürtünme kuvvetinin normal kuvvetle çarpılmasıyla elde edilir.

$$F_s = \mu_s \cdot F_n \quad (1)$$

F_s statik sürtünme kuvveti, μ_s statik sürtünme katsayısı ve F_n ise normal kuvvettir.

- Kinetik Sürtünmenin Hızdan Bağımsızlığı: Kinetik sürtünme, kayma hızından etkilenmez. İki yüzey arasındaki hareketli sürtünme kuvveti, yüzeylerin kayma hızına bağlı olarak değişmez ve genellikle sabit kalır.

Kayma başladıktan sonra, sürtünme kuvvetinde bir miktar düşüş olur ve bu durumda aşağıdaki denklem geçerlidir:

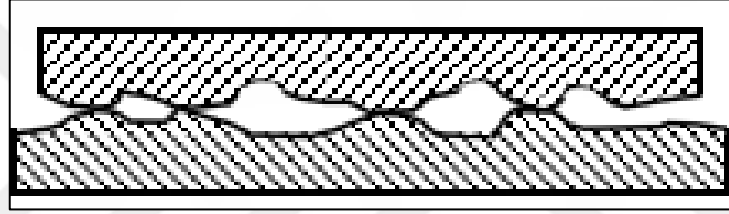
$$F_k = \mu_k \cdot F_n \quad (2)$$

F_k kinetik sürtünme kuvveti, μ_k kinetik sürtünme katsayısı ve F_n ise normal kuvvettir (Çalışkan, 2023).

Sürtünmenin Temel Mekanizmaları: Mikroskobik düzeyde, yüzeyler tamamen pürüzsüz değildir. En iyi şekilde cilalanmış yüzeyler bile yüksek büyütme altında çıkıntılar, pürüzler, vadiler ve çukurlar içerir. İki yüzey bir araya getirildiğinde, bu çıkıntıların yalnızca bazılarıyla temas ederler. Bu noktalarda, temas basıncı daha yumuşak malzemenin sertlik değerine yakın olabilir ve çok küçük bir ölçekten plastik deformasyonlara neden olabilir. Bu temas noktalarında iki malzeme arasında soğuk kaynak nedeniyle güçlü bağlar oluşabilir. Kayma başladığında, bu bağların sürtünme kuvveti tarafından kırılması gerekir; bu da sürtünmenin yapışkan bileşenine katkıda bulunur. Yüzey pürüzlülüğü, karşı yüzeyi yol boyunca sıyırabilir ve herhangi bir plastik deformasyon veya histerezis sürtünme kuvvetine katkıda bulunur. Ayrıca, kayma yüzeyleri arasına sıkışmış parçacıklar da sürtünme kuvvetini artırabilir. Sürtünme kuvvetinin oluşumuna birçok mekanizma katkıda bulunduğundan, sürtünme daha çok ölçüm koşulları, yüzey pürüzlülüğü, yüzeydeki oksitler veya filmler gibi faktörlerin bir işlevi olarak görülür, malzemenin kendine özgü bir özelliği yerine. Bu karmaşıklığa rağmen, çeşitli laboratuvarlarda farklı yöntemlerle elde edilen μ değerleri,

benzer koşullar altında malzeme çiftleri için genellikle makul aralıklarda kalır (Blau & Devore, 1990), (Davis, 2001).

a) Kuru Sürtünme: Kuru sürtünme, iki katı ve yağlanmamış cisim arasında meydana gelen bir sürtünme türüdür. Kuru sürtünme, yalnızca vakum ortamında gerçekleşir. Sürtünme, meydana geldiği ortam ve o ortamı oluşturan faktörler tarafından etkilenir. Atmosferin etkisi altındayken, yüzeylerde adsorbe edilmiş gazların sonucu olarak oluşan oksitler, yağlar ve kalıntılar gibi kimyasal bileşenler sürtünmeyi kısmen azaltabilir ve yağlayıcı bir rol oynayabilir. Bu yüzey katmanları, vakum ortamında etkin bir şekilde temizlenir ve temiz bir yüzey ortaya çıkar. Bu, tam metal-metal temasını sağlar ve kuru sürtünme meydana gelir (Erdem, 2017). Kuru sürtünmenin şematik bir temsili Şekil 6'da gösterilmektedir.



Şekil 6. Kuru sürtünme şematığı (Erdem, 2017)

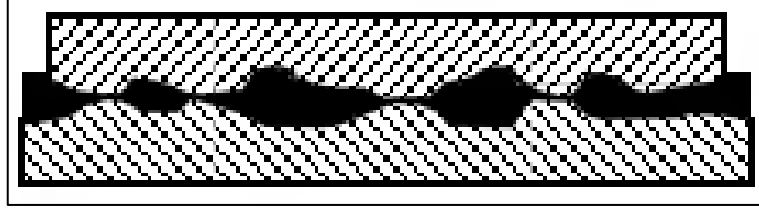
b) Sıvı Sürtünme: İki yüzey arasındaki yüzey pürüzlülüğünün, karşıt malzeme ile temasını önleyen bir yağ tabakası ile ayrıldığı sürtünme türüne sıvı sürtünme denir. Bu durumda, sürtünmeyi etkileyen ana faktör yağın viskozitesidir (Erdem, 2017). Sıvı sürtünmenin şematik bir temsili Şekil 7'de gösterilmektedir.



Şekil 7. Sıvı sürtünme şematığı (Erdem, 2017)

c) Yarı Sıvı Sürtünme: Kuru sürtünmede, yüzeyler doğrudan temas halindedir ve bu, daha yumuşak malzemenin aşınmasına neden olur. Bunu önlemek için genellikle yağlayıcı olarak bilinen malzemeler kullanılır. Yağlanmış yüzeyler arasındaki sürtünme sıvı sürtünme

olarak adlandırılır. Ancak, bazen yeterli kalınlıkta bir yağ filmi ile tam ayrım sağlamak mümkün olmaz ve yüzeylerdeki bazı çıkıntılar hala temas edebilir. Bu durum, kuru sürtünme ile sıvı sürtünme arasında yer alan karışık veya sınır yağlaması olarak bilinir (Erdem, 2017). Karışık sürtünmenin şematik bir temsili Şekil 8'de gösterilmektedir.



Şekil 8. Yarı sıvı sürtünme şematığı (Erdem, 2017)

1.3.3. Aşınma

Aşınma, iki yüzeyin göreceli hareketi sonucunda sürtünme nedeniyle mikroskobik parçacıkların kopmasıyla meydana gelen istenmeyen malzeme kaybıdır. Bu kayıplar, makine bileşenlerinin çalışma toleranslarının dışına çıkmasına ve zamanla işlevlerini yitirmesine neden olur. Bunu önlemek için sürtünme ve aşınmayı kontrol etmek ve azaltmak amacıyla çok sayıda çalışma yapılmıştır.

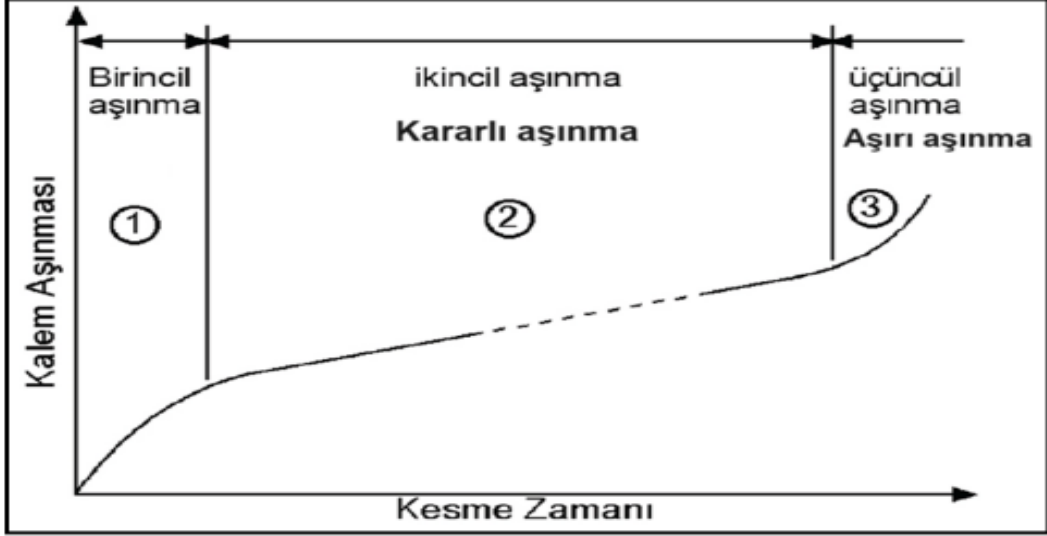
Aşınma, makine bileşenlerinin ömrünü ve performansını önemli ölçüde azaltarak büyük ekonomik kayıplara yol açar. Bu nedenle, makine tasarımında aşınmanın etkilerini dikkate almak ve önleyici tedbirler almak gereklidir.

Makine tasarımında aşınmayı azaltmaya yönelik bazı dikkate alınması gerekenler şunlardır:

- Temas basıncını düşük tutmak,
- Düşük kayma hızlarını korumak,
- Minimum pürüzlülüğe sahip yatak yüzeyleri seçmek,
- Yüksek sıcaklıklardan kaçınmak,
- Sert malzemeler kullanmak,
- Düşük sürtünme katsayısına sahip malzemeler kullanmak,
- Yağlayıcılar kullanmak.

Malzemeler ilk temas ettiğinde, çıkıntılar birbirleriyle etkileşime girer. Yük ve hareket sisteme uygulandıkça, çıkıntılar yük nedeniyle ezilir ve hareket nedeniyle sürtünmeye maruz kalır. İlk başta, daha yüksek çıkıntılar ezilir ve zamanla daha küçük çıkıntılar birbirleriyle

temas eder. Yüklemeye devam edildikçe, çıkıntılar kademeli olarak azalma gösterir ve gerçek kontak alanı, görünen kontak alanına yaklaşır (Ludema & Ajayi, 2018). Aşınma aşamaları Şekil 9'da gösterilmektedir.



Şekil 9. Aşınma safhalarının şematik gösterimi (Ludema & Ajayi, 2018)

Aşınma, etkileşimler sonucunda meydana geldiği için pratikte tek bir aşınma mekanizması olarak gözlemlenmez, aksine birden fazla aşınma mekanizması olarak ortaya çıkar. Bu mekanizmalar arasında adezyon, aşındırıcı aşınma, yorulma aşınması ve korozyon aşınması bulunur. Bu mekanizmalar, aşınan yüzeylere uygulanan yük, temas geometrisi ve aşındırıcı parçacıkların boyutu gibi faktörlere göre sınıflandırılmaktadır (Ludema & Ajayi, 2018).

Aşınmayı Etkileyen Faktörler: Aşınmayı etkileyen çeşitli faktörler farklı şekillerde sınıflandırılabilir. Bu faktörler dört ana grup halinde aşağıda verilmiştir:

a) Ana Malzemeye Bağlı Faktörler

- Malzemenin sahip olduğu kristal yapı
- Yüzey pürüzlülüğü
- Malzemenin Sertliği
- Deformasyon Davranışı
- Boyutu
- Elastisite Modülü

b) Karşı Malzemeye Bağlı Faktörler ve Aşındırıcıların Etkisi

c) Ortamın Etkisi

- Atmosfer
- Sıcaklık
- Nem

d) Servis Koşulları

- Hız
- Basınç
- Kayma Yolu (Kato & Adachi, 2001)

Aşınma Mekanizmaları: Aşınma, mekanik ve/veya kimyasal yollarla meydana gelir ve genellikle sürtünme kaynaklı ısınma ile hızlanır. Aşınma hasarları beş ana mekanizma ile gerçekleşir, fakat ana prensip, katı malzemenin yüzeyden kopmasıdır. Bu mekanizmalar şunlardır:

- a) Adhezif aşınma**
- b) Abrazif aşınma**
- c) Yorulma ve tabakalı (delaminasyon) aşınma**
- d) Erozyon ve çarpma etkisiyle aşınma**
- e) Kimyasal/Oksidatif aşınma olarak sıralanmaktadır.**

Bunların dışındaki mekanizmalar, yukarıda verilen beş aşınma mekanizmasının kombinasyonlarıdır (Bhushan, 2013).

1.3.4. Adhezif Aşınma

Adhezif (yapışma) aşınması, aşınmanın en yaygın türü olup genellikle hasarı hızlandırmaz. Yapışma aşınması genellikle karşılıklı etkileşim altında hareket eden iki yüzeyden birinden bir parçacığın koparak diğer yüzeye yapışması ve bir yüzeyden diğerine malzeme transferi olması durumunda meydana gelir. İki ayrı metal yüzey basınç altında bir araya getirildiğinde, Şekil 10'da gösterildiği gibi, her bir yüzeydeki karşılıklı pürüzler sürtünme, ısı veya soğuk kaynak yoluyla bağlar oluşturur. Yüzeyler arasındaki hareket devam ettikçe, bağlanan pürüzler en zayıf noktalarında kopacaktır (Fischer & Bobzin, 2009).



Şekil 10. Adhezif aşınmanın meydana gelişinin şematik olarak gösterimi (Fischer & Bobzin, 2009)

Yapışma aşınmasını azaltmak için aşağıdaki önlemlerden biri alınabilir:

a) Yağlama: Yapışma aşınması, yerel olarak sıcaklığın arttığı bölgelerde meydana gelir. Uygun yağlama, yüzeyler arasındaki sürtünmeyi azaltabilir ve sistemden ısıyı dağıtabilir.

b) Birbirine çözünmeyen metaller kullanmak: İki metalin birbirine çözünmemesi sağlanarak, yapışma aşınmasının meydana gelmesi tamamen engellenebilir.

c) Pürüzsüz yüzeyler kullanmak: Eğer etkileşen yüzeyler soğuk kaynağa neden olabilecek çıkıntılar içermezse, yapışma aşınması gerçekleşmez.

d) Metal-metal temasını engellemek: Metal yüzeylerde kimyasal filmler oluşturarak, (örneğin fosfat kaplamalar gibi) aşınmayı önleyebilir.

Yapışma aşınması, yüzeydeki normal yük, kayma mesafesiyle ve aşınan malzemenin yüzey sertliğiyle orantılıdır (Fischer & Bobzin, 2009).

1.3.5. Abrazif Aşınma

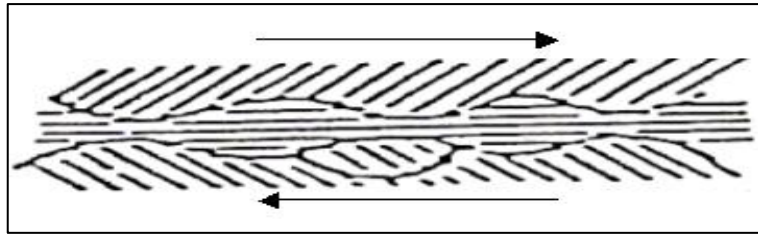
Aşındırıcı aşınma, çizilme ve yırtılma aşınması da denir ve sistemlerde hızlı hasara yol açan bir aşınma çeşididir. Aşındırıcı aşınma, genellikle, malzeme yüzeylerinin, malzemenin kendisinden daha sert olan parçacıklarla basınç altında etkileşimi sonucu malzeme yüzeylerinden parçaların çıkarılması olarak tanımlanır. Bu mekanizmaya bir örnek olarak, sisteme giren toz parçacıkları veya bir motorda oluşan yanma ürünlerinin neden olduğu aşınma verilebilir. Bu tür aşınmada, sert ve keskin parçacıklar malzeme yüzeyinde mikron boyutunda kesme etkileri gösterir. Aşındırıcı aşınma iki türe ayrılır: iki cisimli ve üç cisimli aşınma. İki cisimli aşındırıcı aşınma, sürtünen elemanların doğrudan etkileşimi sonucu meydana gelir. Üç cisimli aşındırıcı aşınmada ise, ana ve karşı malzeme arasında serbest bir ara malzeme bulunabilir veya aşınma nedeniyle yüzeyden kopan parçacıklar üçüncü eleman olarak ara malzeme görevi görebilir.

Aşındırıcı aşınmayı etkileyen iki ana etmen, aşındırıcı parçacık ile metal yüzey arasındaki sertlik farkı ve temas neden olan basıncın büyüklüğüdür. Aşındırıcı aşınma oranı, malzeme yüzeyine uygulanan normal yükü azaltarak düşürülebilir. Aşındırıcı aşınmayı önlemek veya aşınma oranını en aza indirmek için şu yöntemler kullanılabilir:

- Yüzey sertliğini artırmak: Abrazif aşınmayı önlemenin veya aşınma hızını azaltmanın en etkili yollarından biri, malzeme yüzeyinin sertliğini artırmaktır. Ancak, bu yöntemin uygulanması bazı malzemelerde gevrek kırılma gibi daha ciddi sorunlara yol açabilir.
- Abrazif parçacıkları uzaklaştırmak: Abrazif aşınmaya yol açan sert parçacıkların sistemden uzaklaştırılması, bu tür aşınmanın önlenmesine önemli ölçüde katkı sağlayabilir.
- Aşınmış parçaları değiştirmek: Abrazif aşınmaya uğrayacak parçaların kolay bir şekilde değiştirilmesini sağlayacak tasarımlar geliştirmek, pratikte en çok kullanılan yöntemlerden biridir (Fischer & Bobzin, 2009).

1.3.6. Yorulma Aşınması

Değişken, tekrarlayan yüklemeler, yorulma aşınmasına neden olur. Tribolojik gerilmeler genellikle, yüzeyde zaman ve pozisyon açısından değişkenlik gösteren mekanik gerilmelerden kaynaklanır, bu nedenle birçok aşınma sürecinde yorulma aşınması gözlemlenir. Sonuç olarak, yüzeyde çatlaklar oluşur ve bu çatlaklar parçacıkların yüzeyden ayrılmasına, çukur ve boşlukların oluşmasına yol açar. Yorulma aşınmasının şematik gösterimi aşağıda Şekil 11'de gösterilmiştir.



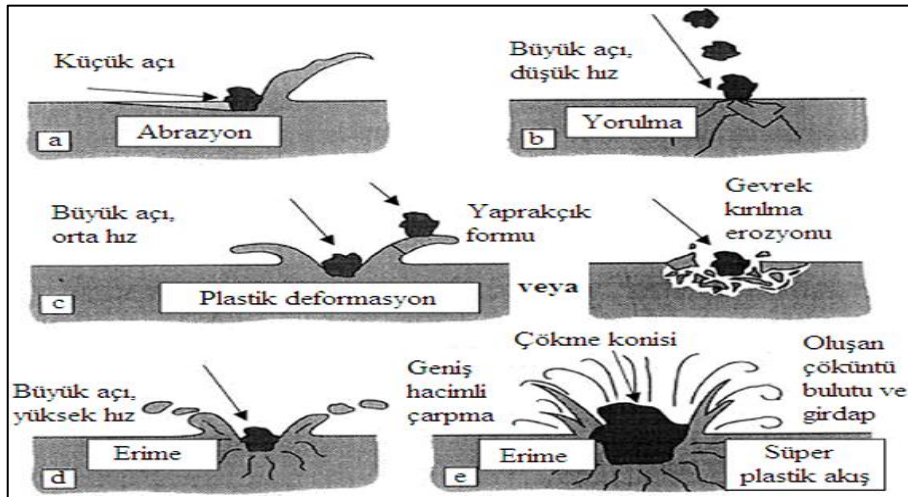
Şekil 11. Yorulma aşınmasının şematik gösterilişi (Fischer & Bobzin, 2009)

Plastik deformasyon ve dislokasyon olayları nedeniyle maksimum kayma gerilmesi noktalarında çok küçük boşluklar oluşur. Zamanla, bu boşlukların yüzeye doğru genişlemesi sonucunda küçük çukurlar meydana gelir. Bu en çok dişli çarklarda, rulmanlarda ve

yuvarlanma hareketi yapan mekanizmaların yüzeylerinde gözlemlenen aşınma türüdür (Fischer & Bobzin, 2009).

1.3.7. Eroziyon Aşınma

Erozyon aşınması, bir sıvı veya gaz akışıyla taşınan çeşitli geometrik boyut ve yapılarıdaki partiküllerin, temas ettikleri katı yüzeylere sürekli çarpması sonucu meydana gelen hasar olarak tanımlanır. Ayrıca, erozyon aşınması, aşındırıcı partiküllerin fiziksel ve kimyasal özellikleri ile taşıyıcı akışın özelliklerinden etkilenir ve akışın kendisi de aşındırıcı bir ortam olarak hareket edebilir. Bu değişken faktörler nedeniyle, bu mekanizmalar tarafından neden olunan hasar türleri, tek başına, kombinasyon halinde ve yüksek sıcaklık uygulamalarında farklılık gösterir. Bu mekanizmalar termal aşınma, püskürtme, erozyon-korozyon, yıkama, kavitasyon-erozyon ve çökme gibi alt mekanizmalar altında sınıflandırılır. Uygulamada, bu tür aşınma en çok pnömatik taşıma sistemleri ve ekipmanları, türbin tekerlekleri, hidrolik pompalar, kumlama ekipmanları ve püskürtme nozüllerinde karşılaşılr. Bor kaplama uygulanarak, erozyon aşınmasına maruz kalan parçaların işletme ömrünü önemli ölçüde artırmak mümkündür (Yıldızlı vd., 2003). Sıcaklık ve akış hızının artmasıyla aşınma da hızlanır. Akışkanlarda ani basınç düşüşleriyle oluşan gaz kabarcıkları da aşınmaya neden olur; bu durum gemi pervanelerinde çok sık görülür. Erozyon aşınması, Şekil 12'de gösterilmiştir.



Şekil 12. Katı partikül erozyonunun olası mekanizmaları (a) küçük çarpma açılarında aşınma, (b) düşük hız, büyük çarpma açısında yüzey yorulması, (c) orta hız, büyük çarpma açısı boyunca gevrek kırılma veya çoklu kalıcı deformasyon, (d) yüksek çarpma hızlarında yüzey ergimesi, ikincil etkilerle makroskobik erozyon (Bakdemir vd., 2020)

- **Yumuşak Malzeme Yüzeylerinde Kırılma:** Bu tür aşınma, fan kanatlarının kullanımı sırasında meydana gelir. Ortamdaki toz ve sert partiküller, kanatların iç bükey yüzeyinde hızla yuvarlanır ve kayar, bu da aşınmaya yol açar.

- **Malzeme Yüzeylerinde Oyuk veya Kanal Oluşumu:** Bu tür aşınma hasarı, gaz veya sıvı akışının hızla arttığı sistemlerde, özellikle akış hızının ya da yönünün değiştiği alanlarda gözlemlenir.

- **Kenarların Yuvarlanması:** Erozyon aşınması, türbin kanatları ve pervane gibi malzemelerin şeklinde değişikliklere yol açabilir ve bu, kenarların yuvarlanmasına neden olabilir (Fischer & Bobzin, 2009).

1.3.8. Öğütmeli Aşınma

Öğütmeli aşınma, yüksek basınç altında partiküllerin düşük hızlarda metal yüzeylerle karşılaşması sonucu meydana gelir. Bu süreç, metal yüzeyden partiküllerin kesilmesine veya çıkarılmasına yol açarak birçok küçük çizik oluşturur. Bu yüksek basınç ve düşük hız kombinasyonu genellikle ağır makinelerin çalışma şartlarında görülür; örneğin, ekskavatörlerin kesici kenarlarında bu tür hasar oluşabilir. Diğer bir örnek ise, top dökücülerde görülen öğütmeli aşınmadır.

Öğütmeli aşınmayı önlemek için malzemenin sertliğini artırmak yaygın bir yaklaşımdır. Ancak, sertliği artırmak genellikle kırılma riskini de artırdığı için her zaman uygulanabilir bir yöntem değildir. Bu tür aşınmayı önleme çabalarının başarısından ötürü, kontrollü aşınma yöntemleri araştırılmıştır. Kontrollü aşınma ile malzeme kendini yeniden keskinleştirebilir ve bu sayede matlaşmanın neden olduğu performans düşüşünden kaçınılır (Fischer & Bobzin, 2009).

1.3.9. Oymalı Aşınma

Oymalı aşınma, yüksek stresli darbelere maruz kalan malzemenin yüzeyinden bir kısmının kesilerek veya oyarak çıkarılması sonucu meydana gelir. Bu tür aşınma genellikle kazı, madencilik, delme işlemleri ve benzeri koşullarda kullanılan parçalarda görülür. Bu süreçlerde, aşındırıcı partiküller malzeme yüzeyine çok yüksek streslerle çarparak hızlı yüzey hasarına neden olur.

Oymalı aşınma, diğer aşınma türlerine kıyasla daha hızlı gelişir, bu yüzden bu tür aşınmaya uğramış parçaların yenileriyle değiştirilmesi genellikle daha ekonomik bir çözümdür (Kato & Adachi, 2001).

1.3.10. Korozi Aşınma

Korozyon aşınması, çalışma ortamı ile bileşen yüzeyleri arasındaki etkileşimden önemli ölçüde etkilenir. Bu tür aşınma iki aşamada gerçekleşir:

- a) Temas halindeki yüzeyler, ortam ile reaksiyona girer ve yüzeyde bir reaksiyon ürünleri tabakası oluşur.
- b) Sonrasında, reaksiyon tabakası çatlak oluşumu veya aşındırıcı etkiler nedeniyle zarar görebilir.

Tribo-oksidasyon aşınması, korozyon aşınması olarak bilinir ve birincil malzeme ile karşı malzeme arasındaki tribolojik stresler nedeniyle gerçekleşen kimyasal reaksiyonları içerir. Malzeme yüzeylerinin hava ile reaksiyona girerek oksit tabakaları gibi yüzey tabakaları oluşturması, aşınmayı azaltabilir. Ancak, bu tabakaların tribo-oksidasyon nedeniyle özelliklerinde meydana gelen değişiklikler, aşınmayı hızlandırabilir. Kimyasal içerikli ortamlarda, bu yüzey tabakalarının tribolojik stresler nedeniyle bozulması ve aşındırıcı parçacıkların oluşması, aşınmayı daha da artırabilir.

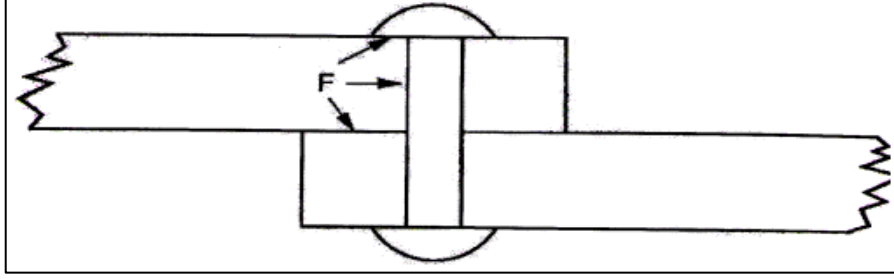
Tribo-oksidasyon aşınması, özellikle metal yüzeylerde yaygındır. Bu aşınma, malzeme yüzeyinde çatlakların oluşmasına, parçacıkların ayrılmasına ve çukurlar ile boşlukların meydana gelmesine yol açar. Bunun yanı sıra, "tribo-süblimasyon" ve "yayınma" da önemli aşınma mekanizmalarıdır:

- Tribo-süblimasyon: Sürtünme ısısından dolayı yüzeyde sıcaklık arttığında süblimasyon süreçlerinin aktif hale gelmesidir.
- Yayınma: Tribolojik stresler sonucunda malzemenin üst yüzeylerinden karşı malzemeye atomların göç etmesi nedeniyle malzeme kaybının meydana gelmesidir.

1.3.11. Kazmalı Aşınma

Kazımalı aşınma, temas eden yüzeylerde mikro-kaynamanın olduğu, adhezif aşınmaya benzer bir aşınma türüdür. Ancak, adhezif aşınma, yüzeylerin birbirine kaydığı durumlarda meydana gelirken, çizilme aşınması, hareket etmeyen yüzeylerde gerçekleşir. Çizilme aşınması, çok düşük genlikte hareketlerin (titreşimlerin) olduğu sistemlerde mikro-

kaynamanın oluşması sonucu ortaya çıkar. Şekil 13'te bu durum görselleştirilmiştir (Kato & Adachi, 2001).



Şekil 13. Kazımalı aşınmanın gösterimi (Fischer & Bobzin, 2009)

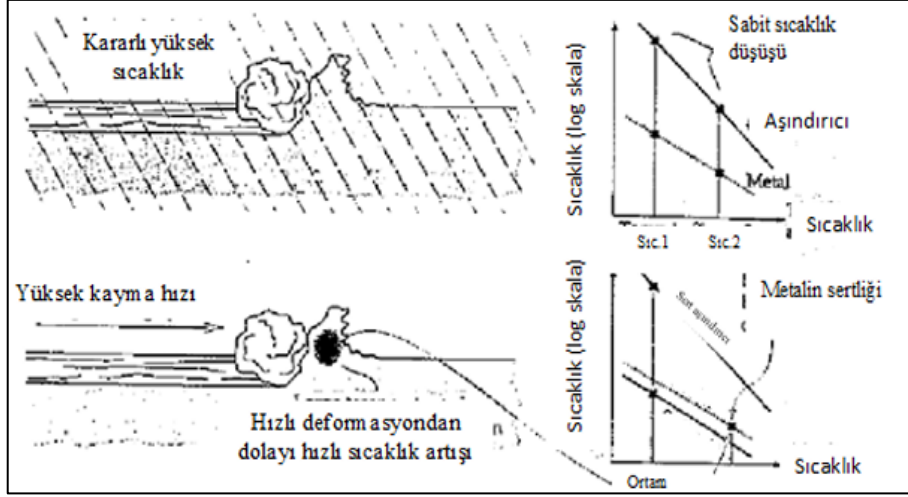
Kazımalı aşınma, genellikle titreşimli ortamlarda çalışan somunlar ve perçinler gibi bileşenlerde, otomotiv şaftlarının eklem yerlerinde ve yataklarda gözlemlenir. Çizilme aşınmasını önlemek zorlu olabilir, ancak bu aşınma mekanizmasının neden olduğu hasar aşağıdaki önlemlerle en aza indirilebilir:

- Titreşimleri azaltmak veya ortadan kaldırmak.
- Yüzeyler arasındaki kaymayı azaltmak veya ortadan kaldırmak.
- Bağlantı noktalarında elastomer kullanmak.
- Bağlantı noktalarını yağlamak.
- Kırılmayı önlemek (Kato & Adachi, 2001).

1.3.12. Yüksek Sıcaklıklarda Aşınma

a) Sıcaklığın Abrasif Aşınma Üzerinde Etkisi: Sıcaklığın aşındırıcı aşınma üzerindeki etkisi iki ana alanda incelenir: Bunlar ortam sıcaklığı ve kalıcı deformasyon nedeniyle temas yüzeyinde meydana gelen sıcaklık artışıdır. Genellikle, sıcaklık arttıkça malzemelerin sertliği azalır ve bu durum aşınma direncini düşürür.

Aşındırıcı aşınma esnasında, kalıcı deformasyon nedeniyle meydana gelen sıcaklık artışı, özellikle yüksek kayma hızlarında önemlidir; bu artış, aşınan malzemenin sertliğini düşürür ve aşındırıcıyı büyük oranda etkileyerek, yumuşak bir mineralin sert bir malzemeyi aşındırmasını mümkün kılabilir. Sıcaklığın aşındırıcı aşınma üzerindeki etkisi Şekil 14'te gösterilmiştir (Stachowiak & Batchelor, 2004).



Şekil 14. Sıcaklığın homojen şekilde sıcak ortam koşullarında ve yüksek kayma hızlarında etkileri (Stachowiak & Batchelor, 2004)

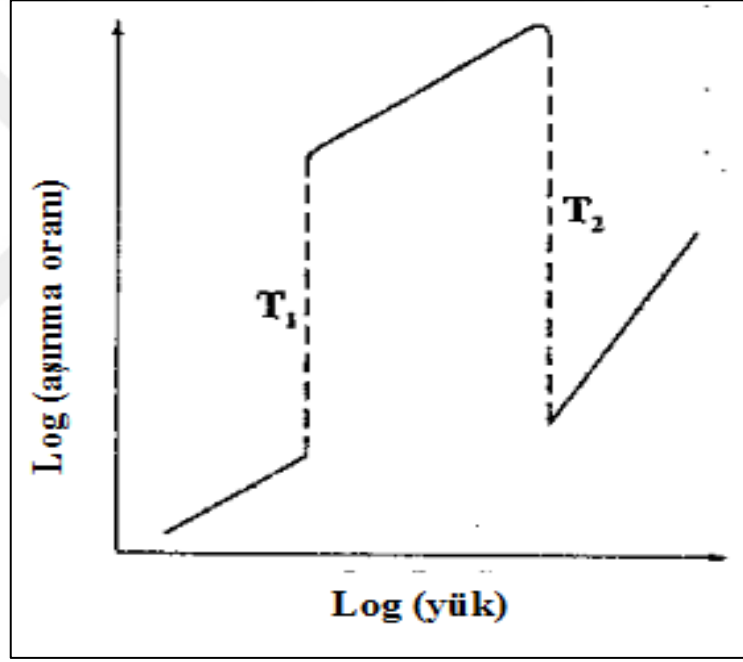
b) Sıcaklığın Erozyon Aşınma Üzerinde Etkisi: Erozyon aşınma hızını ve mekanizmasını sıcaklık etkiler. Sıcaklığın birincil etkisi, aşınan malzemenin yumuşamasıdır ve bu durum aşınma hızını artırır. Sıcaklık arttıkça, erozyon aşınması sırasında oksidasyon gerçekleşir ve bu da aşınma sürecini hızlandırır. Kırılgan oksit parçacıkları, aşınan malzeme yüzeyinden ayrılır ve bu, sünek metalin erozyon aşınmasından çok daha hızlıdır. Ancak, yeterli sıcaklık seviyelerinde kalın bir oksit tabakası malzeme ile aşındırıcı arasında teması engelleyebilir. Bu durumda, aşınma mekanizması oksidasyon tarafından kontrol edilir (Stachowiak & Batchelor, 2004).

c) Sıcaklığın Oksidatif Aşınma Üzerinde Etkisi: Sıcaklık arttıkça, metaller oksidatif aşınmaya daha duyarlı hale gelir. Koruyucu oksit tabakalarının oluşumu, aşınma hızında bir azalmaya neden olur ve bu, yüksek sıcaklıklardaki oksidasyonla ilişkilidir. Aşınma yüzeyinde bir oksit tabakası oluştuğunda, bazı metal oksitleri yüzeyden ayrılır ve hız ve yük etkisi nedeniyle yüzeye yapışır. Bu fenomen, cam benzeri bir yapı olarak bilinir. Bu cam benzeri yapının aşınma bölgesinde dağılması, Hafif aşınmış alan olarak tanımlanan bölgeye geçiş yapar.

Pratik bir örnek, gaz türbini bileşenlerinde gözlemlenebilir. Türbinlerde, iki parça birbirine hareket ettiğinde, sıcaklıklar 400°C ila 800°C'ye kadar çıkabilir ve bu durum sürtünme katsayısının azalmasına neden olur. Bu azalma, yüksek sıcaklıklardaki oksit filminin plastikliği ile alakalıdır. Yüksek temas yüklerinde farklı bir oksidatif aşınma türü oluşmaktadır. Böyle durumlarda, temas gerilimi oksit filminin bozulmasına ve kalıcı

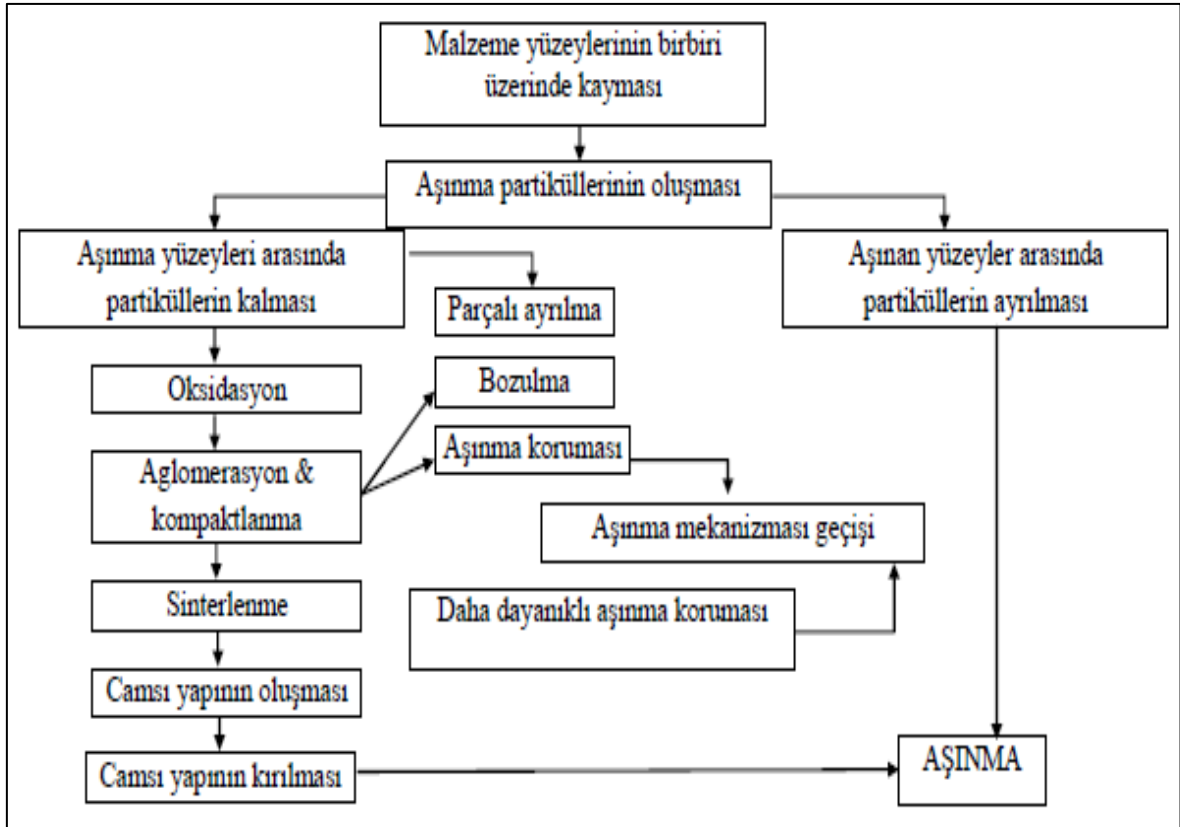
deformasyona yol açacak kadar yüksektir. Bu olaya soyulma denir; burada kırılğan oksit filmleri yüzeyden büyük parçalar halinde ayrılır.

Mekanik aşınmadan oksidatif aşınmaya geçiş, sıcaklık, yük ve temas noktası üzerindeki kayma hızına bağlıdır. Bu geçişler şematik olarak Şekil 15'te gösterilmiştir. Keskin geçişler T_1 ve T_2 olarak adlandırılmıştır. T_1 'in altında, oksit filmi yüzeylerden ayrılır ve aşınma kalıntılarında küçük oksit parçacıkları görülür. T_1 ile T_2 arasında, yüksek yüklerde koruyucu oksit tabakası kırılır ve kalıntılarda metalik parçalar bulunur. T_2 'nin üzerinde ise sert bir oksit tabakası yeniden oluşarak metal yüzeyini korur. T_1 'in altındaki ve T_2 'nin üstündeki aşınma hafif (oksidatif) aşınma, T_1 ile T_2 arasındaki aşınma ise şiddetli aşınma olarak tanımlanır.



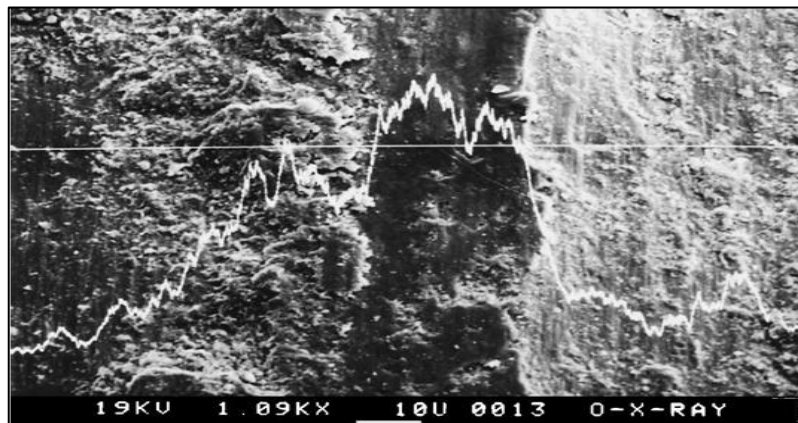
Şekil 15. Yüke bağlı olarak oksidatif aşınmadan adhezif aşınmaya geçiş (Stachowiak & Batchelor, 2004)

Şekil 16, yüksek sıcaklıklarda kuru kayma aşınma mekanizmalarını göstermektedir. Bu mekanizmalara göre, aşınma direnci, kayma hızı ve temas basınca bağlı olarak artabilir veya azalabilir. Uygun sıcaklık ve basınç koşullarında, cam benzeri aşınma kalıntıları oluşabilir ve bu da aşınma direncini azaltabilir. Fakat, bu metal oksitlerinin birleşmesi ve büyümesi ile birlikte, yüzeyden büyük parçalar halinde ayrılma veya uygun sıcaklık koşullarında tabakaların ayrılması (delaminasyon) gerçekleşebilir (Jiang vd., 2004).



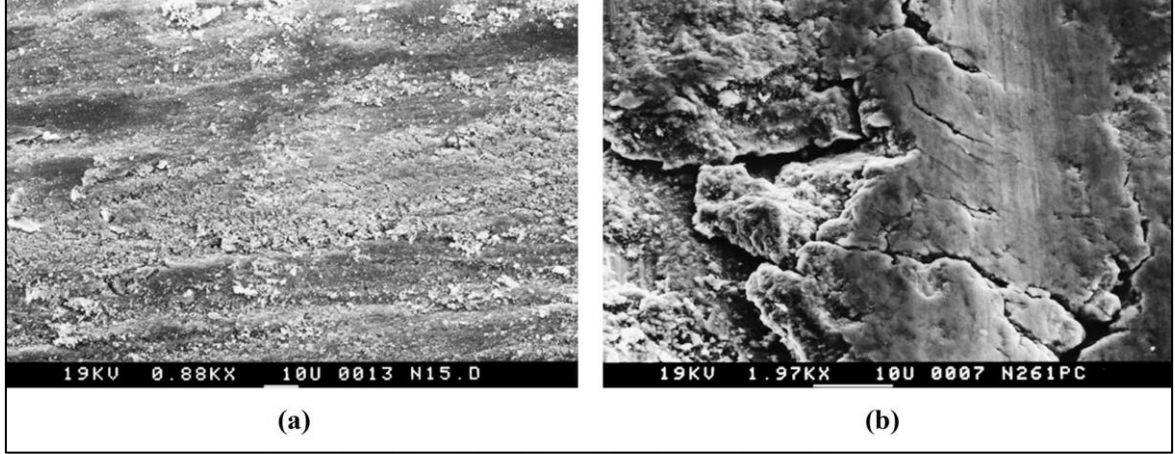
Şekil 16. Sıcaklığa bağımlı aşınma mekanizmalarını gösterir model (Jiang vd., 2004)

Şekil 17, Nimonic 80A alaşımına ait bir SEM görüntüsü ve EDS analizlerini göstermektedir. Aşınmış yüzeyde oluşan oksit tabakası görünmektedir ve EDS analizi, yapıda oksijen varlığını tespit etmiştir.



Şekil 17. Aşınma yüzeyinde meydana gelen oksijen dağılımının çizgisel EDS analizi (Jiang vd., 2004)

Şekil 18'de, aynı alaşımın 20°C ve 250°C'deki aşınma yüzeylerinin incelemesi sunulmuştur. 20°C'deki (Şekil 18a) aşınma mekanik olup aşınma ürünleri görülmektedir. Ancak 250°C'de (Şekil 18b) cam benzeri yapılar gözlemlenmektedir. Cam benzeri yapı, malzemeyi aşınmadan korur (Jiang vd., 2004).

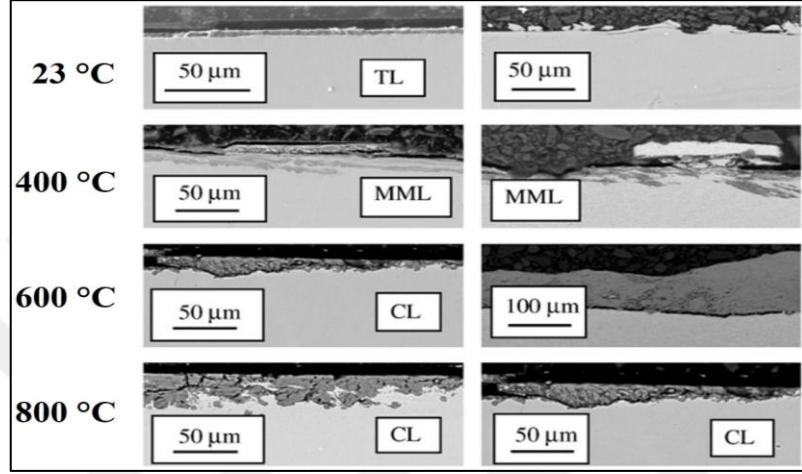


Şekil 18. Nimonic 80A alaşımının farklı sıcaklıklarda yapılan aşınma deneyi sonrası aşınma izinin SEM görüntüleri (a) 20°C’de oluşan aşınma ürünleri, (b) 250°C’de aşınma yüzeyinde oluşan camı yapı (Jiang vd., 2004)

Yüksek Sıcaklıklarda Oluşan Aşınma Yüzey Tabakaları: Yüksek sıcaklıklarda, metalik malzemelerin aşınma davranışı çeşitli tabaka tipleriyle karakterize edilir. Aşağıda farklı kimyasal bileşimlere sahip tabaka türleri listelenmiştir:

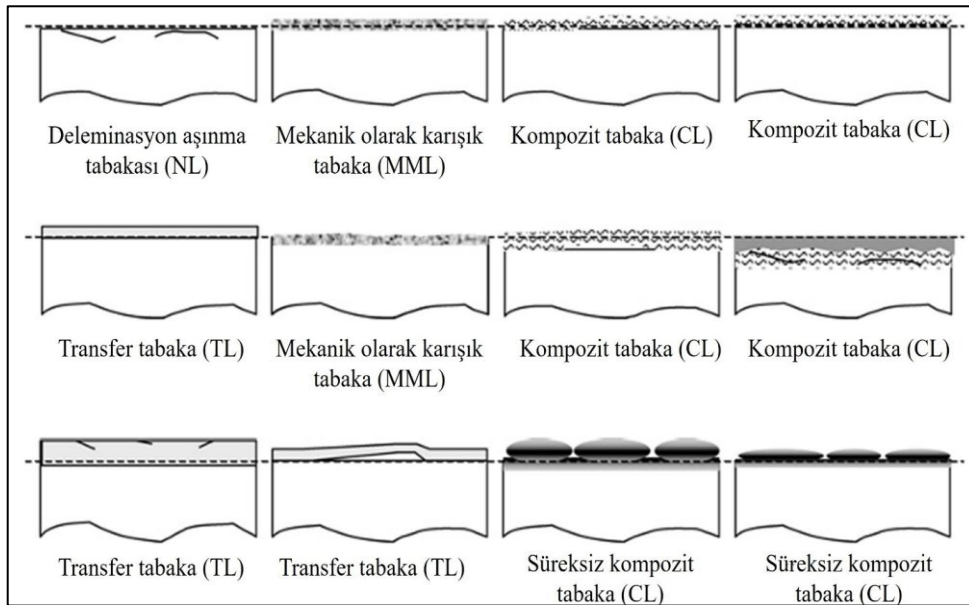
- **NL (No Layer-Tabaka Yok):** Tabaka oluşumunun gerçekleşmediği durumlarda, aşınmış malzeme ve aşınma artıkları aynı kimyasal bileşime sahiptir. Bu durumda, aşınma yüzeyindeki oksijen oranı düşüktür.
- **TL (Transferred Layer-Aktarılan Tabaka):** Aşınmış yüzeyin bileşimi, aşındırıcı ile aynı olduğunda, bu durum TL tabakası olarak adlandırılır. Bu durumda da aşınma yüzeyindeki oksijen konsantrasyonu düşüktür.
- **MML (Mechanically Mixed Layer-Mekanik Olarak Karışmış Tabaka):** MML yapısına sahip yüzeylerde, aşınmış yüzeyin ve aşınma artığının bileşimi, aşınmış malzeme ve aşındırıcı arasındaki bir ara değeri gösterir. Bu tabakada oksijen konsantrasyonu düşüktür.
- **CL (Composite Layer-Kompozit Tabaka):** CL yapısında, aşınmış yüzeyin ve aşınma artığının bileşimi, aşınmış malzeme ile aşındırıcı arasındadır ama yapıda yüksek oranda oksijen bulunur.

Oda sıcaklığında, yapı NL veya TL olabilir. Fakat, aşındırıcının sertliği aşınmış metalden yüksekse, NL yapısı oluşur. Aşındırıcı yüzey aşınmış metalden daha yumuşaksa, TL yapısı oluşur. Oda sıcaklığının biraz üzerinde hem aşınmış malzeme hem de aşındırıcı birbirine göre yumuşaksa, MML yapısı oluşur. Yüksek sıcaklıklarda, genellikle CL yapısı oluşur ve sıcaklık arttıkça yoğunluğu artar (Pauschitz vd., 2008).



Şekil 19. Farklı aşınma tabakalarına ait farklı sıcaklıklarda çekilen SEM görüntüleri (Pauschitz vd., 2008)

Şekil 19, bahsedilen yapılarının taramalı elektron mikroskobu fotoğraflarını gösterirken, Şekil 20 bu yapıların şematik görünümünü göstermektedir.



Şekil 20. Kayma aşınmasında oluşan tabakalara ait şematik gösterim (Pauschitz vd., 2008)

1.4. Yüzey Kaplama Yöntemleri

Kullanım amacına bağlı olarak, yüzey kaplama yöntemleri, iç yapısı sünek kalırken sert ve aşınmaya dayanıklı bir yüzey gerektiren malzemelere uygulanır. Bunu başarmak için, malzemenin yüzeyinde istenilen derinlikte sertleşmeyi sağlarken, sünek iç yapıyı etkilemeyen çeşitli yüzey kaplama teknikleri geliştirilmiştir (Özdemir & Erten, 2003).

Yüzey kaplama yöntemleri, temel malzemenin sahip olmadığı özellikleri kazandırarak, üretimi ucuz ve daha kolay olan bir malzemenin yalnızca yüzeyini değiştirerek arzu edilen özelliklerin elde edilmesine olanak tanır. Malzemelere uygulanan yüzey kaplama işlemleri, şu özellikleri kazandırmak için yapılır:

- Elektrik-Elektronik Amaçlar: Kapasitörlerde, yarı iletkenlerde, hibrit devrelerde, dirençlerde, süper iletken kaplamaların üretiminde ve piezoelektrik aktüatörlerde kullanılır.
- Manyetik Amaçlar: Manyetik disklerde ve sabit disklerde uygulanır.
- Termal Amaçlar: Elektronik devre bileşenleri için ısı bariyerlerinde ve soğutucularda kullanılır.
- Kimyasal Amaçlar: Difüzyon bariyerlerinde, gaz-sıvı sensörlerinde ve katalizörlerde uygulanır.
- Optik Amaçlar: Kamera lenslerinde, yansıtıcı ve yansıtıcı olmayan camlarda, gözlük camlarında, büyük projektörlerde ve optik disklerde kullanılır.
- Korozyon ve Oksidasyon Koruması: Korozyona dirençli parçaların üretiminde, deniz taşıtları, gaz türbini motorları ve yüksek sıcaklık korozyonunu önlemek için tasarlanmış kaplamalar kullanılır. Bu kaplamalar, malzemelerin korozyon karşısında daha dayanıklı olmasını sağlar.
- Dekoratif Amaçlar: Beyaz eşya üretiminde, oyuncak endüstrisinde, otomotiv endüstrisinde ve saat ile gözlük çerçevelerinde kullanılırlar. Bu kaplamalar, estetik görünümlerinin yanı sıra, yüzeylerin dayanıklılığını ve uzun ömürlülüğünü artırır.
- Tribolojik Uygulamalar: Yüzey kaplamaları, düşük sürtünme katsayılarının gerektiği ve sürtünme özelliklerinin iyileştirilmesi gereken durumlarda, kesici takımlar ve kalıp üretimi gibi alanlarda uygulanır (Şafak, 2008).

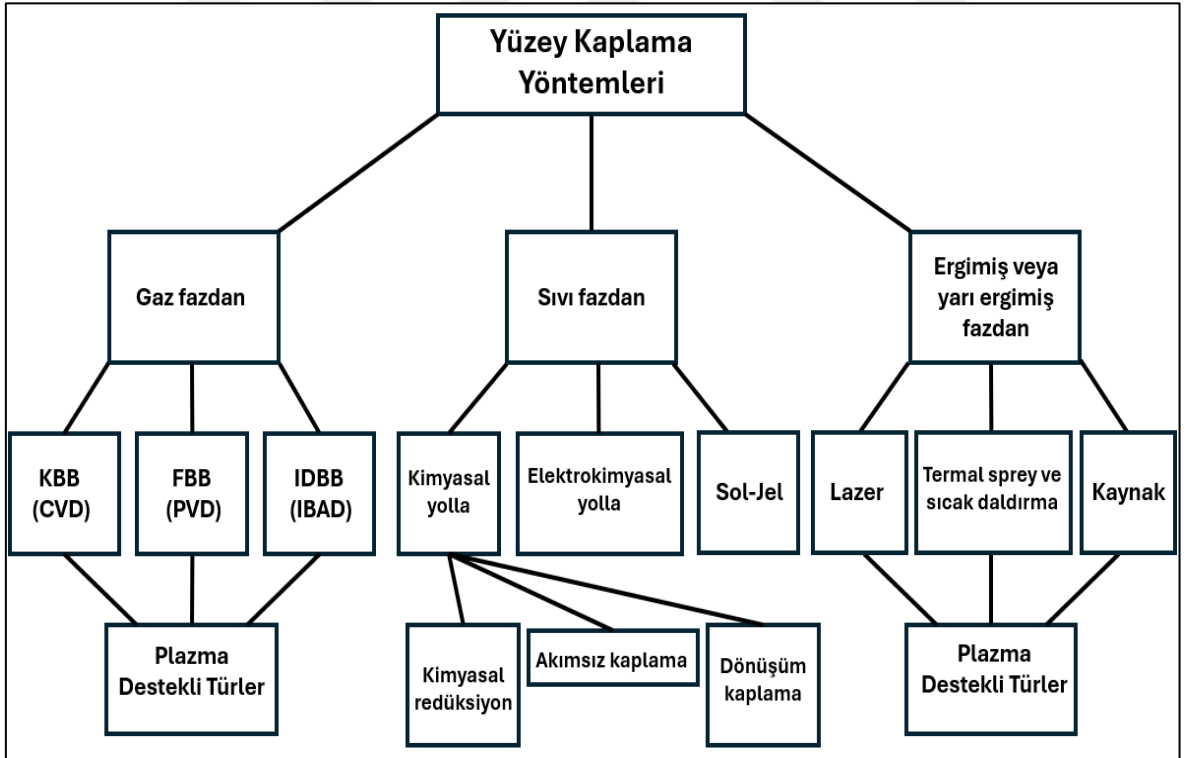
Aşınma, makine parçalarının ömrünü ve takımların kullanım süresini kısaltır. Günümüzde, bir parçanın saatlik üretim oranı oldukça yüksek seviyelere ulaşmıştır. Aşınma sonucu oluşan hasarlar, duruş sürelerini uzatarak maliyetleri artırır. Bu nedenle, aşınma mekanizmalarının önlenmesi ekonomik açıdan giderek daha önemli hale gelmektedir.

Kullanılmış alet ve kalıp parçalarını yenileriyle değiştirmek yüksek maliyetlere yol açtığından, parçaların yüzeylerinin sürtünme ve aşınma özelliklerini iyileştirmek daha ekonomik ve pratik bir çözüm sunar.

Malzemelerin yüzeylerinin sertleştirilmesi süreci, indüksiyonla sertleştirme, sementasyon, nitrüleme ve karbo-nitrüleme gibi kimyasal termal yüzey işlemlerini içerebilir. Alternatif olarak, kimyasal, elektrokimyasal, lazer, PVD (Fiziksel Buhar Biriktirme), CVD (Kimyasal Buhar Biriktirme) ve iyon demeti destekli yüzey sertleştirme gibi yöntemlerle yüzeyin ince film tabakasıyla kaplanmasını içerebilir.

Gelişen teknolojiyle birlikte, malzemelerde aranan özellikler giderek çeşitlenmiştir. Bu özelliklerin bazıları yalnızca kaplama işlemleriyle elde edilebilmekte ya da bu yöntemle ekonomik olarak uygulanabilmektedir.

Kaplama yöntemleri, kaplama malzemesinin fiziksel durumuna göre sınıflandırılabilir: gaz fazından, çözültiden veya sıvı/yarı sıvı fazdan türetilen kaplamalar. Bu kategoriler altında, diğer spesifik özelliklere dayalı farklı kaplama türleri Şekil 21' de gösterilmektedir (Özdemir & Erten, 2003).



Şekil 21. Kaplanacak malzemenin bulunduğu fiziksel hale göre kaplamalarının sınıflandırılması (Başkurt, 2010)

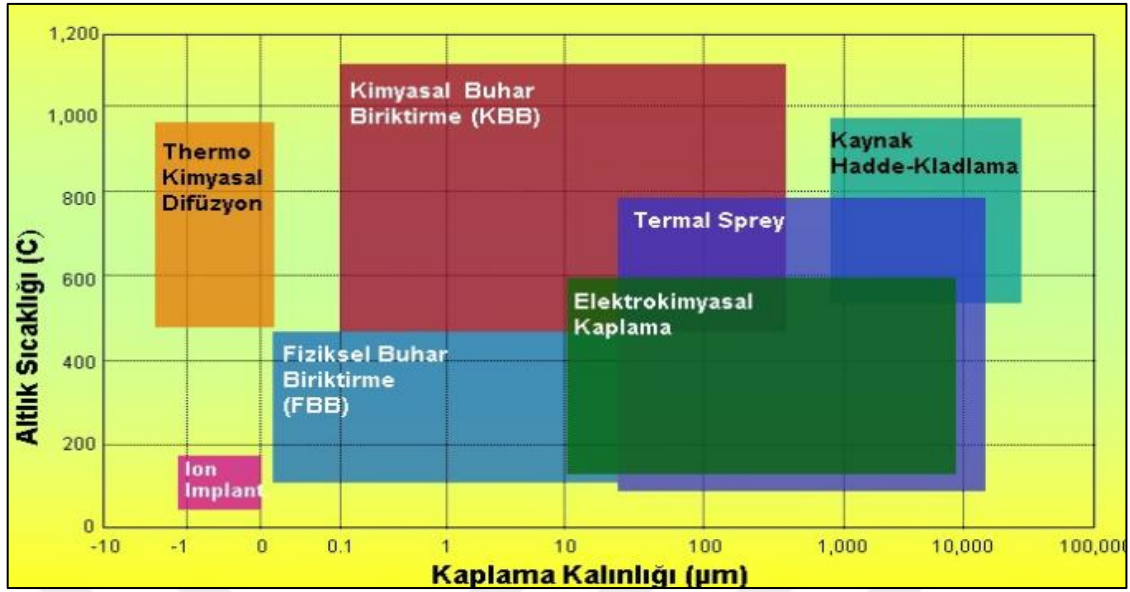
Yüzey kimyasını değiştiren işlemler difüzyon yoluyla gerçekleştirilir; bu nedenle, temel malzemenin termodinamik özellikleri büyük önem taşır. Yüzey kaplama yöntemlerinde ise temel malzemenin dinamikleri doğrudan etkili olmadığından, bu yöntemler daha geniş bir uygulama alanı sağlar.

Yüzey kaplama yöntemlerinde, kaplamanın kalınlığı ve oluşum için gereken sıcaklık, kullanılacak işlemi belirlemede önemli faktörlerdir. Kaplamalar kalınlıklarına göre ince film kaplamalar ve kalın film kaplamalar olmak üzere iki kategoriye ayrılır. İnce film kaplamalar, 1-10 µm kalınlık aralığında olup, temel malzeme üzerinde atomik seviyede film birikimi gerçekleştirir (Aytaç & Malayoğlu, 2018). Kullanım yerine bağlı olarak kullanılan ince film kaplamalardan yaygın olarak kullanılanları Tablo 16'da gösterilmiştir.

Tablo 16. Çeşitli ince sert film kaplamalar ve özellikleri (Aras, 2010)

Kaplama Özellikleri	Kaplamalar					Özel Kaplamalar			
Kaplama Malzemesi	TiN	TiCN	TiCN-MP	TiAlN	AlTiN	ZrN	CrN	CBC	TiAlCN
Kaplama Yapısı	Tekli	Çoklu	Çoklu	Tekli	Tekli	Tekli	Tekli	Çoklu	Çoklu
Sertlik (GPa)	24	37	32	35	38	28	18	20	28
Sürtünme Katsayısı	0.55	0.2	0.2	0.5	0.7	0.55	0.3	0.15	0.25
Kaplama Kalınlığı (µm)	1-5	1-4	1-4	1-4	1-3	1-4	1-4	0.5-2	1-4
Sıcaklık (°C)	600	400	400	800	800	600	700	400	500
Kaplama Rengi	Altın Sarısı	Mavi-Gri	Parlak Kırmızı	Menekşe	Mavi-Siyah	Açık Sarı	Gümüş	Kömür Grisi	Kırmızımsı Bakır

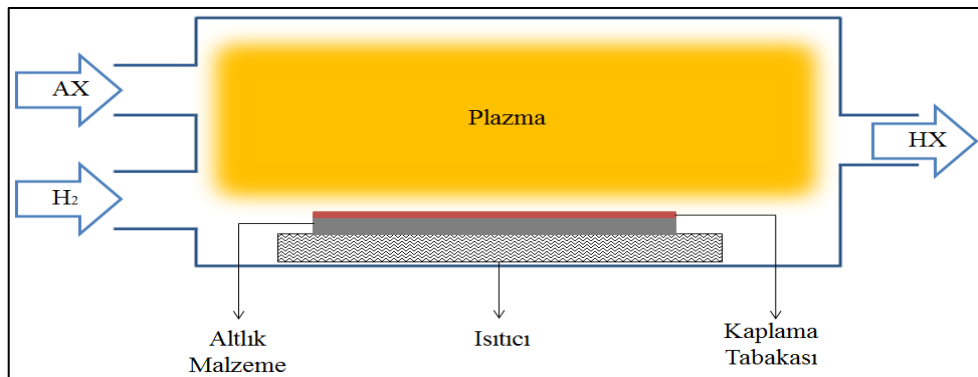
Uygulanan yöntem, çökeltme sıcaklığına ve kaplama kalınlığına bağlı olarak değişir (Pauschitz vd., 2008). Şekil 22, kaplama kalınlığı ve uygulama sıcaklığına göre yöntemlerin sınıflandırmasını göstermektedir.



Şekil 22. Değişik yüzey kaplama yöntemlerinin uygulama kalınlıkları (Aytaç & Malayoğlu, 2018)

1.4.1. Kimyasal Buhar Biriktirme Yöntemi (KBB)

CVD, ısıtılmış bir malzemenin yüzeyinin, kapalı bir ortamda buhar fazındaki kimyasal bir gazla reaksiyona girerek kaplanması işlemidir (Şekil 23). Bu işlem genellikle yaklaşık 1000°C sıcaklıkta gerçekleştirilir, bu da reaksiyon ürünlerinin malzeme yüzeyine nüfuz etmesini kolaylaştırarak yüksek yapışma özelliklerine sahip kaplamalar elde edilmesini sağlar. Gaz ortamı, kaplanan yüzeyin büyük bir kısmının homojen bir şekilde kaplanmasını garanti eder. Ancak, CVD işleminde kullanılan birçok gaz yanıcı ve zehirlidir. Bu durum, sistemi çevre dostu yapmadığı gibi, aynı zamanda ekipmanın güvenli hale getirilmesini de gerektirir.



Şekil 23. CVD yönteminin şematik gösterimi (Sarıpek, 2015)

Sistemin başlıca dezavantajlarından biri, yüksek sıcaklıkların alt tabaka malzemenin yapısal özelliklerini değiştirebilmesi ve bu durumun boyutsal sapmalara neden olabilmesidir. Kaplamadan sonra soğutma işlemi yavaş gerçekleştiğinden, kaplanan parçanın yeniden sertleştirilmesi gerekebilir (Sarıipek, 2015).

1.4.2. Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemi (FBB)

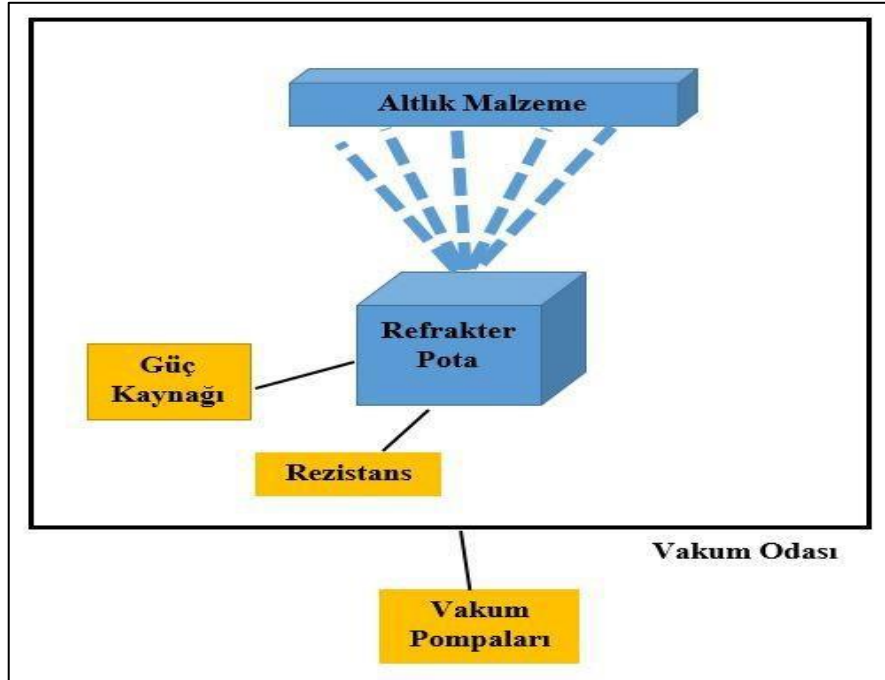
Bu tür kaplama yöntemlerinde, gaz fazındaki parçacıkların kinetik enerjisi kullanılarak kaplamalar uygulanır. Buharın kinetiği, kaplamanın yapışma, mikro yapı ve mekanik özelliklerini belirlemede kritik bir rol oynar. Kaplama sürecinin itici gücü, yüksek sıcaklıktaki buhar fazının soğuk bir substrat ile temas ettiğinde hızlı bir şekilde yoğunlaşarak katılaşmasıdır. Bu süreçte, buhar fazındaki parçacıkların atmosferde diğer parçacıklarla birleşip substrata çökmemesi için düşük basınç ve yüksek vakum koşullarının sağlanması önemlidir.

CVD yöntemlerinde ise, gaz fazındaki bileşenlerin substrat malzemesi ile etkileşimi sonucunda oluşan kimyasal reaksiyon ürünü doğrudan yüzeye çöker. Bu, yüksek vakum teknolojisi gereksinimini ortadan kaldırır. CVD yöntemleri tarihsel olarak daha yaygın olsa da PVD yöntemleri çeşitli avantajları nedeniyle kullanım alanlarını genişletmiştir:

- **Daha Düşük Sıcaklıklar:** PVD yöntemleri, genellikle CVD'nin gerektirdiği yaklaşık 1000°C'ye kıyasla daha düşük sıcaklıklarda çalışır. Bu, PVD'yi daha geniş bir substrat malzeme yelpazesi için uygun hale getirir ve yüksek sıcaklıkların malzeme yapısında değişiklik yapma riskini ortadan kaldırır.
- **Çeşitlilik:** PVD, metaller, seramikler ve polimerler dahil olmak üzere neredeyse her tür substrat malzemeye kaplama yapabilir ve karmaşık şekilli parçaları kaplayabilir, ancak kaplama yönü hedefe göre ayarlanmalıdır.
- **Çevresel Etki:** PVD süreçleri zararlı atık üretmez, bu da çevre dostu bir seçenek sunar.
- **Geniş Kaplama Kalınlığı Aralığı:** PVD, mikronlardan nanolara kadar geniş bir kalınlık aralığında kaplamalar üretmeye olanak tanır.
- **Yüksek Saflıkta Kaplamalar:** PVD işlemleri yüksek vakum ortamında gerçekleştiğinden, yüksek saflıkta kaplamalar üretmek mümkündür. Ancak, vakum koşullarını korumak için gereken ekipman maliyetleri yüksek olabilir.

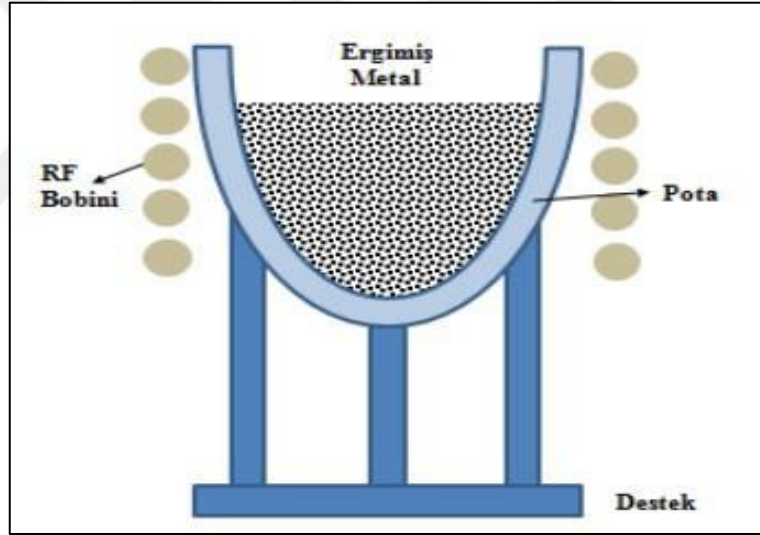
PVD yöntemleri 19. yüzyılın başlarından beri bilinmesine rağmen, endüstriyel uygulamaları yüksek aşınma direnci ihtiyacının artmasıyla başlamıştır. İlk ticari PVD uygulaması 1979 yılında Balzers tarafından yüksek hızlı çelik matkap uçları ve dişliler üzerinde gerçekleştirilmiştir. 1980'lerin başından itibaren PVD kaplama uygulamaları endüstride geniş bir şekilde kullanılmaya başlanmıştır (Türküz, 2006).

a) Rezistansla Buharlaştırma: Direnç buharlaştırma yönteminde, buharlaşma için gereken ısı, direnç telleri tarafından sağlanır (Şekil 24). Kaplama yapılacak malzeme, molibden (Mo), tungsten (W), titanyum diborür (TiB_2) veya bor nitrür (BN) gibi refrakter malzemelerden yapılmış bir kap içerisine yerleştirilir ve kap, direnç telleri ile sarılır. Kap içerisindeki ısı, kaplama malzemesinin buharlaşmasını sağlar ve bu buhar, substrat yüzeyine yönlendirilir. Ancak bu yöntem, genellikle Ag, Al, Cu ve Pb gibi düşük erime noktalarına sahip malzemeler için uygundur ve çok büyük ölçekli malzemelerin kaplanmasında kullanılması pratik değildir. Refrakter kapların yüksek sıcaklıklarda buharlaşması, kaplamanın saflığını olumsuz etkileyebilir. Ayrıca, bu yöntemde iyonizasyon seviyesi nispeten düşük olduğundan, kaplama malzemesinin substrata yapışma gücü zayıf olup, yüksek gözenekliliğe sahip kaplamalar oluşur. Bu nedenle, üretilen kaplamalar genellikle optik ve dekoratif amaçlar için kullanılır (Türküz, 2006), (Oktay, 2007).



Şekil 24. Rezistanslı Buharlaştırma Tekniği (Türküz, 2006)

b) Endüktif Buharlaştırma: İndüktif buharlaştırma yönteminde, refrakter kap üzerinde sarılı bakır teller su soğutma sistemi ile donatılmıştır. Bakır tellerden geçirilen indüksiyon akımı (RF akımı) ısı üretir ve bu ısı, kaplama malzemesinin buharlaşmasını sağlar. Isı doğrudan kaplanacak malzeme üzerinde üretildiğinden, bu yöntem direnç buharlaştırma sistemlerine kıyasla daha düşük ısı kayıpları ve daha yüksek buharlaşma verimliliğine sahiptir. Daha düşük ısı kaybı, kaplama malzemesinin üst sıcaklık limitlerini aşmadan buharlaşmayı mümkün kılar. Ancak, direnç buharlaştırmada olduğu gibi, indüktif buharlaştırmada da bazı sınırlamaları bulunmaktadır. Bunlar arasında geometrik kısıtlamalar, kap materyalinin ve çevresindeki ortamın kaplama saflığı üzerindeki potansiyel etkisi ve yüksek ısıtma maliyetleri bulunmaktadır. Bu faktörler, indüktif buharlaştırma yönteminin uygulanabilirliğini kısıtlamaktadır (Oktay, 2007). Şekil 25'te endüktif buharlaştırma tekniğinin şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 25. Endüktif buharlaştırma tekniği gösterimi (Sönmezoğlu vd., 2012)

c) Elektron Bombardmanı ile Buharlaştırma: Elektron ışıını buharlaştırma yöntemi, yüksek enerjili elektronların (~15 keV) kaplanacak malzemenin yüzeyine yönlendirilmesini içerir. Bu elektronlar tarafından üretilen ısı, malzemenin buharlaşmasını sağlar. Elektron kaynağı, genellikle elektron tabancası olarak adlandırılır ve yüksek sıcaklıklara dayanabilen ince bir filament aracılığıyla akım geçirilerek elektronlar üretilir (Şekil 26).

Elektronların alt tabaka malzemeye ulaşmasını sağlamak için, elektronlar manyetik alanlar kullanılarak yönlendirilir. Bu manyetik yönlendirme, elektronların odaklanmasını sağlar ve böylece çok yüksek erime sıcaklıklarına sahip malzemelerin (>3500°C)

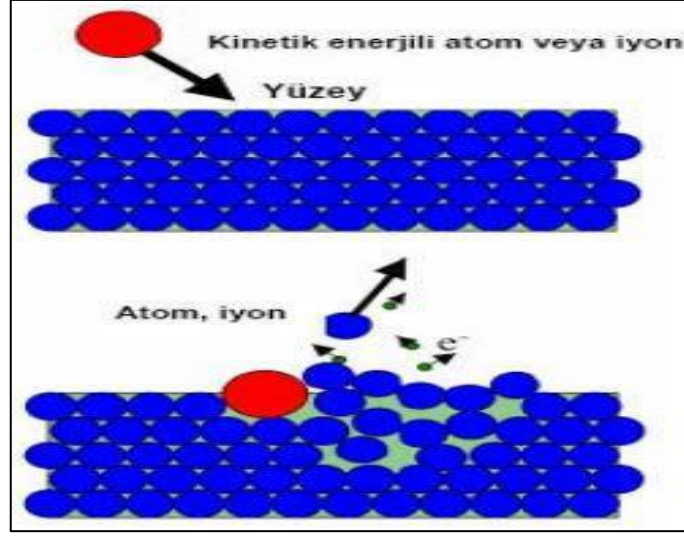
buharlaşmasını mümkün kılar. Elektron tabancasının önünde buharlaşmış malzeme birikimini önlemek için, elektron ışınının yönü farklı açılarda (90° , 180° ve 270°) ayarlanır (Bakdemir vd., 2020).



Şekil 26. Elektron bombardmanı ile buharlaştırma tekniği (Oktay, 2007)

d) Sıçratma Yöntemi: Sıçratma tekniği, yüksek enerjili gaz iyonları veya plazma kullanılarak katı hedef malzemeden atomların mekanik olarak çıkarılmasını temel alır. Bu işlem bir vakum ortamında gerçekleşir. Oda boşaltıldıktan sonra, bombardmanı kolaylaştırmak için argon gazı eklenir. Argon, soygaz olduğu için iyonlarla reaksiyona girmez ve soygazlar arasında daha yüksek bir kütleye sahip olduğu için atomların yüzeyden ayrılmasına yardımcı olur (Coşkun, 2013).

Vakum odasında serbest elektronlar bir elektrik alan tarafından hızlandırılır ve argon gazıyla etkileşime girerek uyarılma sağlar. Uyarılmış argon iyonları daha sonra hedef malzemeye yönlendirilir. Bu iyonlar, yüzey atomlarına enerjilerini aktarır ve atomların hedeften fırlatılmasına neden olur. Fırlatılan nötr atomlar, alt tabakaya çöker ve ince bir film tabakası oluşturur. İşlem sırasında fırlatılan ikincil atomlar da argon gazıyla etkileşime girerek sürecin devamlılığını sağlar. Sıçratma, yalnızca ince film kaplama için değil, aynı zamanda yüzey aşındırma ve temizleme için de kullanılır (Kaplan, 2019). Şekil 27’de sıçratma mekanizmasının şematik gösterimi verilmiştir.

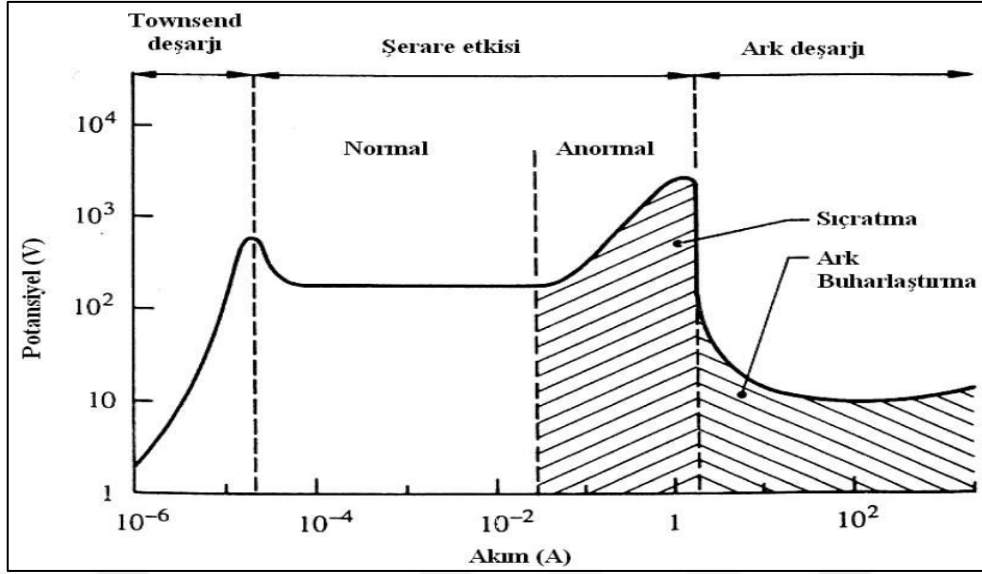


Şekil 27. Sıçratma mekanizmasının sistemi şematik gösterimi (Oktay, 2007)

e) Katodik Ark Buharlaştırma: Katodik Ark Buharlaştırma, buharın bir ark plazması aracılığıyla üretildiği bir tekniktir. Bu süreçte, alt tabaka vakum odasında anot olarak yerleştirilir, buharlaştırılacak malzeme ise katot olarak yerleştirilir. Düşük voltaj ve yüksek akım kullanılarak katot üzerinde bir ark oluşturulur.

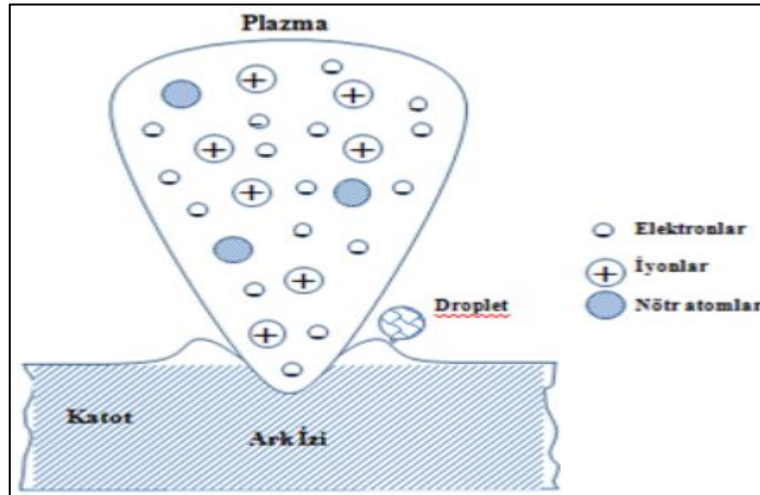
Townsend Deşarjı, 10^{-5} A'nın altındaki akımlarda meydana gelir; bu düşük akım deşarjları oluşturur. Akım kritik bir değeri aştığında veya gazı iyonize edecek yeterli potansiyel uygulandığında, "ark etkisi" meydana gelir ve elektronlar ve iyonlar üretilir. Bu ark etkisi, akım yaklaşık 0.1 A'ya ulaşana kadar devam eder. Akım arttıkça, anormal bir ark etkisine geçiş yapılır ve bu da katot yüzeyinde sıçramaya neden olur. Akım 1 A'yı geçtiğinde, süreç "ark deşarjı" aşamasına girer, burada elektronlar katottan salınır ve ek gaz gereksinimi olmaksızın ark deşarjı devam eder.

Ark oluşumu, katota uygulanan yüksek akım (30-300 A) ve düşük voltaj (10-40 V) ile sağlanır. Katottaki ark noktalarında sıcaklıklar çok yüksek değerlere (yaklaşık 2500°C) çıkar ve bu da katot malzemesinin buharlaşmasına neden olur. Arkın meydana geldiği bu noktalar ark noktaları veya katot noktaları olarak bilinir. Ark, her 5-40 ns'de farklı bölgelerde hareket eder ve böylece katot malzemesinin homojen buharlaşması sağlanır. Deşarjların voltaj-akım özellikleri Şekil 28'de gösterilmiştir.



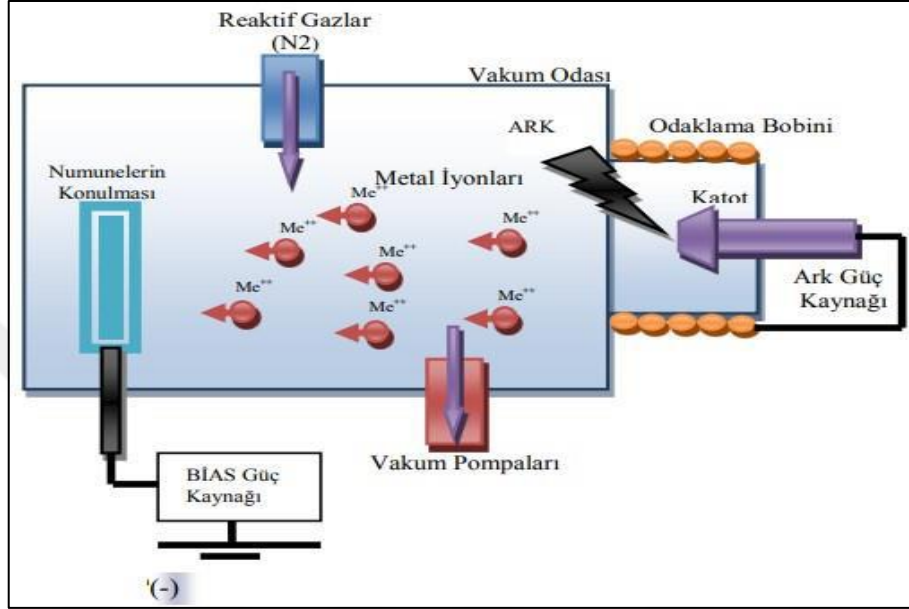
Şekil 28. Deşarjların voltaj-akım özellikleri (Oktay, 2007)

Katodik Ark Buharlaştırma yöntemi, katota yüksek akım (30-300 A) ve düşük voltaj (10-40 V) uygulayarak gerçekleştirilir. Bu süreçte, katot yüzeyindeki ark noktalarındaki sıcaklıklar çok yüksek değerlere (yaklaşık 2500°C) ulaşır ve bu, katot malzemesinin buharlaşmasını kolaylaştırır. Bu ark oluşum noktalarına "ark noktaları" veya "katot noktaları" denir. Ark, farklı bölgelerde her 5-40 ns'de tekrar oluşur ve bu, katot malzemesinin homojen bir şekilde buharlaşmasını sağlar. Bu süreç, kaplamanın kalitesini ve homojenliğini artırır. Katodik ark noktalarının oluşumu şematik olarak Şekil 29'da gösterilmiştir (Oktay, 2007).



Şekil 29. Ark izi ve plazma oluşumunun şematik gösterilişi (Oktay, 2007)

Ark oluşumu ile birlikte, ark önünde üretilen plazmadaki iyonlar hızla substrat yüzeyine taşınır. Substrata uygulanan negatif önyüklem voltajı, pozitif iyonların yüzeyde birikimini hızlandırır. Şekil 30, katodik ark fiziksel buharlaştırma (PVD) sisteminin şematik görünümünü göstermektedir.



Şekil 30. Katodik Ark FBB sistemi şematik gösterimi (Aytaç & Malayoğlu, 2018)

PVD süreçleri yüksek vakum ortamlarında gerçekleştirilir. Yüksek vakum oluşturma ana amacı, buharlaştırılmış kaplama malzemesinin substrata ulaşmadan önce çevrede bulunan diğer moleküllerle çarpışma olasılığını en aza indirmektir. Bu, potansiyel kirlenme kaynaklarını kontrol etmeye yardımcı olur (Bunshah, 1994).

Katodik ark kaplama işlemlerinde karşılaşılan önemli bir sorun, katottan damlacıkların oluşumudur. Katodik ark tarafından üretilen yüksek sıcaklıklar, belirli bölgelerde aşırı ısınmaya yol açarak damlacık adı verilen büyük sıvı kütlelerinin oluşumuna neden olur. Bu damlacıklar, iyonize olmuş malzeme ile substrata taşınabilir. Damlacıklar filmin yüzeyine yapışarak yüzey pürüzlülüğünü artırabilir ve filmde soyulmalara neden olabilir. Bu sorunları önlemek için damlacık oluşumunu bastırma veya damlacıkların substrata ulaşmasını engelleme yöntemleri araştırılmıştır.

Katodik ark kaplama işlemindeki damlacık sorununu çözmek için iki yöntem vardır: damlacık oluşumunu bastırmak veya damlacıkların substrata ulaşmasını engellemek. Damlacık oluşumunu önlemenin bir yolu, yönlendirilmiş bir katodik ark oluşturmaktır. Bu,

genellikle kalıcı mıknatıslar veya elektromıknatıs bobinleri kullanılarak uygulanan yatay bileşene sahip bir manyetik alan oluşturularak gerçekleştirilir. Manyetik alan, yüklü iyonları katoda yönlendirirken nötr damlacıkları manyetik alan dışında tutar ve substrat yüzeyinde birikmelerini önler. Bu yaklaşım, film kaplama hızını artırır ve film yüzeyindeki damlacık sayısını azaltır (Türküz, 2006).

1.4.3. Kaplama Oluşumu ve Yapısı

Atomik film büyümesi, hareketli atomların (adatomların) bir yüzeye yoğunlaşması sonucu oluşur. Fiziksel Buharlaştırma (PVD) yöntemiyle üretilen bir filmin özellikleri, filmin büyüme yapısını ve elde edilen özelliklerini etkileyen dört faktöre bağlıdır:

a) Substrat Yüzey Koşulları: Bu, yüzey morfolojisi (pürüzlülük, yabancı partiküller), yüzey kimyası (bileşim, temizlik), yüzey mikro çatlakları, gaz salınımı, tercihli çekirdeklenme bölgeleri ve yüzey stabilitesini içerir.

b) Kaplama Süreci Ayrıntıları ve Sistem Geometrisi: Bu faktörler, adatomların geliş açısı, substrat sıcaklığı, kaplama hızı, kirletici gazların varlığı ve iyon bombalaması gibi unsurları içerir.

c) Film Büyüme Ayrıntıları: Yüzeydeki adatom hareketliliği, çekirdeklenme, arayüz oluşumu, arayüz çatlaması, büyüyen filme enerji girişi, iyon bombalaması, film büyüme yapısı, kaplama ortamı ile reaksiyonlar ve kaplama sırasında film ve arayüz özelliklerindeki değişiklikleri kapsar.

d) Kaplama Sonrası Reaksiyonlar: Filmin yüzeyi ile çevre arasındaki reaksiyonlar, termal ve mekanik döngüler, korozyon, arayüz bozulması, yumuşak yüzeylerin deformasyonu ve kaplanan film üzerine ek kaplamalar gibi unsurları içerir (Akbal, 2014).

Film oluşumu ve büyümesi birkaç belirgin aşamadan oluşur. Bu aşamalar, kaplanan filmin son özelliklerini etkiler:

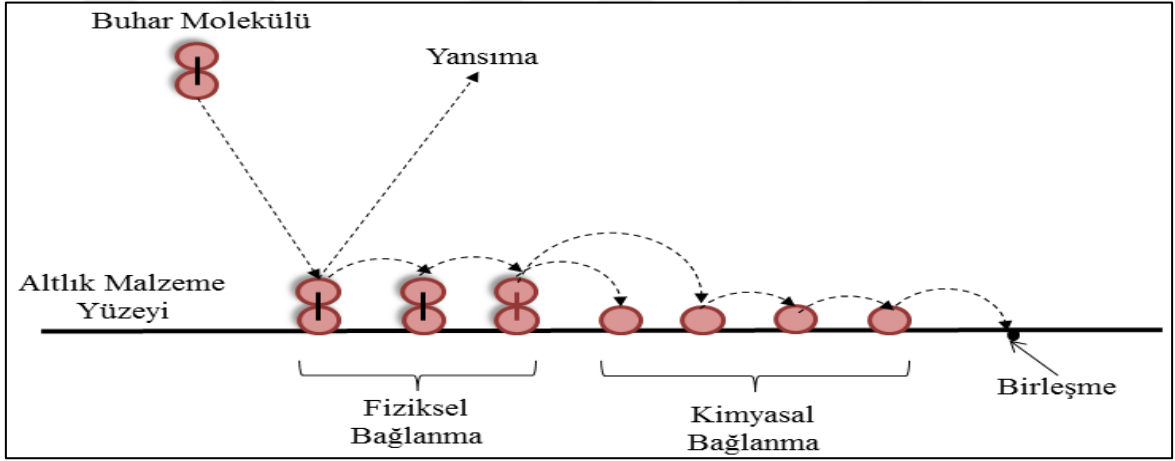
Adsorpsiyon (Fiziksel ve kimyasal): Vakum ortamında, yüzeye çarpan atomlar üç farklı yolu izleyebilir (Şekil 31'e bakınız):

- **Anında Yansıma:** Atom yüzeye çarptığında hemen geri sıçrayarak vakum ortamına döner ve yüzeyle etkileşime girmez.
- **Gecikmiş Yeniden Buharlaşıma:** Atom yüzeyde belirli bir süre kalır ve ardından tekrar buhar fazına geçer.

- Adsorpsiyon (Kondensasyon): Atom yüzeye yapışır, bu süreç adsorpsiyon veya kondensasyon olarak bilinir.

Atomlar hemen yüzeyle reaksiyona girmezse, kondensasyon öncesinde belirli bir yüzey hareketliliğine sahip olurlar. Bu hareketli atomlara "adatomlar" denir. Yeniden buharlaşma süreci, adatom ve yüzey arasındaki bağlanma enerjisi, yüzey sıcaklığı ve hareketli atomların kinetik enerjisi gibi faktörlerden etkilenir.

Genellikle, bir atom yüzeye yapışmadan geri sıçrasa bile, yüzeyde çok kısa bir süre kalır. Fiziksel adsorpsiyon yoluyla yüzeye bağlı moleküller, çok düşük substrat sıcaklıklarının üzerinde hareketli olabilir ve yüzeyde atom merkezleri arasında difüzyon yapabilir (Akbal, 2014).



Şekil 31. Adsorbsiyon sürecinin şematik gösterimi (Nilsson, 2004)

Kimyasal kondensasyon tamamlandıktan sonra, yüzeyde bir film oluşumu süreci olan çekirdeklenme (nucleation) gerçekleşir. Bu süreç, yüzeyin tüm bölgelerinin kinetiği ile ilgili karmaşık bir modeldir. Çekirdeklenme sırasında, yalnızca bazı aktif yüzey merkezleri, yani çekirdeklenme merkezleri, film büyüme hızına sahip olan bölgelerdir. Başarılı bir çekirdeklenme süreci için güçlü bağlar oluşturan çekirdeklenme merkezlerinin, birbirleriyle değil, yüzeyle bağ kurma eğilimleri daha yüksek olmalıdır. Aksi halde, düzensiz filmler oluşabilir. Böyle durumlarda, adatomların yüzey malzemesi ile kimyasal bağlar oluşturmaları için gereken aktivasyon enerjisi, yüzey atomları arasındaki yüksek bağ kuvveti nedeniyle çok yüksek olabilir.

Sonuç olarak, yüzey malzemesi ile bağ oluşturmayan film atomları ve diğer adatomlar, çekirdeklenme oluşmazsa geri buharlaşabilir. Ancak, gerekli aktivasyon enerjisine sahip ve

bağ oluşturan çekirdekler yeterince büyüdüğünde, bulk malzeme gibi davranacak şekilde, substrat sıcaklığı yeterince düşük olduğu sürece buharlaşmazlar. Substrat sıcaklığı çok düşük olduğunda, istenmeyen bir film yapısı oluşabilir; bu yapıya "adacıklı" yapı denir. Bu yapı, çekirdeklenmenin gerçekleşmediği bölgelerle ayrılmış adacıklardan oluşur (Akbal, 2014).

a) Yüzey Difüzyonu: Yüzey difüzyonu, film yapısının kritik bir faktörüdür çünkü yüzeyde adsorbe olmuş atomların en aktif yüzey merkezlerini ve birbirlerini bulmalarını sağlar. Atomların difüzyon hızının artması, atomik hareketliliğin artmasına ve çok sayıda çekirdek oluşumuna yol açar. Çekirdeklenme yoğunluğundaki bir artış, bu çekirdeklerden büyüyen kolonların kalınlığını etkiler. Tersine, difüzyon hızındaki bir azalma, yüzeydeki atomik hareketliliği azaltır ve adatomların bölgelerinde çekirdeklenmelerine neden olarak çok düzensiz bir film yapısına yol açar.

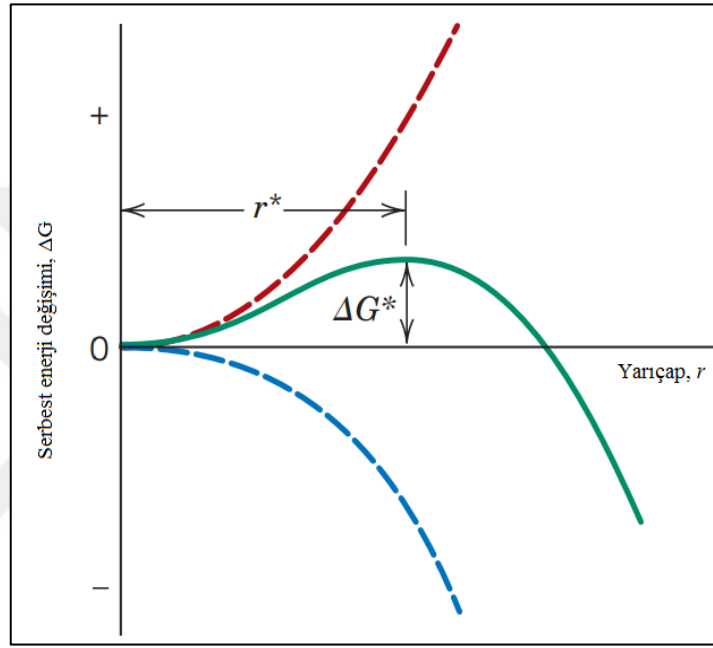
Bir atomun yüzeydeki hareketliliği, atomun enerjisi, atom-yüzey etkileşimi (kimyasal bağlanma) ve yüzey sıcaklığı gibi faktörlere bağlıdır. Yüzey hareketliliği, yüzey kimyası ve kristal örgü yapısına bağlı olarak farklılık gösterebilir. Yüzeydeki farklı kristal örgü düzlemleri, serbest yüzey enerjileri bakımından farklılık gösterir, bu da yüzey difüzyonunu etkiler. Örneğin, FCC (Yüzey Merkezli Kübik) malzemelerde, (111) düzlemi daha yoğun bir şekilde paketlenmiştir ve (100) düzlemine göre daha düşük serbest yüzey enerjisine sahiptir. Bu nedenle, adatom hareketliliği (111) düzleminde, (100) düzlemine kıyasla daha yüksektir. Bu durum, farklı kristal örgü düzlemlerinde adatom yoğunlaşma oranlarına göre büyüme gerçekleşir.

Ek olarak, substrat sıcaklığındaki bir düşüş yüzey difüzyonunu kısıtlar, bu da çekirdeklenme ve film büyüme süreçlerini engeller. Böyle durumlarda, yüzeye ulaşan iyonlar, yüzeye geri buharlaşmak veya yüzeye gömülmek için yeterli termal enerjiye sahip olmayabilir. Bu, yüzey difüzyonu için aktivasyon enerjisi engeli nedeniyle kinetik sınırlamaların sonucudur (Akbal, 2014).

b) Çekirdeklenme ve Çekirdek Büyümesi: Bir atomun yüzeydeki kalma süresi ve yayılma mesafesi, atomun yüzey bağlanma aktivasyon enerjisi ve difüzyon aktivasyon enerjisi ile yakından ilişkilidir. Gaz fazından yüzeye gelen atom sayısı düşük olduğunda, yüzeye adsorbe olan adatomlar ile geri buharlaşıp gaz fazına dönen atomlar arasında bir denge sağlanabilir. Bu tür durumlarda, yüzeyde çekirdeklenme ve film oluşumu gerçekleşmeyebilir.

İki tür çekirdeklenme vardır: homojen çekirdeklenme ve heterojen çekirdeklenme. Çekirdeklenme yarıçapına göre serbest enerjinin değişimi Şekil 32'de gösterilmiştir.

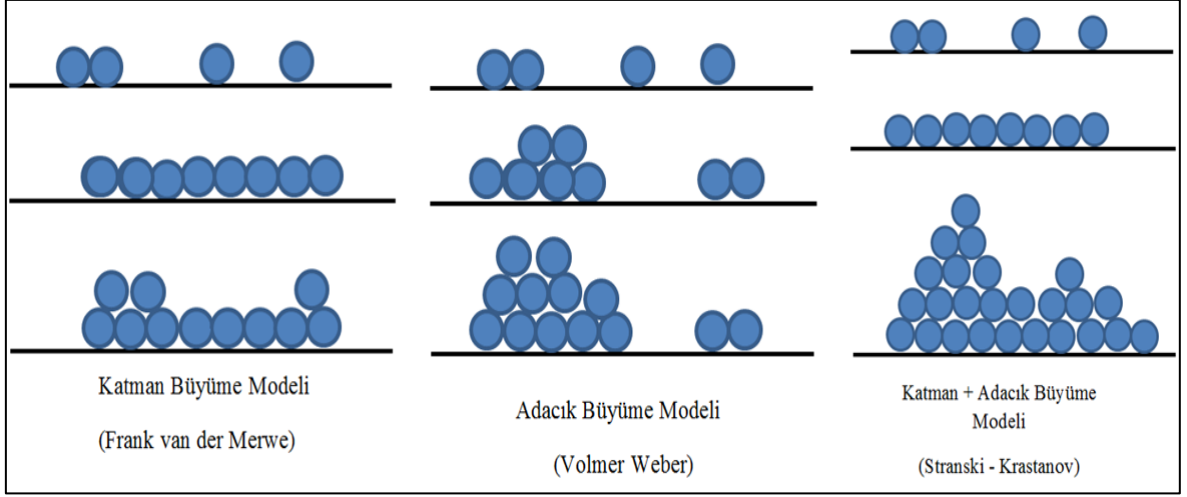
Homojen çekirdeklenme esnasında, gaz fazındaki atomların serbest enerjisi, çekirdeklenme durumundakinden daha düşüktür. Heterojen çekirdeklenme ise PVD kaplamalarında daha arzu edilir çünkü bu süreç, katı bir substrat üzerinde gerçekleşir, yüzey alanını ve dolayısıyla yüzey enerjisini azaltır (Nilsson, 2004).



Şekil 32. Serbest enerjinin çekirdek yarıçapına bağlı olarak değişimi ile kritik çekirdek yarıçapı r^* ile buna karşılık gelen kritik serbest enerji değişimi ΔG^* değerlerinin gösterimi (Callister & Rethwisch, 2013)

Yüzeyde rastgele oluşan stabil çekirdekler, ilave atomlar eklendikçe yüzey difüzyonu yoluyla büyüyebilir. Bu tür bir büyüme, aşırı süpersatürasyon koşullarında yoğunlaşma sırasında gözlemlenir. Diğer bir olasılık, bir atomun buhar fazından mevcut bir çekirdek veya tortu üzerine yoğunlaşarak onun büyümesine katkıda bulunmasıdır. Bu mekanizma, aşırı süpersatürasyon olmadığı durumlarda gerçekleşir. Ayrıca, küçük bir çekirdeğe katılan bir atom, yüzey difüzyonu yoluyla daha büyük bir çekirdeğe geçebilir (Türküz, 2006).

Çekirdek büyümesi üç temel modelle açıklanır: tabaka büyüme modeli, ada büyüme modeli ve tabaka + ada büyüme modeli (Şekil 33).



Şekil 33. Çekirdek büyümesi modelleri

- **Tabaka Büyüme Modeli (Frank Van der Merwe):** Bu modelde, substrat ve buhar arasındaki yüzey enerjisi diğer modellere nazaran daha büyüktür, bu da daha düzgün bir yüzey tabakası ile sonuçlanır. Kaplanan malzeme tabakalar halinde büyür ve oluşan kaplama, daha düşük yüzey enerjisine sahip bir substrat yüzeyini kaplar.

- **Ada Büyüme Modeli (Volmer Weber):** Bu model genellikle metallerin izole edici bir yüzeye kaplandığı durumlarda gözlemlenir. Film atomları arasındaki kuvvetler, film ve substrat atomları arasındaki kuvvetlerden daha güçlüdür. Difüzyon daha yavaştır ve büyüme daha düzensiz bir şekilde gerçekleşir. Bu model ayrıca yüzey kusurlarının çekirdeklenme üzerindeki etkilerini, ikili kompozisyonların yoğunlaşmasını ve epitaksiyel büyümeyi (substrat yönelimine bağlı büyüme) açıklar.

- **Tabaka + Ada Büyüme Modeli (Stranski-Krastanov Modeli):** Bu model, ilk olarak epitaksiyel büyümenin tabaka büyümesi olarak gerçekleştiği ve ardından tabakadaki kusur yoğunluğu arttıkça ada büyümesine geçiş yaptığı karışık bir büyüme mekanizmasını önerir (Türküz, 2006).

c) Kaplama Büyümesi: Çekirdeklenme ve çekirdek büyüme aşamalarından sonra, kaplama büyüme aşamasına geçilir. Bu aşama, kaplamanın birçok özelliğini belirlemek için kritik öneme sahiptir. Yüzeye ulaşan ve yoğunlaşan adatomların yaşadığı süreç, kaplama büyümesi ile benzerdir. Temelde, yüzeye ulaşan bir atom, yüzeye enerji sağlar ve gevşek bir bağ ile tutunur. Daha sonra yüzey kafesi ve yüzeye gelen diğer parçacıklarla etkileşime girer, yüzey boyunca difüzyon yoluyla hareket eder. Bu süreç, adatom buhar fazına geri dönene kadar veya daha yaygın olarak yüzeyde stabil bir kafes yerleşimi bulana kadar devam eder.

Bu aşamada yoğunlaşmış bir atomun yaşayabileceği tek olay, kütle difüzyonu yoluyla yeni bir pozisyona hareket etmektir.

Kaplama büyüme sürecinde dört temel büyüme mekanizması vardır: gölgelenme, yüzey difüzyonu, kütle difüzyonu ve yüzeyden yeniden buharlaşma. Bu mekanizmaların büyüme sürecine katkıları, yüzey pürüzlülüğü, yüzey ve kütle difüzyonları için aktivasyon enerjileri ve süblimasyon enerjisi açısından hesaplanabilir. Birçok saf metal için bu enerji değerleri, erime sıcaklığı (T_m) ile ilişkilidir ve doğrudan orantılıdır. Bu nedenle, kaplama büyümesinin baskın mekanizmalarını ve farklı kaplama sıcaklıklarında ortaya çıkan kaplama yapılarını T/T_m değerine göre sınıflandırmak mümkündür (Türküz, 2006).

1.4.4. Kaplama-Altlık Arayüzeyi ve Yapışma Mekanizması

Altlık malzeme ile kaplama arasındaki zayıf bağlanma, yetersiz mekanik temas, düşük seviyedeki kimyasal etkileşim, düşük kırılma tokluğu ve yüksek iç gerilme gibi faktörlerden kaynaklanabilir. Bu durum, doğrudan kaplama yöntemine bağlı olduğu için kaplama teknolojilerinin geliştirilmesinde en iyi parametre kombinasyonunu sağlayarak güçlü bir yapışma elde etmek amaçlanmaktadır (Akkaş, 1998). Özellikle tribolojik uygulamalarda kullanılan kaplamalar için yeterli yapışma büyük önem taşımaktadır. Arayüzey bağının zayıf olması, kaplamanın erken aşınmasına ve yüzeyde hasar oluşumuna yol açabilir. Kaplamanın yapışma dayanımı, malzeme ile kaplama arasındaki kimyasal ve fiziksel etkileşim düzeyine ve ara yüzeyin mikro yapısına bağlıdır.

Daha önce belirtildiği gibi, zayıf bağlanma; yetersiz kimyasal etkileşim, düşük mekanik tutunma, kırılma tokluğunun azlığı ve iç gerilmelerin yüksek olmasıyla ilişkilendirilmektedir. Bu nedenle, arayüzeyin mikro yapısı, kaplamanın yapışma dayanımında belirleyici bir unsurdur (Türküz, 1997). Son yıllarda yapılan çalışmalar, TiN kaplamalar ile altlık arasındaki arayüzde ince bir titanyum katmanı oluşturmanın yapışmayı güçlendirdiğini ortaya koymuştur. Yüksek hızlı çelik (HSS) gibi malzemeler üzerine uygulanan TiN kaplamalarda, titanyum geçiş tabakası sayesinde kaplama ile altlık arasındaki ani bileşim değişimi önlenerek ideal bir ara yüzey yapısı elde edilmektedir. Aynı zamanda, bu geçiş katmanı kaplamaya kıyasla daha yumuşak olduğu için, termal genleşme katsayılarındaki farktan doğan gerilmeleri dengeleme işlevi görmektedir (Türküz, 1997). Ancak, titanyum ara katmanının belirli bir kalınlığın üzerine çıkmaması gerektiği vurgulanmaktadır (Akkaş, 1998).

1.4.5. Demir-Karbon-Titanyum Sistemi

• Titanyum: Saf titanyum iki farklı allotropik kristal yapıya sahiptir. Oda sıcaklığında hegzagonal sıkı paket (HSP) yapıdaki α -titanyum olarak kristallenirken, sıcaklık 882°C 'nin üzerine çıktığında, kristal yapısı HMK β -titanyuma dönüşür. Titanyuma eklenen bazı alaşım elementleri, α fazının daha yüksek sıcaklıklarda stabil kalmasını sağlarken, bazı elementler ise β fazının oda sıcaklığında bile kararlı hale gelmesine neden olur. Hangi fazın kararlı olduğu, alaşım elementinin valans elektron sayısı veya grup numarası ile doğrudan ilişkilidir. Titanyum ile bileşik oluşturma özelliklerine göre elementleri dört ana gruba ayrılmaktadır (Kaçar, 2022):

➤ Sonsuz çözünürlüğe sahip ve benzer kristal yapıda bulunan elementler, titanyum ile benzer elektronik konfigürasyona sahip olanlardır. Zirkonyum ve hafniyum, titanyum ile aynı kristal yapıyı paylaşarak hem α hem de β fazlarının oluşumuna katkı sağlayabilir. Buna karşılık, vanadyum, niyobyum, tantal ve molibden, β -titanyum ile aynı kristal yapıya sahip oldukları için β fazını kararlı hale getirirler. Ancak, bu elementlerin α -titanyum içindeki çözünürlüğü son derece düşüktür.

➤ Sınırlı çözünürlüğe sahip elementler, titanyum ile etkileşimde bulunarak β dönüşüm sıcaklığını düşüren krom, mangan, demir, kobalt, nikel ve bakır gibi elementleri içerir. Buna karşılık, alüminyum, galyum ve indiyum gibi elementler β dönüşüm sıcaklığını yükseltir. Bu elementlerin α -titanyum içindeki çözünürlüğü daha yüksektir.

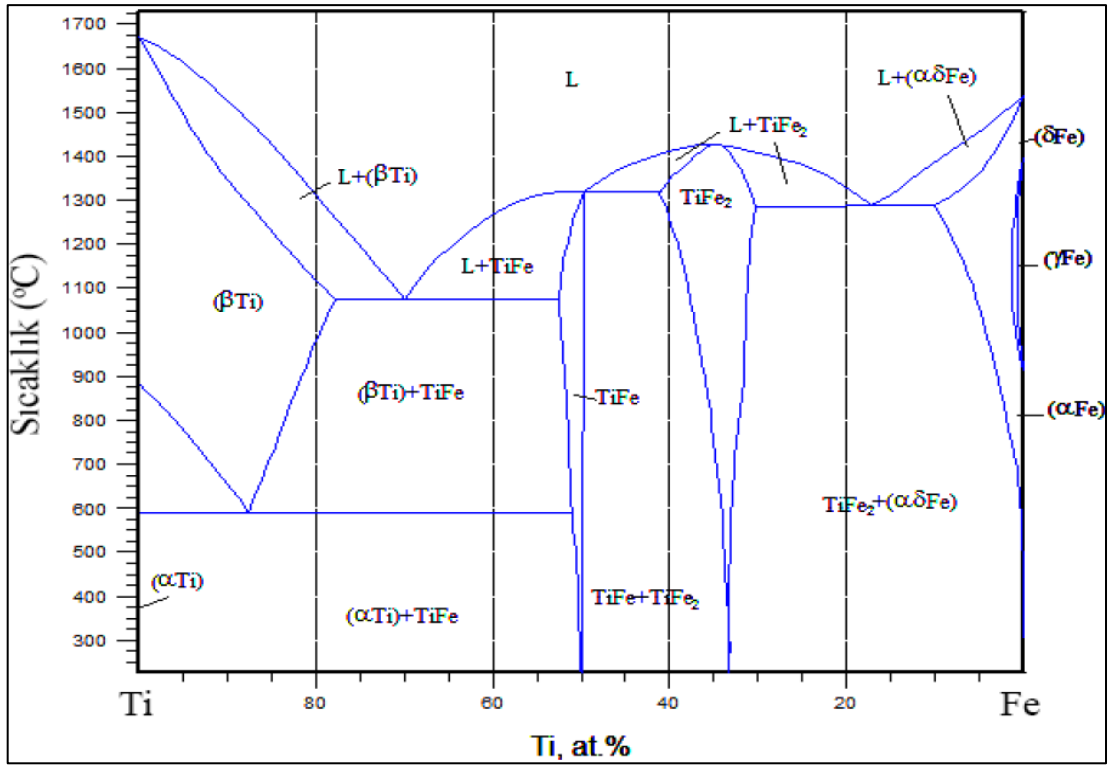
➤ İyonik ve kovalent bağ yapan elementler, flor, klor, brom, iyot, kükürt, selenyum, tellür ve fosfor gibi elementler, iyonik veya kovalent bağ yaparak bileşikler oluştururlar. Bu elementlerin α -titanyum içinde çözünürlüğü yoktur.

➤ Titanyum ile etkileşime girmeyen elementler arasında, berilyum β -titanyum içinde sınırlı bir çözünürlüğe sahipken, diğer alkali toprak metalleri, titanyum ile etkileşime girmezler.

Bor, karbon, oksijen, azot ve hidrojen gibi elementler, arayer difüzyonu yaparak titanyum ile bileşikler oluştururlar. Bu sınıflandırmada, en yaygın kullanılan titanyum alaşımları, sınırlı çözünürlüğe sahip elementlerle yapılan alaşımlardır. Bu elementler, α ve β titanyum fazlarını kararlı hale getirerek istenilen mekanik özelliklerin sağlanmasına olanak tanır. α fazını kararlı hale getiren elementler arasında Al, Ga, O, N ve C bulunur. β fazını kararlı hale getiren elementler ise V, Mo, Nb, Fe, Cr ve Ni gibi elementlerdir. En yaygın kullanılan titanyum alaşımları, α ve β yapıcı elementlerin bir arada kullanıldığı alaşımlardır.

Bu alaşımlar, α ve β fazlarının birlikte bulunmasıyla daha dayanıklı özellikler gösterir. (Kaçar, 2022).

- **Demir-Titanyum İkili Sistemi:** Demir-titanyum denge diyagramında (Şekil 34), oda sıcaklığında dört kararlı faz gözlemlenir. Bunlar; α titanyum, çok düşük miktarda demir çözebilen (yaklaşık ağırlık %0.05'ten az), TiFe ve TiFe₂ gibi intermetalikler ve α -Fe fazıdır. Saf titanyum, 882°C'nin üzerine ısıtıldığında, hacim merkezli kübik (HMK) yapıya dönüşerek β titanyum fazına geçer. Beta fazı, demir çözünürlüğü bakımından çok daha yüksek olup, sıcaklık arttıkça β titanyum içerisinde %20'ye kadar demir çözünmesi mümkündür.



Şekil 34. Demir-titanyum ikili faz diyagramı (Kaçar, 2022)

Sıcaklık arttıkça, demir oranı yapıda çözüldükçe, α - β dönüşüm sıcaklığı da düşer. Bu dönüşüm, %14.2 atomik demir içeren alaşımlar için yaklaşık olarak 600°C'de gerçekleşir. Demir içeren β titanyum, sıcaklık 600°C'nin altına düştüğünde, termodinamik olarak kararlı fazlar olan α -Ti ve TiFe intermetalikliği oluşur. Demir içeriği %50'nin üzerine çıktığında ise, TiFe₂ fazı ortaya çıkar.

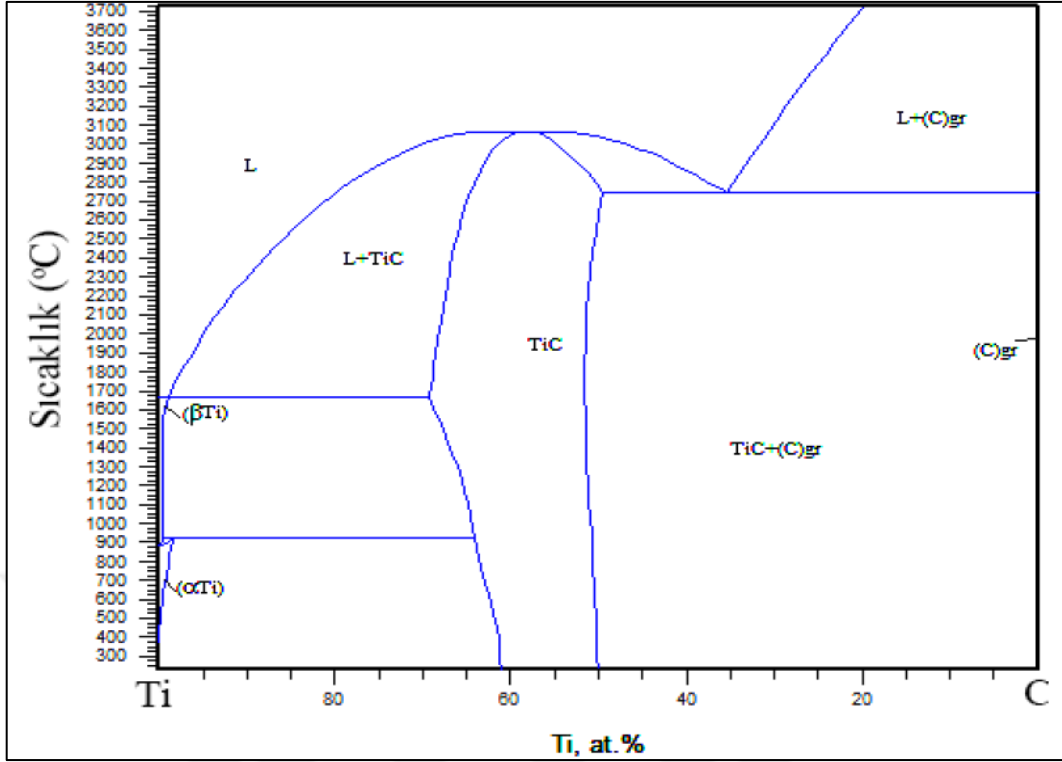
Demir açısından, titanyumun alfa demir içindeki çözünürlüğü oda sıcaklığında çok düşüktür; ancak, sıcaklık 1300°C'ye çıktığında %8'e kadar çözünür. 911°C üzerinde ise gama demir içerisinde titanyumun çözünürlüğü at%0.8'e kadar yükselir.

Demir-Titanyum sisteminde kararlı fazlar Tablo 17’de sunulmuştur. Bu sistemde, iki intermetalik faz ve dört katı çözelti fazı gözlemlenmektedir. Ayrıca, hızlı soğuma veya plastik deformasyon gibi durumlar sonucunda ortaya çıkabilecek yarı kararlı fazlar da bulunmaktadır. Bu yarı kararlı fazlar arasında en yaygın olanları ω , α' ve α'' fazlarıdır. Özellikle ω fazı, plastik deformasyon sonrası en sık karşılaşılan fazdır. Atomik demir oranı %3’ün altında olduğu durumlarda ise, beta titanyum fazının soğuması sırasında sıkı paketli hegzagonal yapıdaki α fazı gözlemlenir. Ancak, yapıdaki demir içeriği arttıkça, bu fazın oluşması beklenmez (Murray, 1981).

Tablo 17. Ti-Fe sisteminde oluşan fazlar ve kristal yapıları

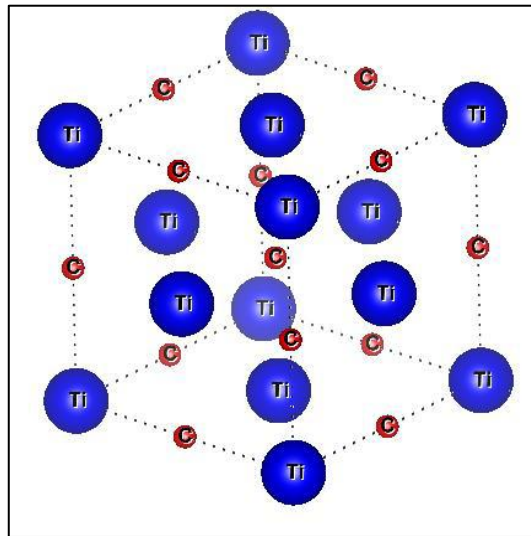
Faz	Ti miktarı (atomik %)	Kristal yapısı	Uzay grubu
α -Ti	99.05-100	SPH	P63/mmc (194)
β -Ti	80-100	YMK	Im-3m
TiFe	49.5-52.5	Kübik (CsCl)	Pm-3m (221)
TiFe ₂	22.8-33.5	SPH (MgZn ₂)	P63/mmc (194)
α -Fe	0-8	HMK	Im-3m
γ -Fe	0—0.8	YMK	Fm-3m

- Titanyum-Karbon İkili Sistemi: Titanyum-karbon ikili denge diyagramına (Şekil 35) bakıldığında, α ve β titanyum fazlarında çok düşük seviyelerde karbon çözünürlüğü olduğu görülmektedir. Titanyum karbür yapısı, atomik olarak %40 karbon içeriğinden başlayarak %50 karbon seviyelerine kadar devam eden bir aralıkta oluşan bir ara fazdır. Bu yapıda, fazla miktarda karbon grafit formunda bulunur. Aynı şekilde, yapıdaki fazla titanyum ise α -Ti fazı olarak kalır.



Şekil 35. Titanyum-karbon ikili faz diyagramı (Kaçar, 2022)

TiC, NaCl yapısında kristallenmiş bir bileşiktir. Bu yapıda, titanyum atomları, YMK yapı oluşturacak şekilde, küp köşelerine ve yüzey orta noktalarına yerleşir. Daha küçük boyutlu karbon atomları ise, bu titanyum kafesinin oluşturduğu oktahedral boşluklara yerleşir (Şekil 36).



Şekil 36. TiC kristalinin şematik gösterimi (Kaçar, 2022)

- Demir-Titanyum-Karbon Üçlü Sistemi: Titanyum karbür, titanyum-demir ve demir karbür bileşiklerinin oluşum enerjileri aşağıda verilmiştir (Zhu vd., 2013).

$$\begin{aligned}\Delta G^0_{\text{TiC}} &= -184500 + 12,17T \\ \Delta G^0_{\text{Fe}_3\text{C}} &= 25100 - 17,02T \\ \Delta G^0_{\text{Fe}_2\text{Ti}} &= -87450 + 10,73T\end{aligned}\tag{3}$$

Demir, titanyum ve karbon arasındaki termodinamik reaksiyonlar incelendiğinde, en negatif oluşum serbest enerjisine sahip olan faz TiC olarak belirlenmiştir. Titanyum ve karbon arasındaki bağlanma sonrasında, fazlalık karbon demir ile reaksiyona girerken, titanyum ise demir ile bileşik oluşturabilir.

Titanyum-karbon ikili denge diyagramına (Şekil 35) bakıldığında, TiC fazının 3000°C'ye kadar stabil kaldığı ve bu sıcaklığa kadar sıvı faza dönüşmeden varlığını sürdürdüğü görülmektedir. Titanyumca zengin bölgede ise titanyumun ergime sıcaklığı olan 1660°C'ye kadar herhangi bir büyük değişiklik gözlemlenmemektedir. Demir-titanyum ikili denge diyagramında (Şekil 34) titanyumca zengin tarafta 1085°C'de bir ötektik nokta bulunur.

Şekil 37'de, oda sıcaklığı ve 1200°C sıcaklıklarındaki üçlü denge diyagramları gösterilmektedir. Oda sıcaklığında karbon ve titanyumdan oluşan sistemde, fazlalık titanyum α -Ti fazına, fazlalık karbon ise grafit formunda kalmaktadır. Demir, karbon ve titanyum miktarına bağlı olarak titanyumla veya karbonla bileşik yapabilir. Karbon ve titanyum fazlalığının olmadığı durumda ise demir, α -Fe fazında kalmaktadır. 1200°C'de, titanyumca zengin bölgede demir, karbürülenmemiş titanyumla sıvı faz oluşturabilir ve titanyumun β -Ti fazı geçerlidir.

Ayrıca, demir titanyum içerisine yayılmaya başladığında, sıvı faz ve TiFe intermetaliti oluşabilir. Karbon miktarının düşük olduğu durumlarda, bütün karbon öncelikle TiC oluşturmak üzere kullanılır. Eğer karbon bulunmazsa, TiFe₂ fazı oluşur. Titanyumda demir difüzyonu, sıvı faz ve TiFe intermetaliti oluşumuna yol açar.

çeşitli makine bileşenlerinde de uygulanmaktadır. CrN kaplamalar, TiN kaplamalara kıyasla daha düşük bir sertliğe sahip olmalarına rağmen (2400-2800 HV), daha düşük iç gerilimleri sayesinde daha dayanıklı bir yapıya sahiptir. Bu özellik, erozyonlu uygulamalarda çatlak oluşumunu ve yayılmasını zorlaştırır. CrN kaplamaların inert yapısı, yüksek kimyasal stabilite sağlar. Ayrıca, aşındırıcı aşınma uygulamalarında 5 µm'den daha kalın bir kaplama kalınlığının tercih edildiği durumlarda, CrN kaplamalar TiN kaplamalara göre daha iyi korozyon direnci gösterir (Türküz, 2006).

c) Alüminyum Krom Nitrür (AlCrN): Alüminyum krom nitrür (AlCrN), mükemmel oksidasyon davranışı, yüksek sertliği ve avantajlı tribolojik özellikleri ile bilinen bir bileşiktir. Bu özellikler büyük ölçüde bileşiğin bileşimi ve mikro yapısına bağlıdır. Son yıllarda, AlCrN kaplamalar üzerine geniş çaplı araştırmalar yapılmıştır (Willmann vd., 2006).

Farklı atomik alüminyum içeriğine sahip katotlar kullanılarak yapılan AlCrN kaplamalar üzerine yapılan çalışmalarda (0.21, 0.46, 0.71, 0.83), mekanik özellikler, termal stabilite ve oksidasyon davranışı incelenmiştir. %71'den az atomik alüminyum içeren katotlarla üretilen kaplamalarda yüzey merkezli kübik (FCC) yapının kararlı olduğu ve AlN ve CrN'nin FCC fazlarını içerdiği gözlemlenmiştir. Ancak, %71'den fazla atomik alüminyum içeren katotlar kullanıldığında, faz dönüşümü meydana gelerek altıgen sıkı paketlenmiş bir yapı oluşur. Kübik yapıda (%71'den az alüminyum ile), alüminyum içeriğinin artması sertlik ve iç gerilmeyi artırırken, aşınma oranını azaltır. %71 alüminyum içeriğine sahip kübik yapının termal stabilitesi yaklaşık 900°C olarak belirlenmiştir. Ayrıca, kaplamanın oksidasyon davranışının kübik yapıda alüminyum içeriğinin artmasıyla iyileştiği, ancak faz dönüşümü nedeniyle %71'den sonra bozulduğu tespit edilmiştir. Bu nedenle, AlCrN kaplama çalışmaları genellikle optimal özelliklerin elde edildiği %71 alüminyum içeriğine sahip katotlar üzerinde yoğunlaşmaktadır (Reiter vd., 2005).

AlCrN kaplamaları yaklaşık 900-950°C'ye ısıtıldığında, AlN'nin çökmesi nedeniyle bir yaşlanma süreci meydana gelir ve bu, yüksek sıcaklıklarda mikro yapısal değişiklikler sonucu mekanik özelliklerin iyileşmesine yol açar (Willmann vd., 2006). AlCrN kaplamaları, yüzeyde koruyucu bir tabaka olarak işlev gören oksit filmleri (örneğin, Al₂O₃) oluşumu sayesinde mükemmel oksidasyon davranışı sergiler (Endrino vd., 2007).

Hizmet koşullarında, kaplamalar ile temas ettikleri yüzeyler arasında aşınma ürünleri oluşur. AlCrN'de, bu aşınma ürünlerinin arayüzden uzaklaştırılma verimliliği, alüminyum titanyum nitrit (AlTiN) kaplamalarına göre daha iyidir. Ayrıca, AlCrN kaplamaları AlTiN'e

kıyasla daha yüksek aşınma direncine sahiptir. CrN kaplamalarla karşılaştırıldığında, AlCrN kaplamaları daha serttir, ancak CrN düşük yüklerde (5 N, 10 N) daha yüksek aşınma direnci gösterir. Bununla birlikte, daha yüksek yüklerde, AlCrN CrN'ye kıyasla üstün aşınma direnci sergiler (Mo & Zhu, 2009).

d) Alüminyum Titanyum Nitrür (AlTiN): TiAlN kaplamaları, birçok uygulamada TiN kaplamalarının yerini almıştır. TiAlN kaplamalarındaki TiN fazı aşınma direncini artırırken, daha yumuşak olan AlN fazı daha düşük bir sürtünme katsayısına katkıda bulunur (Ramadoss vd., 2013). Kaplamanın yapısal özellikleri alüminyum içeriğine göre değişir ve Ti/Al oranına bağlı olarak TiAlN kaplamalarının rengi siyah ile bronz arasında değişir. TiAlN kaplamaları, kaplama yüzeyinde oluşan Al_2O_3 tabakası sayesinde yüksek sıcaklıklarda TiN ve TiCN kaplamalarına göre daha iyi performans sergilediğinden birçok endüstriyel uygulamada mükemmel sonuçlar verir.

TiAlN kaplamalarının başlıca özellikleri arasında yüksek sertlik, yüksek oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıklarda sertliğin korunması ve düşük termal iletkenlik bulunur. Bu özellikler, TiAlN kaplamalarını kuru kesme işlemleri, yüksek hızlı işleme, sıcak ekstrüzyon ve pres döküm uygulamaları için özellikle uygun hale getirir. Bir çalışma, TiAlN kaplamalarının 750-800°C'ye kadar oksidasyon direncine sahip olduğunu ve TiN ve CrN kaplamalarına kıyasla daha yüksek korozyon direnci gösterdiğini belirtmiştir.

Başka bir çalışma, farklı bias voltajlarının TiAlN kaplamaları üzerindeki etkisini incelemiş ve bias voltajının artırılmasının sertlik ve yapışma direncini azalttığını göstermiştir.

İlgili bir çalışmada, düşük bias voltajı ile elde edilen kaplamaların yoğun ve sütunlu bir yapıya sahip olduğu, yüksek bias voltajlarının ise amorf bir yapı oluşturduğu gözlemlenmiştir.

Ek olarak, azot gazı akışının TiAlN kaplamaları üzerindeki etkisi araştırılmış ve azot akışının artırılmasının sütunlu yapıyı azalttığı ve daha yoğun bir kaplama sağladığı ortaya konmuştur (Mohlfeld vd., 1998).

e) Titanyum Silisyum Nitrür (TiSiN): Bouzakis ve arkadaşları, kaplama özelliklerinin frezeleme sırasında kaplanmış takımların aşınması üzerindeki etkisini araştırmak amacıyla bir çalışma gerçekleştirmiştir. Araştırmada, TiN, TiAlN ve TiSiN kaplamaları ile kaplanmış PVD kaplı sert metal kesici takımların kesme performansı incelenmiştir. Araştırmacılar, TiSiN filmlerinin, TiAlN ve TiN kaplamalarına kıyasla üstün mekanik özellikler

sergilediğini tespit etmişlerdir. Farklı sıcaklıklarda yapılan dikey darbe testlerinde, TiSiN filmleri en iyi direnç ve yorgunluk davranışını göstermiştir.

Ayrıca, kaplamaların alt tabakaya yapışmasını niteliksel ve niceliksel olarak değerlendirmek amacıyla Rockwell C ve eğik darbe testleri yapılmıştır. Bu testler, TiSiN kaplamalarının diğer iki filme kıyasla daha zayıf yapışma sergilediğini ortaya koymuştur. Son olarak, kesici kenar üzerindeki mekanik ve termal yükleri tahmin etmek için Finite Element Method (FEM) kullanılarak frezeleme süreci modellenmiştir. Bu çalışma, kaplamaların yapışma kalitesi, mekanik özellikleri ve yorgunluk direncinin kesme performansı üzerindeki etkisini değerlendirmiştir. Çalışma, TiSiN kaplamalarının üstün mekanik özelliklerine rağmen, zayıf yapışma nedeniyle frezeleme işlemleri sırasında kesme performansında bir azalma meydana geldiğini sonucuna varmıştır (Bouzakis vd., 2009).

f) Titanyum Karbon Nitrür (TiCN-NC): TiCN kaplamaları, TiN kaplamalarına kıyasla daha yüksek karbon içeriği nedeniyle daha yüksek sertliğe ve daha düşük sürtünme katsayısına sahiptir. Ancak, TiN' in kullanıldığı her uygulama için uygun değildir. TiCN kaplamaları, genellikle yüksek sertlik ve tokluk gerektiren aletlerde, örneğin frezeler, raybalar, matkaplar, delgeçler, kesme kalıpları ve orta sıcaklıklardaki aşınma uygulamalarında tercih edilir.

Senna ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilen bir çalışmada, TiCN kaplamalarının M2 hızlı çelik ve orta karbon çeliği üzerine reaktif manyetik sıçratma yöntemiyle uygulandığı belirlenmiştir. Çalışma, alt tabaka bias voltajının artırılmasının kaplama yapısının daha yoğun hale gelmesini sağladığını göstermiştir. Ayrıca, daha yüksek karbon içeriği kaplamanın sertliğini ve yapışma direncini artırırken, korozyon direncini düşürmüştür (Senna vd., 1997).

Chen ve arkadaşlarının gerçekleştirdiği başka bir çalışmada, TiCN'nin doğrudan akım reaktif manyetik sıçratma yöntemiyle silikon bir alt tabaka üzerine nanokompozit kaplama olarak uygulandığı bulunmuştur. Bu çalışmada, kaplama süreci sırasında azot akışının artırılmasının kaplamanın sertliğini, aşınma direncini ve tokluğunu geliştirdiği sonucuna varılmıştır (Chen vd., 2011).

g) Alüminyum Titanyum Krom Nitrür (AlTiCrN): AlTiCrN kaplama özel amaçlı bir PVD kaplama türü olup yapısındaki metalik fazlar sayesinde, düşük iç gerilme ve yüksek tokluk özellikleri sunar. Bu özellikleri sayesinde, darbeli çalışan uygulamalarda çatlama veya dökülme olmadan uzun takım ömrü sağlar. Ayrıca, 10 mikron gibi yüksek kaplama kalınlıklarında uygulanabilmesi, diğer kaplamalara kıyasla üstün bir ısı yalıtım özelliği

kazandırır. Bu nitelikleriyle metal enjeksiyon, sıcak dövme, darbeli çalışan dişli takımları ve frezelerde üstün aşınma ömrü sunar. Bunun yanı sıra, düşük yüzey sürtünme katsayısı ile adhezif aşınmanın baskın olduğu, özellikle sarma-sıvanma hasarının meydana geldiği talaş kaldırma ve kalıp uygulamaları için ideal bir çözümdür (URL-1, 2024).

h) Krom Karbon Nitrür (CrCN-NC): CrCN (Krom Karbür Nitrür) tabanlı bir kaplama olup, aşınma, korozyon ve oksidasyon direncine ihtiyaç duyulan uygulamalarda üstün performans gösteren özel bir kaplama türüdür. Düşük sürtünme katsayısı sayesinde minimum yağlama ile dahi iyi kayma özellikleri sunar ve enerji kaybını en aza indirir. Yüksek sıcaklık dayanımı ile açık havada sıcaklık etkilerine karşı stabil bir performans sergilerken, kimyasal direnci sayesinde zorlu koşullarda uzun süre dayanıklılık sağlar. 8 µm'ye kadar ulaşabilen kalın ve tok yapısı, düşük kırılgenlik ve yüksek sertlik ile birleşerek uzun ömürlü bir koruma sağlar. Düşük iç gerilim seviyeleri çatlama riskini azaltırken, mükemmel yapışma özellikleri ile güvenilir bir yüzey koruma çözümü sunar. CrCN özellikle aşınma ve oksidasyona maruz kalan, düşük yağlama ile çalışan mekanizmalarda ve korozyon riski bulunan ortamlarda öncelikli tercih edilen bir kaplama olarak öne çıkmaktadır (URL-2, 2024).

i) Alüminyum Titanyum Silisyum Nitrür (AlTiSiN-NC): AlTiSiN nanokompozit bir kaplama olup, yapısında bulunan Si sayesinde AlTiN kaplamasına kıyasla daha yüksek tokluk, sertlik, termal kararlılık ve korozyon direnci sunar. Bu üstün özellikleri, AlTiSiN'i yüksek sıcaklıklarda mükemmel performans sergileyen bir kaplama haline getirir ve yüksek hızlı işleme uygulamaları için ideal bir seçenek yapar. Sert malzemelerin işlenmesi için uygun olan bu kaplama, aynı zamanda inconel ve titanyum gibi zorlu malzemelerin işlenmesinde de etkili bir çözümdür. AlTiSiN kaplamanın, dayanıklılığı ve çok yönlü kullanım özellikleri ile endüstriyel uygulamalarda öne çıkan bir kaplama teknolojisidir (URL-3, 2024).

j) Nanokompozit Kaplamalar: Giderek gelişen teknoloji, üstün özelliklere sahip malzemelere olan talebin artmasıyla birlikte son yıllarda nanokompozit malzemelere yönelik ilgiyi artırmıştır. Geleneksel yöntemlerle üretilen malzemeler genellikle 100 nm ile birkaç yüz mikrometre arasında değişen tane boyutlarına sahiptir. Bu tür malzemelerde, taneyi oluşturan atomların çoğu tane içinde yer almakta olup, tane sınırlarında bulunan atomlar daha azdır ve plastik deformasyon sırasında dislokasyon hareketleri baskın mekanizma olarak öne çıkmaktadır. Bu geleneksel malzemelerin özellikleri, bileşimsel ve yapısal

iyileştirmelerle geliştirilebilse de temel özelliklerinde önemli bir değişiklik meydana gelmez.

Malzemelerin tane boyutları nanometre ölçeğine (≤ 10 nm) düştüğünde, tamamen yeni özellikler elde edilebilir. Nano kristalin yapılar, malzemelerin manyetik, elektriksel, kimyasal ve mekanik özelliklerinde önemli değişikliklere veya tamamen yeni özelliklerin ortaya çıkmasına yol açabilir. Bu malzemelerde tane sınırları, malzemenin davranışını belirlemede önemli bir rol oynar. Son derece küçük tane boyutu (~ 10 nm) nedeniyle, tane sınırları dislokasyon hareketini engelleyerek, tane sınırı bölgesini malzemenin deformasyon sürecinde kilit bir faktör haline getirir. Nano kristalin malzemelerde, tane sınırı kayması, klasik malzemelerdeki birincil deformasyon mekanizması olan dislokasyon hareketinin yerini alır. Bu değişiklikler, nano kristalin malzemelerin benzersiz özellikler sergilemesine neden olur (Eryılmaz, 2001).

Yüksek sertliğe sahip nano kristalin kompozitler, ince bir amorf matris içinde gömülü nano kristallerden oluşur. Bu yapı, ikinci fazın tane sınırlarına bir fazın ayrılması yoluyla oluşur, böylece tane büyümesi engellenir ve nano kristalin bir yapı oluşur (Musil, 2000). Bazen amorf matris yerine başka bir nano kristalin faz bulunabilir. Genellikle, bu tür çok fazlı malzemeler, her bir fazın tek başına sahip olduğu sertlik ve tokluktan daha yüksek değerlere sahiptir. Kristaller arasındaki amorf yapının, çatlak oluşumuna ve ilerlemesine karşı güçlü bir bariyer görevi gördüğü ve bu nedenle yüksek sertlik değerlerine katkıda bulunduğu düşünülmektedir (Rebouata vd., 2000).

Nanokompozit kaplamaların üretimi üzerine yapılan literatür incelemesi, iki ana yaklaşımı ortaya koymaktadır. İlk yaklaşım, Musil tarafından önerilmiş olup, bir sert ve bir yumuşak fazdan oluşan nanokompozit kaplamaları içerir (Musil & Vlček, 2001) (Musil vd., 2001). İkinci yaklaşım ise, Vepřek tarafından önerilmiş olup, her iki fazın da sert olduğu nanokompozit kaplamaları içerir (Vepřek vd., 1998) (Vepřek & Reiprich, 1995).

1.4.7. İnce Nitrür Film Uygulama Alanları

1970'lerin ortalarından bu yana, parçacık püskürtme tekniklerindeki gelişmeler sayesinde, kontrollü reaktif püskürtme biriktirme ve kontrollü iyon bombardımanı gibi yöntemler uygulanabilir hale gelmiş ve püskürtme biriktirme teknolojisinde hızlı bir ilerleme kaydedilmiştir. Günümüzde, püskürtme biriktirme teknolojisi yarı iletkenlerden, enerji tasarruflu pencere camı gibi mimari uygulamalara, kesici takımlardan dekoratif

uygulamalara ve dış koruyucu kaplamalara kadar birçok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır. Püskürtme biriktirme, elektro kaplama gibi birçok geleneksel kaplama yönteminin yerini almış ve yeni uygulama alanları ile pazarlar yaratmıştır.

Takım kaplamaları, yüzey kaplama teknolojisi ile birlikte gelişmiş ve uygulama tekniklerinde önemli iyileşmeler sağlanmıştır. Son dönemde, parçalarda düşük sürtünmeli, aşınmaya dayanıklı ince nitrür film kaplamalarının uygulanmasında dikkate değer bir artış gözlemlenmiştir. Yakıt enjeksiyon sistemleri, silindirler, zor koşullara dayanıklı rulmanlar, dişliler, pompalar ve kompresörler gibi parçalara yapılan kaplamalar bu duruma özel örnekler olarak gösterilebilir.

a) Kesici Takımlarda İnce Nitrür Film Kaplamalar: Metal kesme endüstrisinde kesici aletler için ince nitrür film kaplamalarının uygulanması, son 30 yılın modern kaplama teknolojisindeki en büyük başarı öykülerinden birisidir. Bu kaplamaların yaygın kullanımı, 1980'lerin başında TiN PVD kaplamalarıyla başlamıştır. 1990'larda, keskin kenarlı çoğu kesici alet ince nitrür filmleri ile kaplanmıştı. Katı karbür kesici aletler için PVD ince nitrür film kaplama neredeyse standart bir yöntem haline gelmiştir. Bugün, TiAlN kaplamaları en yaygın kullanılan kaplama türüdür, ancak TiCN ve CrN bazı özel kesici aletler için daha iyi sonuçlar sunabilir.

İnce nitrür film kaplamaları, dünya genelinde kesme ve işleme uygulamalarında alet ömrünü uzatmak ve üretilebilirliği artırmak için geniş bir şekilde kullanılmaktadır. Bu kaplamalar, şirketler için üç ana şekilde maliyet tasarrufu sağlamaktadır:

- **Artan Kesme Hızı:** İnce nitrür film kaplamalı aletler daha hızlı çalışır, döngü sürelerini kısaltır ve daha az zamanda daha fazla işlem yapılmasını sağlar.

- **Azaltılmış Aşınma ve Bakım:** Metal kesme işlemleri sırasında aşındırıcı aşınma, çukur aşınma, arayüzdeki kimyasal reaksiyonlar veya alet aşınması nedeniyle kesme derinliğinde azalma gibi farklı aşınma mekanizmaları ortaya çıkar. İnce nitrür film kaplamaları tüm aşınma türlerine karşı direnç gösterir, alet ömrünü uzatır ve alet değiştirme maliyetlerini azaltır. Örneğin, düşük silikonlu alüminyum alaşımları, oluşumla ilgili kusurlar ve kötü nihai kaliteye yol açarken, yüksek silikonlu alüminyum alaşımları aşındırıcı aşınmaya maruz kalır. İnce nitrür kaplamaları bu aşınma mekanizmalarına karşı direnç sağlar.

- **Azaltılmış Kesme Sıvısı Gereksinimleri:** Kesme sıvıları üretim maliyetlerinin yaklaşık %15'ini oluşturur. Kuru işleme ve yüksek hızlı kesme, kesme yüzeyinde çok yüksek sıcaklıklar üretir. TiAlN gibi ince nitrür film kaplamaları, üstün termal stabilite, yüksek

sıcaklık sertliği ve oksidasyon direnci sunarak aletlerin az veya hiç kesme sıvısı kullanılmadan çalışmasını sağlar.

b) Otomotiv Endüstrisi için İnce Nitrür Film Kaplamalar: Son yıllarda yakıt ekonomisinin önemi büyük ölçüde artmıştır ve otomotiv üreticileri, ağırlık azaltma ve sürtünmeye bağlı enerji kayıplarına odaklanmaktadır. Motor sporlarında, özellikle Formula 1 gibi yerlerde, performans kazançları kritik olduğu ve maliyetler büyük bir endişe kaynağı olduğu için ince film kaplamaları öncü uygulamalar haline gelmiştir.

Geleneksel otomotiv parçaları dökme demir ve karbon çelikleri kullanılarak üretilirdi. Ancak, ağırlığı azaltmak için bu geleneksel malzemeler, titanyum, alüminyum ve magnezyum gibi hafif alaşımlarla değiştirilmiştir. Örneğin, Toyota yakın zamanda alüminyum alaşımdan yapılmış motor bloğu ve titanyumdan yapılmış supap kollara sahip 85 kg ağırlığında bir süper şarjlı 804 cc motor üretmiştir. Bu ağırlık azaltımı, motor hızında yaklaşık %20 artış sağlar. Üstün özelliklerine rağmen, bu hafif malzemeler sıklıkla tribolojik sorunlar, yani yüzey aşınması ve yüksek sürtünme problemleri yaşar. Bu sorunları çözmek için hafif alaşımlar düşük sürtünme kaplamaları ile kaplanır. Bu kaplamalar, yüzey aşınmasını ve sürtünmeyi azaltarak enerji kayıplarını düşürür ve verimliliği artırır. Bu yeni düşük sürtünme kaplama uygulamaları mükemmel tribolojik özellikler sunar.

c) Şekillendirme Takımları ve Matkaplarda İnce Nitrür Film Kaplamalar: İnce nitrür kaplamalar sert ve aşınmaya karşı dayanımlıdır ve delme ve şekillendirme aletlerinin hizmet ömrünü önemli ölçüde uzatır. Bu kaplamalar, aletleri aşınmadan koruyarak, alet ömründeki artış ve darbe direncini artırır, böylece üretim oranları yükselir ve birim maliyetler azalır. Ayrıca, bu kaplamalar matkap yüzeylerini ve şekillendirme aletlerini aşınmaya karşı korur, bu da yağlayıcı ihtiyacını azaltır ve hatta kuru işleme yapılmasına olanak tanır. Bu durum, makine temizleme ihtiyacını ortadan kaldırarak maliyetleri daha da düşürür. Son olarak, kaplama işlemi, yüzey kalitesini artırarak aşınmayı azaltır.

d) Enjeksiyonla Kalıplama Parçalarında İnce Nitrür Film Kaplamalar: Enjeksiyon kalıplama, plastik granüllerin ergime noktasına ısıtıldığı ve ardından yüksek basınç altında bir kalıba enjekte edildiği bir süreçtir. Plastik soğuyup sertleştikten sonra parça kalıptan çıkarılır. Bu yöntem, diğer yöntemlerle üretimi karmaşık veya maliyetli olan parçaların üretiminde kullanılır. Tek bir kalıptan birçok parça üretmeye olanak tanır.

Enjeksiyon kalıpları ve ekipmanları oldukça pahalıdır, ancak ince nitrür kaplama filmlerinin uygulanması, bunların hizmet ömrünü önemli ölçüde uzatabilir. Bu, onarım sürelerinin ve maliyetlerinin azalmasını sağlar ve şirketler için tasarruf getirir. Ayrıca, ince

nitrür kaplama filmleri sürtünmeyi azaltarak, kalıptan parçaların çıkarılması için gereken tahliye kuvvetlerini de düşürür.

Enjeksiyon kalıplama sıklıkla yüksek aşındırıcı eriyiklerin kullanımını içerir. İnce nitrür kaplamalı kalıplar aşınmaya karşı yüksek direnç gösterir ve daha uzun bir hizmet ömrü sağlar. Kaplamalı kalıplar, gelişmiş kalıp doldurma özellikleri ve azaltılmış savaşıma ile birlikte, yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi, yüksek ürün kalitesine katkıda bulunur. Kaplama ayrıca, enjeksiyon kalıplama işlemi sonrası kalıntıları minimize eder ve kalıp temizliğini kolaylaştırır. Dahası, bu kaplamalar enjeksiyon kalıp parçalarını aşınma ve birikimden korur ve pahalı yağlayıcılara ihtiyaç duymaz.

e) Dekoratif Uygulamalarda Kullanılan İnce Nitrür Film Kaplamalar: 1990'ların ortalarından itibaren, ince nitrür kaplama filmleri, yüksek kaliteli yüzey kaplaması nedeniyle birçok üretici tarafından hijyenik uygulamalar ve ekipmanlar için uzun garanti süreleriyle piyasaya sunulmuştur.

Geleneksel elektrolitik kaplamalarla karşılaştırıldığında, ince nitrür kaplama filmleri üstün sertlik ve aşınma direnci sunar, renk değiştirmez veya solmaz, lekelere karşı dayanıklıdır, önemli ölçüde daha yüksek korozyon direnci gösterir ve ultraviyole (UV) ışığının etkisiyle bozulmaz. Bu özellikler, ince nitrür kaplama filmlerini oldukça üstün kılmaktadır.

1.5. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

(Keleş, 1996), katodik ark yöntemiyle HSS matkap uçları üzerine biriktirilen TiN kaplamaların yüzey pürüzlülüğü, sertlik, kalınlık ve taban malzemesine yapışma dayanımı gibi özelliklerini incelemiştir. Yaptığı bu çalışmada, katot akımı, gaz basıncı ve bias voltajı gibi proses parametrelerinin kaplama özellikleri üzerindeki etkilerini değerlendirmiş ve Taguchi metodu kullanılarak proses parametrelerinin optimizasyonu gerçekleştirmiştir. Sonuçlar, katodik ark yönteminin istenilen özelliklere sahip Ti kaplamaların üretiminde başarılı bir şekilde kullanılabileceğini göstermiştir.

(Cheng & Tay, 2003) düzlem dışı çift kıvrımlı bir filtre kullanarak katodik vakum ark tekniğiyle üretilen TiN filmlerinin yapısını XRD yöntemiyle incelemiştir. Yapılan analizler sonucunda, filmlerin yapısı üzerinde ana malzeme biası, yığma basıncı ve yığma sıcaklığının etkilerini araştırmış ve yapı gelişimini etkileyen başlıca etmenlerin yüzey pürüzlülüğü ve iç gerilmeler olduğunu belirlemiştir.

(Zhengyang vd., 2000) katodik ark yöntemiyle HSS malzemeleri üzerinde biriktirilen TiN kaplamaların özellikleri, DC biasına uygulanan puls biasının etkisi açısından incelenmiştir. Bu çalışmada, görev çevrimi, puls piki voltajı, frekans gibi puls güç kaynağı parametrelerinin yanı sıra basınç, ark akımı ve DC bias voltajı değişiklikleriyle kaplamaların yüzey pürüzlülüğü, kalınlık ve mikro sertlikteki değişiklikler gözlemlenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, DC ve puls-bias voltajı kombinasyonu ile üretilen filmlerde makro partikül yoğunluğunun ve yüzey pürüzlülüğünün düştüğü, aynı zamanda film yapısının ve homojenliğinin arttığı belirlenmiştir.

(Wang & Chiu, 2002), katodik ark yöntemiyle yüksek hız çeliği üzerine ürettikleri 3 µm kalınlığındaki TiN kaplamalara MPIO (Metal Plazma İyon İmplantasyonu) yöntemiyle Al iyon implantasyonu gerçekleştirmiş ve bu kaplamaların aşınma ile oksidasyona karşı dirençlerini incelemiştir. Araştırmalar sonucunda, Al iyonlarının TiN yapısındaki Ti atomlarının yerine geçerek AlN ve TiAlN bileşiklerini oluşturduğu; bu bileşiklerin oluşumunun, AlN/TiAlN fazları aracılığıyla gerilmeyi düşürerek aşınma dayanımını artırdığı ve TiO₂ oluşumunu önleyerek TiN kaplamaların oksidasyon direncini geliştirdiği belirlenmiştir.

(He, Lin, & Chen, 1997) tarafından yapılan çalışmada, katodik ark yöntemiyle yüksek hız çeliği ana malzeme üzerinde biriktirilen TiN kaplamaların kuru kayma koşullarındaki aşınma davranışları, Cr çeliğinin karşı malzeme olarak kullanıldığı ball-on-disk testiyle incelenmiştir. Çalışmada, değişken parametreler olarak 9.8-88.2 N arasında yükler ve 0.12-0.62 m/s hız değerleri kullanılmış; kayma mesafesi ise 600 metre olarak sabit tutulmuştur. He ve ekibi, artan yüklerle birlikte numunelerdeki ağırlık kaybının doğrusal olarak arttığını gözlemlemiştir. Her yük seviyesinde, karşı malzemeden kaplama yüzeyine malzeme transferinin meydana geldiği, sürtünme katsayısında belirgin bir değişiklik görülmemekle birlikte, yüksek yüklerde daha geniş temas alanı nedeniyle hafif bir artış olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca, kayma hızının artması ile birlikte aşınma kaybının da arttığı, ancak yüksek hızlarda oluşan sürtünme ısısının neden olduğu oksidasyonun sürtünme katsayısını düşürdüğü belirlenmiştir.

(Popescu vd., 2003) tarafından 8 mm çapındaki HSS matkap uçları, katodik ark yöntemiyle TiN kaplanmış ve karbon çeliği (Brinell sertliği 210 da N/mm²) levhalar üzerinde kuru koşullarda delme deneyleri yapılmıştır. Testler sırasında, 900 dev/dak dönme hızı, 0,1 mm/dev ilerleme miktarı ve 45 mm delme derinliği parametreleri kullanılmıştır. Yapılan çalışmada, TiN kaplı matkap uçlarının, kaplamasız olanlara göre delme mesafelerinde

yaklaşık %55 oranında bir artış sağladığı ve ayrıca burulma momentleri ve eksenel kuvvetin de belirgin bir şekilde azaldığı tespit edilmiştir.

(Türküz, 1997) tarafından yapılan çalışmada katodik ark PVD yöntemiyle TiN ile kaplanmış ve kaplanmamış olan HSS kesici takımların performansı, GG-25 dökme demir iş parçası üzerinde işlenerek değerlendirilmiş ve sonuçlar karşılaştırılmıştır. Araştırmada, kesici takımın 0.4 mm serbest yüzey aşınma şerit genişliğine ulaşana kadar tamamladığı toplam kesme mesafesi, aşınma direncini belirlemek için bir kriter olarak kullanılmıştır. Çalışma sonuçlarına göre, TiN kaplanmış DIN 1.3243 takımların, kaplanmamış DIN 1.3243 ve DIN 1.3343 takımlara göre daha uzun bir kullanım ömrüne sahip olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, düşük taban malzemesi yüzey pürüzlülüğü, ince kaplama kalınlığı, yüksek kaplama sertliği ve taban malzemesine güçlü yapışma gibi özelliklerin takım ömrünü daha da artırdığı vurgulanmıştır.

(Karagöz, 1994), yüksek hız çeliğinden yapılmış kesici takımlar üzerindeki TiN kaplamaların sürtünmeyi azaltmada etkili olduğunu ve takım ömrünü uzattığını belirlemiştir.

(Akkaş, 1998), yüksek hız çeliği numuneleri üzerine katodik ark buharlaştırma yöntemiyle üretilen TiN kaplamaların aşınma davranışı üzerindeki proses parametrelerinin etkilerini araştırmıştır. Aşınma testleri, 5 mm çapında alümina bilye kullanılarak bilye-disk sistemiyle yapılmıştır. Sonuç olarak uygulanan bias voltajının artırılmasının aşınma oranını düşürdüğünü belirlemiştir. Ayrıca, daha ince, yüksek sertlikte ve altlık malzemeye daha güçlü yapışma dayanımına sahip kaplamaların aşınma direncinin arttığını gözlemlemiştir.

(Prengel vd., 2001), karbür kesici takımlar üzerinde TiAlN, TiN ve TiB₂ gibi tek katmanlı ve TiAlN, TiN ve TiCN gibi çok katmanlı kaplamaların kesme performansı ve takım ömrü üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Sonuçlar, TiAlN çok katmanlı kaplamanın dökme demirle yapılan kuru frezelemede en iyi performansı gösterdiğini, TiAlN tek katman kaplamanın ise soğutucu sıvı ile işlemde daha verimli olduğunu ortaya koymuştur. Inconel 718 malzemesinin işlenmesinde, TiAlN çok katmanlı kaplama daha iyi performans sergilerken, TiN/TiCN/TiAlN çok katmanlı kaplama yüksek iç gerilmeler nedeniyle daha kısa ömre sahip olmuştur. Ayrıca, TiB₂ kaplama, alüminyum alaşımının işlenmesinde aşındırıcı aşınma direnci açısından daha iyi sonuç vermiştir.

(Bressan vd., 2001), tarafından M2 yüksek hız çeliği ve WC sert metal yüzeylerine PVD yöntemiyle TiAlN ve TiCN kaplamalar uygulanmış ve bu kaplamaların tribolojik performansı Pim-disk aşınma cihazı ile karşılaştırılmıştır. Aşınma seviyeleri taramalı elektron mikroskobu kullanılarak incelenmiş ve kaplamalı malzemelerde, kaplamasız

malzemelere kıyasla belirgin bir aşınma azalması gözlemlenmiştir. Ayrıca, TiAlN kaplamanın, TiCN kaplamaya göre aşınma direncinde daha iyi sonuçlar sunduğu tespit edilmiştir.

(Alberdi vd., 2007) PVD metodunu kullanarak TiAlCrN nano kompozit ince film kaplamayı TiAlN ve CrN kaplamalarına alternatif kaplama olarak geliştirmişlerdir. 1-3 µm kalınlığında olan TiAlCrN ince film kaplamanın aşınma davranışını, Pim-disk aşınma cihazında yapılan testlerle inceleyerek bu kaplamanın AlTiN kaplamaya kıyasla birkaç kat daha üstün aşınma direnci sergilediği ortaya koymuştur.

(Yalçın, 2002) yaptığı çalışma ile Ark PVD yöntemiyle kaplanmış kesici takım uçlarında Titanyum Nitrür (TiN) kaplamanın kesici takım performansına etkilerini incelemiştir. Farklı takım malzemelerinin yüzeyleri TiN kaplanarak, yüzey işlemi uygulanan ve uygulanmayan kesici takımların kesme performansları değerlendirilmiştir. Sonuçlar, kaplamalı takımların, kaplamasız takımlara göre 3-10 kat daha uzun takım ömrünün olduğunu göstermiştir.

(Bouzakis vd., 2009), TiN, TiAlN ve TiSiN kaplamalı PVD sert metal kesici takımlarının frezeleme performansını incelemiştir. TiSiN kaplamalarının, TiAlN ve TiN kaplamalarına göre daha üstün mekanik özelliklere sahip olduğu belirlenmiştir. Dikey darbe testlerinde, TiSiN filmleri en iyi direnç ve yorgunluk performansını göstermiştir. Ancak, TiSiN kaplamalarının yapışma kalitesi diğer kaplamalardan daha zayıf çıkmıştır. Rockwell C ve eğik darbe testleriyle yapılan yapışma değerlendirmesinde, TiSiN kaplamalarının daha düşük yapışma kuvveti gösterdiği ortaya konmuştur. Sonuç olarak, TiSiN kaplamalarının güçlü mekanik özelliklerine rağmen, zayıf yapışma nedeniyle frezeleme performansında azalma yaşanmıştır.

(Derflinger vd., 2006) PVD katodik ark buharlaştırma yöntemiyle üretilen çeşitli TiAlN-esaslı filmleri incelemiştir. Çalışmalarında, bor, silisyum ve krom gibi farklı alaşım elementlerinin, kaplamanın mekanik, fiziksel ve yapısal özellikler üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda oksidasyona karşı kaplamaların dirençlerini de değerlendirmişlerdir. Sonuç olarak (Ti, Al, Si) N kaplamalarda, en küçük tane boyutu, yüksek mikro sertlik, üstün aşındırma direnci ve oksidasyon dayanımı elde edilmiş olduğunu belirtmişlerdir.

(Camuşcu & Aslan, 2005), TiCN ve TiCN+TiAlN kaplamalı karbür, Al₂O₃ esaslı seramik, TiAlN kaplamalı sermet ve CBN kesici takımlar kullanarak, 35 HRC sertliğindeki D3 çeliğinin yüksek hızda frezelenmesini araştırmışlardır. Araştırmada, takım ömrü ve iş

parçası yüzey pürüzlülüğü gibi faktörler incelenmiş ve kesici takımların performansları karşılaştırılmıştır. CBN takımlar, en iyi kesme performansını sergileyerek üstün sonuçlar elde etmiştir. Ayrıca, TiCN karışıklı Al_2O_3 seramik takımların, sertleştirilmiş AISI D3 çeliğinin yüksek hızda işlenmesi için uygun olduğu bulunmuştur. Kaplamalı karbür ve sermet takımlar ise daha düşük veya orta kesme hızlarında daha verimli bir şekilde kullanılabilir. Sonuç olarak, her takıma göre farklı hızlarda ve uygulamalarda en uygun kullanımlar belirlenmiştir.

(Chen vd., 2010), TiAlSiN kaplamasının yüksek sertlik ve termal stabiliteye sahip olmasına rağmen, düşük tokluk ve altlık adezyonuna sahip olduğunu belirtmişlerdir. Bu eksiklikleri gidermek için, kaplama yapısına tabakalı bir tasarım eklemiştir. Katodik ark buharlaştırma yöntemiyle tek tabakalı TiAlN, TiAlSiN, iki tabakalı TiAlN/TiAlSiN ve çok tabakalı TiAlN/TiAlSiN kaplamalar sinterlenmiş karbür altlıklar üzerine biriktirilmiştir. Frezeleme işleminde, çok tabakalı TiAlN/TiAlSiN kaplamalar, takım ömrünü %156 ve %172 oranında artırarak en iyi performansı sergilemiştir. Çalışma, Si içeren kaplamaların kesme performansının, çok tabakalı TiAlN/TiAlSiN yapısı ile optimize edilebileceğini göstermektedir. Bu tasarım, hem frezeleme hem de tornalama işlemlerinde daha iyi sonuçlar sağlamaktadır.

(Ducros vd., 2006), Inconel 718 alaşımının tornalanmasında, nano tabakalı kaplanmış karbür takımların performansını incelemiştir. Endüstriyel katodik ark buharlaştırma yöntemiyle CrN/TiN, TiN/AlTiN ve CrN/AlTiN gibi çok tabakalı kaplamalar, aynı kalınlıkta kesici takımlar üzerinde biriktirilmiştir. Sonuç olarak en iyi mekanik özelliği 7 nm kalınlıkta ve süperörgülü yapıya sahip TiN/AlTiN nanotabakalı kaplama göstermiştir. Bu kaplamalarla yapılan Inconel 718 tornalama işleminde, düşük teğetsel kesme kuvveti ve serbest yüzey aşınması sağladığı görülmüştür. CVD ve AlTiN kaplamalı takımlarla karşılaştırıldığında ise TiN/AlTiN kaplamalı takımların daha uzun kullanım ömrüne sahip olduğu görülmüştür.

(Fox-Rabinovich vd., 2005) TiAlCrN ile kaplanmış H13 çeliği üzerinde yapmış oldukları yüksek hızlı kuru işleme testlerinde, TiAlCrN kaplamalı uç freze takımlarının performansı incelemiştir. Kaplamaların yüzey yapısı, SEM, EDS, AES ve XPS teknikleriyle analiz edilerek oksidasyon dayanıklılıkları yüksek sıcaklıklarda ölçülmüştür. Sonuçlar, takım ömründeki iyileşmenin, TiAlCrN kaplamalarının yüksek performanslı işleme koşullarına uyum sağlama yeteneğinden kaynaklandığını ortaya koymuştur. Bu uyum, tribofilmlerin oluşumunu sağlayarak takım yüzeyini koruduğu ve kesme sırasında

sürtünmeyi azalttığı tespit edilmiştir. Ayrıca, iş parçası malzemesinin takıma yapışma eğilimi de kaplama sayesinde belirgin şekilde azalmıştır. Yeni bir plazma destekli katot yöntemiyle yüksek alüminyum içeriğine sahip TiAlCrN kaplamaları, kesici takım ömrünü önemli ölçüde artırdığı görülmüştür.

(Fuentes vd., 2010) katodik ark yöntemiyle kaplanmış TiAlSiN kaplamaların aşınma özelliklerini inceleyen çalışmada, $Ti_{0.09}Al_{0.34}Si_{0.02}N_{0.55}$ içeriğine sahip kaplamaların ZnS benzeri bir mikroyapıya, düşük sertliğe ve zayıf aşınma direncine sahip olduğu belirlenmiştir. Bilya-disk aşınma testleri, oda sıcaklığı, 200°C, 400°C ve 600°C’ de gerçekleştirilmiştir. Oda sıcaklığında, TiN ve TiAlN kaplamalar ile benzer aşınma oranları gözlemlenmiştir. Ancak 200 ve 400°C’ de, katı çözeltili (Ti, Al, Si)N kaplamalarda oksit tabaka oluşumu nedeniyle aşınma oranının arttığı tespit edilmiştir. 600°C’de ise aşınma oranında artış gözlenmiş, ancak bu artış oda sıcaklığında ölçülen değerlere kıyasla daha sınırlı kalmıştır. Bu durum, kaplamaların yüksek sıcaklıklardaki performansını kısmen koruyabildiğini göstermektedir.

(Faga vd., 2007) seramik kaplı iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklıklarda aşınma direncini ve karakterizasyonunu inceleyen çalışmada, sert kesme takım çeliği üzerine katodik ark PVD yöntemiyle Si_3N_4 nanokompozit kaplama uygulanmıştır. Bu kaplama, matriks yapısı içerisinde dağınık halde bulunan AlTiN nanokristallerinden oluşmaktadır. Yüksek hızda ve kuru koşullarda gerçekleştirilen aşınma testleri sonucunda, elde edilen veriler nitrür kaplamalarla karşılaştırılmıştır. Çalışma, nanokompozit kaplamanın üstün performansını ve yüksek sıcaklıklardaki aşınma direnci üzerindeki olumlu etkilerini ortaya koymuştur.

(Durmaz & Yıldız, 2019) kesme takım çeliklerinin tribolojik özelliklerini geliştirmek amacıyla katodik ark PVD yöntemiyle ürettikleri TiAlSiN, AlCrN ve TiAlN kaplamaları üzerine yapılan çalışmada, en iyi yapışma özelliklerinin TiAlN kaplamasıyla elde edildiği belirtilmiştir. Deney sonuçlarına göre, aşınma oranı en yüksek olan kaplama TiAlSiN ile kaplanmış numunede görülürken, en düşük aşınma oranı ise kaplanmamış numunede tespit edilmiştir. Bununla birlikte, en yüksek aşınma direncinin TiAlN kaplamalı numunede gözlemlendiği rapor edilmiştir.

(Szala vd., 2019) 304 kalite paslanmaz çeliğin kavitasyon erozyonu direncini ve kayma aşınması mekanizmasını PVD kaplama yöntemiyle geliştirmeye yönelik bir çalışmada, çelik yüzey AlTiN ve TiAlN ile farklı katman ve tabakalar halinde kaplanmıştır. Deney sonuçları, TiAlN ve AlTiN kaplamaların kavitasyon erozyonu mekanizmasının

gevrekleşmeye bağlı olduğunu ve yorulma süreçlerinin film üzerinde çatlak oluşumuna yol açabileceğini göstermiştir. Ayrıca, numunelere uygulanan normal yükler altında, ince tabakalarda yüzeyde çentik, boşluk, sıyrık gibi aşınma izlerinin meydana geldiği tespit edilmiştir. Sonuç olarak, PVD kaplanan numunelerin, SS304 referans numuneye kıyasla daha yüksek aşınma ve kavitasyon erozyonu direnci sunduğu belirlenmiştir.

(Yu vd., 2009) tarafından oyuk katot deşarjı (HCD) ve orta frekanslı magnetron sıçratma (MFMS) yöntemlerini birleştirerek farklı Si içeriğine sahip TiAlSiN kaplamalar üzerine yapılan çalışmada, kristal faz yapısının TiAlN alaşımına bağlı olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca, kaplamalara Si elementinin ilave edilmesinin mikrosertliği ve adhezyonu artırdığı ifade edilmiştir.

(Chang & Lai, 2014) katodik ark buhar biriktirme yöntemiyle tungsten karbür altlıklara TiAlN, CrAlSiN ve TiAlSiN kaplamalar uygulanarak yapılan çalışmada, kaplamaların sertlik sıralaması $TiAlN < TiAlSiN < CrAlSiN$ olarak bulunmuştur. Kaplanmamış ve kaplanmış numunelerde aşınma mekanizmasının genellikle abrazyon ve adhezyon kaynaklı olduğu gözlemlenmiştir. TiAlSiN nanokristal kaplamanın, TiAlN kaplamalı numunelere kıyasla kesici takım aşınmasını daha fazla geciktirdiği, CrAlSiN kaplamanın ise üstün aşınma direnciyle en iyi kesme performansını sağladığı rapor edilmiştir.

(Huang vd., 2016) ark iyon kaplama yöntemiyle üretilen TiN ve TiCrN kaplamalar üzerinde yapılan çalışmada, uygulanan negatif biasın artırılmasının makropartikül boyutunu ve miktarını azalttığı, ayrıca daha yüksek sertliğe sahip TiCrN kaplamaların yüksek negatif bias ile elde edilebileceği tespit edilmiştir. Azot akışının artırılmasının da kaplama sertliğini olumlu yönde etkilediği belirtilmiştir. TiCrN kaplı numunelerin, içeriğindeki Cr elementinin sağladığı katı çözelti sertleşmesi sayesinde, TiN kaplı numunelere kıyasla daha üstün mekanik özellikler sergilediği değerlendirilmiştir.

(Kovačević vd., 2018) tarafından duplex PVD kaplamaları olan CrN ve TiAlN'nin otomotiv endüstrisindeki kullanım etkinlikleri üzerine yapılan araştırmada, TiAlN kaplı uçların CrN kaplamalı uçlara göre daha az aşındığı tespit edilmiştir. CrN kaplamalı uçların ise daha yüksek lehim eğilimi ve erozyon oranı gösterdiği belirlenmiştir. Araştırmacılar, çift TiAlN kaplama uygulanarak kullanılan uçların, otomotiv malzemelerinin üretiminde önemli ölçüde maliyet tasarrufu sağlayabileceğini değerlendirmişlerdir.

Geçiş metali nitrürleri ve karbürleri, son 20 yılda yüksek sıcaklık endüstriyel uygulamalarda kullanılmak üzere geniş çapta araştırılmış ve geliştirilmiştir. TiN, üstün fiziko-kimyasal ve mekanik özellikleri nedeniyle yüksek sıcaklık uygulamaları için yaygın

olarak kullanılan birincil kaplama malzemesidir. Ancak, Ti'nin yüksek sıcaklıklarda (550°C 'nin üzerinde) aşırı oksitlenmesi, aşınmaya yol açabilir ve mekanik sertliğin bozulmasına neden olarak uygulama alanlarını sınırlamaktadır. Bu nedenle son araştırma eğilimleri, reaktif azot (N_2) atmosferinde bileşik hedef malzemelerin ortak kaplanması veya buharlaştırılması yoluyla çok bileşenli kaplamaların geliştirilmesine önemli bir ilgi olduğunu göstermektedir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için tercih edilen kaplamalarda seçilen katkı maddelerinin, kaplamada çözünürlük göstermesi, yüksek sıcaklık kayma koşullarında güçlü koruyucu oksitler oluşturabilmesi, oksitlerin içeriye difüzyonunu kontrol edebilmesi ve kendi kendine yağlama etkilerini teşvik etmesi gerekmektedir.

PVD yöntemiyle üretilen sert nitrür kaplamalar, yüksek aşınma direnci ve mekanik dayanım sağlamak amacıyla yüzey mühendisliğinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Literatürde belirtildiği üzere, farklı metal türlerinin nitrür bileşiklerinin yüzeye biriktirilmesiyle kaplama yapıları oluşturulmaktadır. TiN, CrN ve AlN gibi ikili metal nitrür kaplamalar, PVD yöntemiyle üretilen ilk nesil kaplamaları temsil etmekte olup, yapılan araştırmalar kaplama bileşimi ve katman sayısının artırılmasıyla mekanik ve tribolojik özelliklerin önemli ölçüde iyileştirildiğini göstermektedir.

Malzemelerin yüksek sıcaklıkta aşınma direncine sahip olması, özellikle kesici takımlar, motor parçaları, kalıplar ve enerji üretim sistemleri gibi uygulamalar açısından kritik öneme sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda oksidasyon, aşınma ve yapısal bozulma hızlanmakta, bu da malzemenin performans kaybına neden olmaktadır. Bu bağlamda, farklı bileşen sayısına sahip ikili, üçlü ve dörtlü PVD kaplamaların yüksek sıcaklık altındaki yapısal ve morfolojik değişimleri ile aşınma dirençlerinin belirlenmesi, en verimli kaplama yapısının seçilmesi açısından büyük önem taşımaktadır.

Literatürde bazı ikili ve üçlü kaplamaların yüksek sıcaklıktaki aşınma dirençleri incelenmiş olsa da, dörtlü yapıdaki kaplamaların yüksek sıcaklıktaki aşınma direncine dair kapsamlı ve sistematik çalışmalar sınırlıdır. Bu tez, H13 çeliği üzerine biriktirilen farklı kaplama türlerinin aşınma performansını inceleyerek, kaplama yapılarının yüksek sıcaklık ve yük altında davranışlarını analiz etmeyi amaçlamaktadır. Çalışmada TiN, AlTiN, AlTiSiN, AlCrN, CrN, CrCN, TiCN, TiSiN ve AlTiCrN olmak üzere dokuz farklı kaplama türü, üç farklı sıcaklık (25°C , 300°C , 600°C) ve iki farklı yük (2.5 N, 5 N) altında aşınma testlerine tabi tutulmuş ve aşınma davranışları ile yüzey özellikleri değerlendirilmiştir. Ayrıca, bu kaplamalar matkap uçları üzerinde uygulamalı olarak test edilmiştir. Yapılan analizler, kaplamaların aşınma oranlarını, mikro sertlik değerlerini, yüzey morfolojilerini ve

adhezyon özelliklerini ortaya koyarak, özellikle yüksek sıcaklık ve farklı yük koşullarında kullanılabilecek aday kaplama malzemelerinin belirlenmesine olanak sağlamaktadır. Çalışma kapsamında aşınma davranışları incelenen kaplamalar, literatürde çoğunlukla kullanılan TiN, CrN gibi ikili kaplamaların yanı sıra AlTiN, TiSiN, AlCrN ve TiCN üçlü kaplamaları da içermektedir. Ayrıca, AlTiSiN ve AlTiCrN dörtlü kaplamaları ile çalışma kapsamı genişletilmiştir. Farklı yük ve sıcaklıklarda yapılan aşınma testleri, yukarıda belirtilen ikili, üçlü ve dörtlü kaplama türleri için yüksek sıcaklıkta aşınma davranışlarını belirten karşılaştırmalı özgün bir çalışma sunmaktadır.



2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, endüstride yaygın olarak kullanılan AISI H13 sıcak iş takım çeliği altlık malzeme olarak seçilmiştir. Çalışmanın temel amacı, seçilen altlık malzemenin kullanım alanlarındaki aşınma performansını iyileştirmektir. Yüzey özelliklerini iyileştirmek için PVD katodik ark buharlaştırma yöntemi ile ince film kaplama tekniği kullanılmıştır. Uygulanan işlemlerin aşınma davranışı üzerindeki etkileri, 25°C, 300°C ve 600°C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta, 2.5 N ve 5 N olmak üzere iki farklı yük altında gerçekleştirilen aşınma testlerinin sonuçları karakterize edilerek değerlendirilmiştir.

2.1. Altlık Malzeme Seçimi

Deneysel çalışmalarda, altlık malzeme olarak kullanılan H13 sıcak iş çeliğinin kimyasal bileşimi Tablo 18’de verilmiştir. H13 sıcak iş çeliği, içeriğinde bulunan Cr, Mo ve V alaşım elementlerinin oluşturduğu karbür yapıları sayesinde yüksek sıcaklıklarda aşınmaya ve termal şoka karşı yüksek direnç göstermektedir. Altlık malzemesi kütükten Ø 35x5 mm boyutlarında disk numune şeklinde tel erozyon makinesinde hassas bir şekilde kesilmiştir.

Tablo 18. H13 sıcak iş çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağ. %)

Malzeme Türü	Element	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Fe
H13	Ağ. %	0.32 - 0.45	0.20 - 0.60	0.80 - 1.25	4.75 - 5.50	0.80 - 1.20	1.10 - 1.75	Kalan

2.2. Kaplama İşlemi Öncesi Metalografik Hazırlık

Tel erozyon makinesinde kesilen disk numuneler, Metkon Ecopress-100 sıcak bakalit cihazında kalıba alınmıştır. Kalıba alınan altlık malzemeler, sırasıyla 60, 120, 180, 240, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2000 numaralı zımparalar kullanılarak Metkon Forcipol 202 otomatik zımpara-parlatma cihazında zımparalanmıştır. Zımparalama işleminin ardından, 6

μm , 3 μm ve 1 μm 'lik elmas suyu solüsyonları kullanılarak parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Tüm numuneler, son olarak ultrasonik temizleme cihazında temizlenerek kaplama işlemine hazır hale getirilmiştir (Şekil 38).



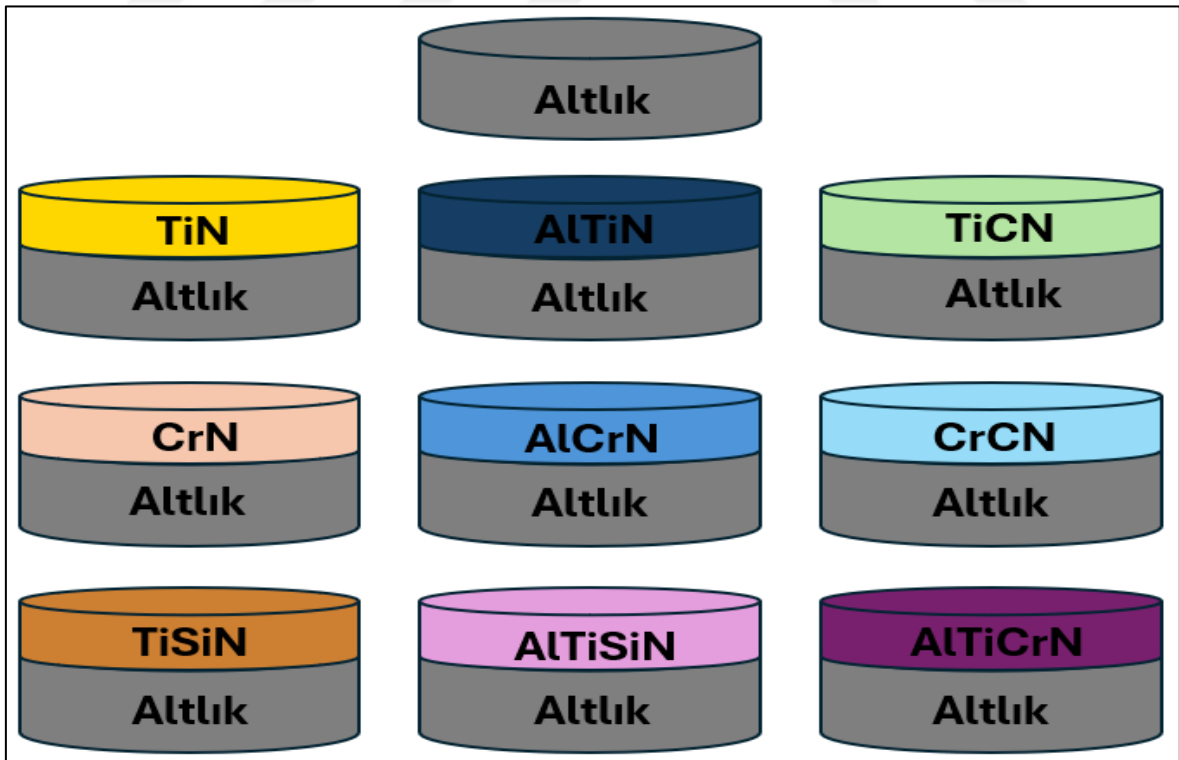
Şekil 38. (a) Otomatik zımparalama ve parlatma cihazı (b) Sıcak bakalit cihazı
(c) Ultrasonik temizleme cihazı

2.3. Kaplamaların Üretimi

Çalışma kapsamında kaplamaya hazır hale getirilen H13 çelik numuneleri ve matkap uçları, Titanit Ultra Sert Kaplamalar firması tarafından katodik ark fiziksel buhar biriktirme (PVD) yöntemi kullanılarak kaplanmıştır. Kaplama işlemlerinde Platit PI-1001 ve Platit Pi-411 Plus katodik ark buharlaştırma kaplama sistemleri kullanılmıştır (Şekil 39).



Şekil 39. (a) Platit PI-1001 Katodik ark buharlaştırma kaplama sistemi, (b) Platit Pi-411 plus katodik ark buharlaştırma kaplama sistemi



Şekil 40. Kaplama yapılarının şematik gösterimi

2.4. Numunelerin Kodlanması

Çalışma kapsamında numuneler kodlanırken, altlık üzerine uygulanan kaplama türü ve aşınma testlerinin gerçekleştirildiği sıcaklıklar dikkate alınmıştır. Buna göre kaplanan numunelerin kodlamasına ait tablo aşağıda sunulmuştur (Tablo 19).

Tablo 19. Kaplama türü ve test sıcaklıklarına göre numunelerin kodlanması

Numune Kodu	Kaplama Türü	Test Sıcaklığı (°C)	Numune Kodu	Kaplama Türü	Test Sıcaklığı (°C)
H25	-	25	AlCrN25	AlCrN	25
H300	-	300	AlCrN300	AlCrN	300
H600	-	600	AlCrN600	AlCrN	600
TiN25	TiN	25	AlTiCrN25	AlTiCrN	25
TiN300	TiN	300	AlTiCrN300	AlTiCrN	300
TiN600	TiN	600	AlTiCrN600	AlTiCrN	600
AlTiN25	AlTiN	25	CrN25	CrN	25
AlTiN300	AlTiN	300	CrN300	CrN	300
AlTiN600	AlTiN	600	CrN600	CrN	600
TiSiN25	TiSiN	25	CrCN25	CrCN	25
TiSiN300	TiSiN	300	CrCN300	CrCN	300
TiSiN600	TiSiN	600	CrCN600	CrCN	600
AlTiSiN25	AlTiSiN	25	TiCN25	TiCN	25
AlTiSiN300	AlTiSiN	300	TiCN300	TiCN	300
AlTiSiN600	AlTiSiN	600	TiCN600	TiCN	600

2.5. Kaplanmış Numlerin Karakterizasyonu

2.5.1. Kaplama Kalınlığı Ölçümü

Kaplama kalınlıklarını tayin etmek ve kaplama büyüme morfolojisini incelemek için sıcak bakalite alınan numune kesiti, kademeli olarak otomatik zımparalama makinesinde zımparalandıktan sonra 6 μm , 3 μm ve 1 μm 'lik elmas suyu solüsyonları ile parlatılmıştır. Kaplama kalınlıkları ve yüzey görüntüleri İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan Thermo Fisher Scientific Axia ChemiSEM marka taramalı elektron mikroskopunda incelenmiştir (Şekil 41).



Şekil 41. Thermo Fisher Scientific Axia marka taramalı elektron mikroskobu

2.5.2. Kaplama Sertliği Ölçümü

Kaplama sertlik ölçümleri, uygulanan yükün kademeli olarak artırılıp azaltılabildiği Marmara Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan Future Tech FM-310 marka mikro sertlik ölçüm cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 42). Uygulanan yük ve batma derinliğinin doğru bir şekilde seçilmesi, güvenilir ölçüm sonuçları elde etmek için kritik öneme sahiptir. Batma ucu malzemeye her bir adımda ilerlerken, enerji birikimi oluşmakta ve yapay uç etkisi meydana gelmektedir. Bu durum, ölçülen sertlik

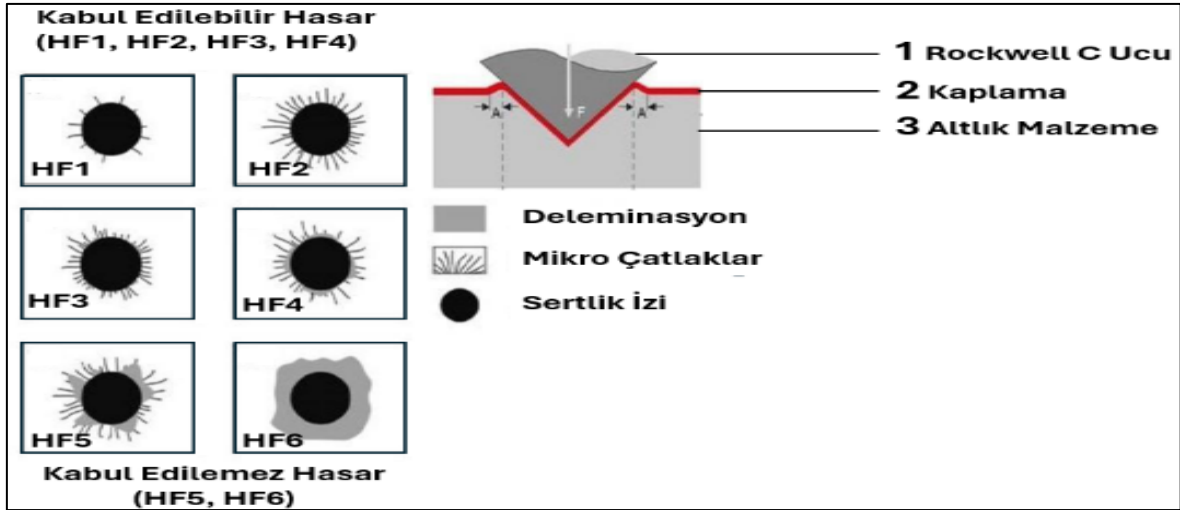
değerinin kaplama tabakasının altındaki daha yumuşak altlık malzemenin özelliklerinden etkilenmesine neden olarak, beklenenden daha düşük sertlik değerleri elde edilmesine yol açmaktadır. Altlık malzeme etkisini en aza indirmek ve doğru sonuçlar elde etmek için batma derinliği, kaplama kalınlığının $1/10$ ila $1/7$ 'sini aşmamalıdır (Türküz, 2006). Bu kural doğrultusunda ölçümlerde 25 gram yük uygulanmıştır. Her bir numune için en az 5 ölçüm yapılmış ve bu ölçümlerin ortalaması alınmıştır.



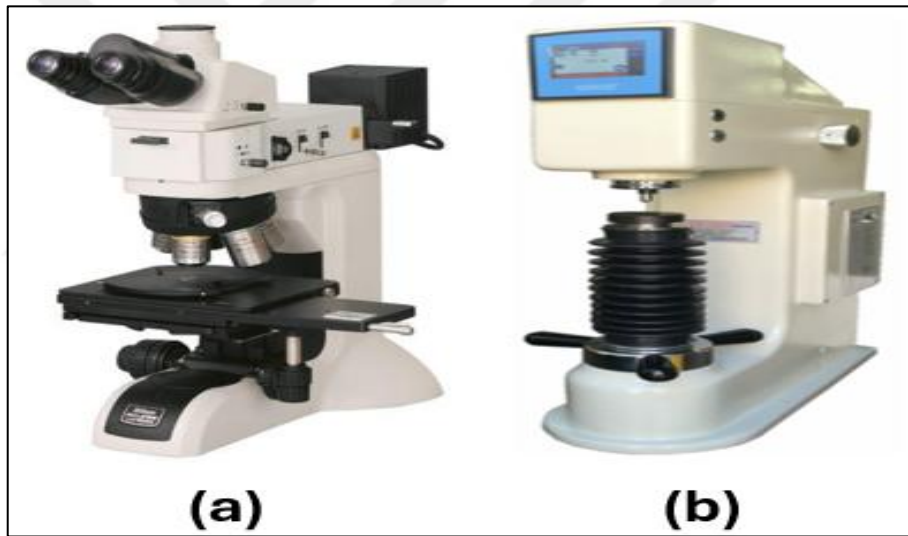
Şekil 42. Future Tech FM-310 marka mikro sertlik ölçüm cihazı

2.5.3. Rockwell C Adhezyon Deneyi

Kaplama adezyonunu değerlendirmek için kullanılan en hızlı yöntemlerden biri, geleneksel Rockwell C sertlik testidir. Bu yöntemde, Rockwell C baskı ucu, belirli bir yük altında numuneye bastırılır ve baskı çevresindeki bölge, optik mikroskop kullanılarak çatlaklar ve tabakaların ayrılması açısından incelenir (Şekil 43). Yapılan değerlendirme sonucunda numune, Verein Deutscher Ingenieure (VDI) 3198 baskı standardına göre tanımlanan altı kalite grubundan birine dahil edilir. Baskı çevresinde altlık malzemedan ayrılma gözlemlenmesi, kaplamanın yapışkanlığının zayıf olduğunu gösterirken, mikro çatlakların miktarı ve boyutu kaplama kalitesi hakkında bilgi sağlar. Bu çalışmada, numuneler üzerinde baskılar, Digirock-RSR Rockwell sertlik ölçüm cihazı kullanılarak 150 kg yük altında oluşturulmuştur. Oluşan baskılar, Nikon LV-150 optik mikroskop ile detaylı olarak incelenmiştir (Şekil 44).



Şekil 43. VDI 3198 indentasyon standartları ve iz oluşumunun şematik olarak gösterimi (Gerth & Wiklund, 2008)



Şekil 44. (a) Nikon LV-150 optik mikroskop, (b) DigiRock-RSR Rockwell sertlik cihazı

2.5.4. XRD Faz Analizi

Üretilen kaplamaların faz bileşimi ve kristal yapılarını belirlemek amacıyla, İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan Bruker D8 Advance X-ışını difraktometresi kullanılarak düşük açılı X-ışını kırınımı (XRD) ölçümleri yapılmıştır (Şekil 45). XRD paternleri, sabit bir giriş açısı olan 2° kullanılarak, $1.7890 \text{ \AA}$ dalga boyuna sahip $\text{Co-K}\alpha$ ışını ile toplanmıştır. Tarama, 2θ aralığında $10-90^\circ$ arasında yapılmıştır.

Elde edilen kırınım paternleri, Joint Committee on Powder Diffraction Standards (JCPDS) standart paternleri ile karşılaştırılarak analiz edilmiştir. Bu amaçla, faz ve kristal yapıların belirlenmesini kolaylaştırmak için X'Pert High Score yazılımı kullanılmıştır.



Şekil 45. Bruker D8 Advance X-ışını difraktometresi

2.5.5. Tane Boyutunun Belirlenmesi ve Yüzey Pürüzlülüğünün Ölçümü

Kaplama tane boyutunun belirlenmesinde öncelikli olarak 2θ piklerine karşılık gelen FWHM (Full Width Half Maximum) değerleri bulunmuştur. Tane boyutu hesaplanması Scherrer formülü kullanılarak yapılmıştır.

$$D = \frac{k \cdot \lambda}{B \cdot \cos \theta} \quad (4)$$

D: Ortalama tane boyutu (nm)

k: Kristalin şekil faktörü (0.9)

λ : Co-K α dalga boyu (0.17890 nm)

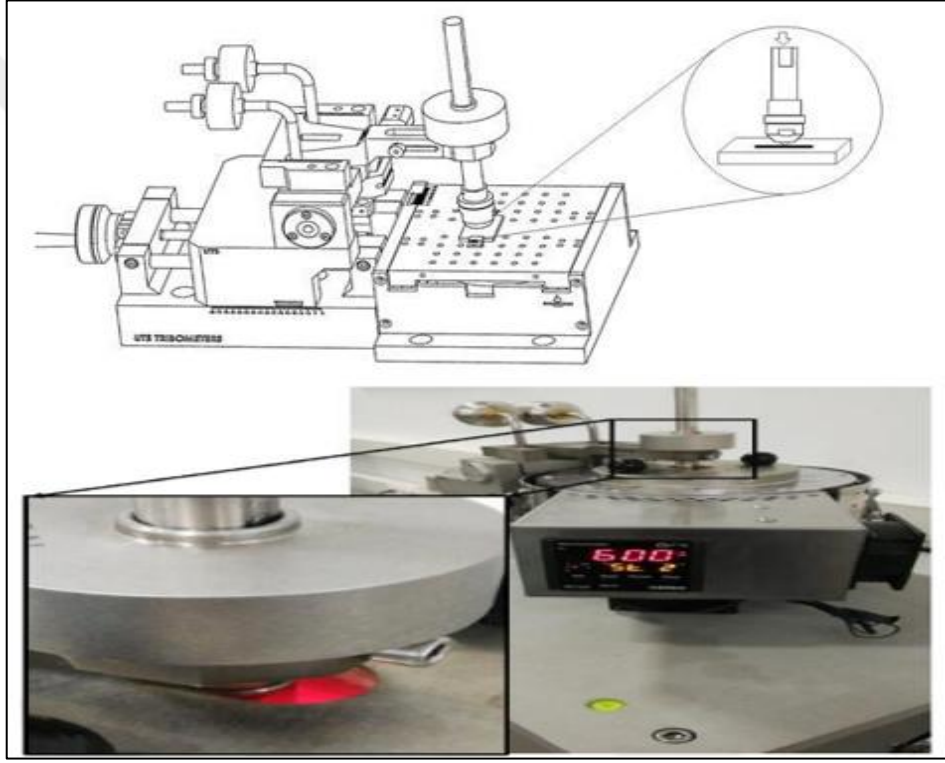
B: Pik genişliği (FWHM)

θ : x-ışınları difraksiyon açısını ifade etmektedir (Wang vd., 2016).

Yüzey pürüzlülüğünün ölçümü ise ZEISS Smartproof-5 üç boyutlu optik profilometre cihazı ile yapılmıştır.

2.5.6. Yüksek Sıcaklık Aşınma Deneyleri

Farklı kaplama yapılarındaki numunelerin yüksek sıcaklık altındaki tribolojik özelliklerini incelemek amacıyla sürtünme ve aşınma testleri yapılmıştır. Bu testler, UTS 10/20 marka aşınma ve sürtünme test cihazı kullanılarak, ball on disk modülü ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 46). Testlerde, karşı aşındırıcı yüzey olarak 6 mm çapında alümina (Al_2O_3) bilyeler tercih edilmiştir. Alümina bilyelerin seçilmesinin nedeni, inert özellikleri sayesinde çelik bilyelere kıyasla daha az aşınma ürünü bırakarak aşınma izinin daha temiz olmasıdır.



Şekil 46. UTS 10/20 marka aşınma ve sürtünme test cihazı

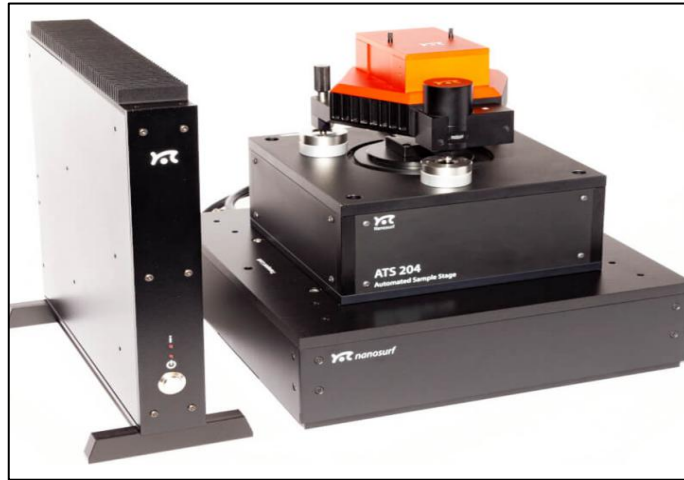
Aşınma testi, her bir numune için 2.5 N ve 5 N yükler altında ve üç farklı sıcaklıkta 25°C, 300°C ve 600°C yapılmıştır. Tüm deneylerde ortam sıcaklığı 25°C olarak sabit tutulmuş, bağıl nem oranı ise %35 ile %40 arasında değişmiştir. 6 mm çapında bir alümina (Al_2O_3) bilyesi, her üç farklı normal yük altında 0.3 mm/s hızla 300 m mesafe boyunca numune üzerinde kaydırılmıştır. Deney sırasında mesafeye bağlı olarak elde edilen sürtünme katsayıları, bilgisayar sistemi ile kaydedilmiştir. Kaplamalara uygulanan aşınma testlerine ait parametreler Tablo 20’de verilmiştir.

Tablo 20. Kaplamalara uygulanan aşınma testlerine ait parametreler

Yük (N)	2.5	Yük (N)	5
Dönme Hızı (rpm)	200	Dönme Hızı (rpm)	200
Kayma Çapı (mm)	8	Kayma Çapı (mm)	12
Mesafe (m)	300	Mesafe (m)	300
Bilye Çapı (mm)	6	Bilye Çapı (mm)	6
Sıcaklık (°C)	25-300-600	Sıcaklık (°C)	25-300-600
Kayma Hızı (mm/s)	0.3	Kayma Hızı (mm/s)	0.3

2.5.7. Yüzey Analizi

Kaplamaların yüzey yapıları ve aşınma testleri sonrasındaki morfolojik değişimler, Nikon LV-150 optik mikroskop, Phenom XL EDX dedektörlü Thermo Fisher Scientific Axia marka taramalı elektron mikroskobu ve Nanosurf Flex atomik kuvvet mikroskobu (AFM) (Şekil 47) kullanılarak incelenmiştir. AFM incelemeleri, 20 nN yük ile silisyum nitrit (Si_3N_4) PPP-Cont Scr ucu (genişlik=41 μm , uzunluk=228 μm , yay sabiti=0.65 N/m) kullanılarak lateral kuvvet modunda (Lateral Force Mode) yapılmıştır. Elde edilen verilerin analizi, SPIP 6.7.7 (Scanning Probe Image Processor) yazılımı ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 47. Nanosurf Flex atomik kuvvet mikroskobu

Kaplama yapılarının ve aşınma izlerinin elementsel bileşimi ve oranları, Thermo Fisher Scientific Axia marka EDS cihazı ile tespit edilmiştir. EDS analizinde, kaplama işlemi sırasında kullanılan titanyum, krom, azot, altlık çelik malzeme bileşimi ve oksijen gibi elementler dikkate alınmıştır.

Aşınma deneyleri sonucu oluşan aşınma izleri profilleri ve aşınma hacimleri ZEISS Smartproof-5 üç boyutlu optik profilometre cihazı numune yüzeyinde oluşan izler taranarak elde edilmiştir (Şekil 48). Optik profilometre verilerinden Mountains Map 7.4 yazılımı kullanılarak aşınma hacimleri belirlenmiş ve kaplamaların aşınma profilleri karşılaştırılmıştır.



Şekil 48. ZEISS Smartproof-5 üç boyutlu optik profilometre cihazı

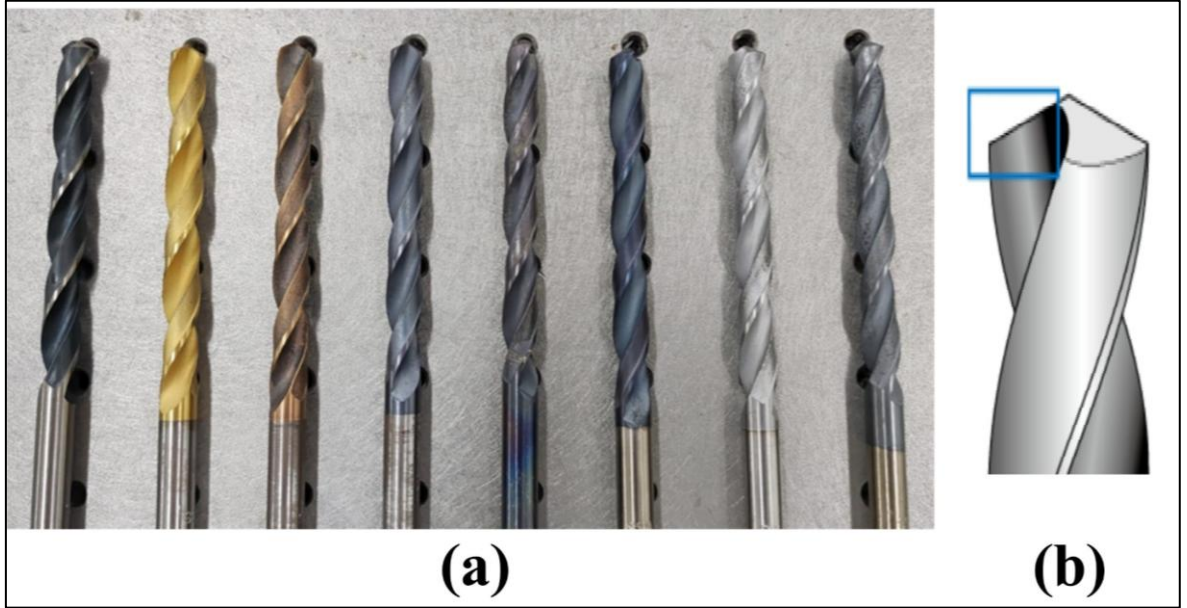
Mountains Map 7.4 yazılımı kullanılarak elde edilen aşınma hacimleri ile Archard aşınma oranı bağıntısı kullanılarak aşınma oranları elde edilmiştir.

$$Wr = \frac{V}{F \cdot S} \quad (5)$$

Formülde V numunenin aşınma hacmini (mm^3), F normal yükü (N) ve S kayma mesafesini (m) ifade etmektedir. Bu eşitlik ile her bir numunenin 2.5 N ve 5 N yüklerindeki aşınma oranları $\text{mm}^3/\text{N.m}$ biriminde hesaplanmıştır.

2.5.8. Delme Testleri

Kaplama prosesinde kaplama ünitesine kaplama karakterizasyon testleri için hazırlanan metal numunelerin yanı sıra matkap uçları yerleştirilmiştir. Şekil 49(a)'da kaplanmış matkap uçları görsellerini sunmaktadır. Deneylerde 8 mm çapında, yüksek hız çeliğinden (HSS) imal edilen matkap uçları kullanılmıştır. Kaplanmış matkap uçlarının delme işlemi sırasında gösterdiği performansın değerlendirilmesi amacıyla, 3 mm kalınlığında ST37 metal sac üzerinde 50 adet delik açılmıştır. Delme işlemi CNC torna tezgahında (Haas Mini Mill) sabit parametreler kullanılarak (Kesici takım devir hızı 520 dev/dk, İlerleme hızı 0.05 mm/dev) gerçekleştirilmiştir. Delik delme işleminin ardından matkap yüzeyi aşınma davranışının belirlenmesi için optik mikroskop ile yüzey incelemeleri yapılarak, aşınma öncesi yüzey ile karşılaştırılması yapılmıştır.



Şekil 49. (a) Delme testi için kaplanmış matkap uçları, (b) Delme testi sonrası matkap ucunun yüzeyinin kontrolü amacıyla optik mikroskopta incelenecek kesiti

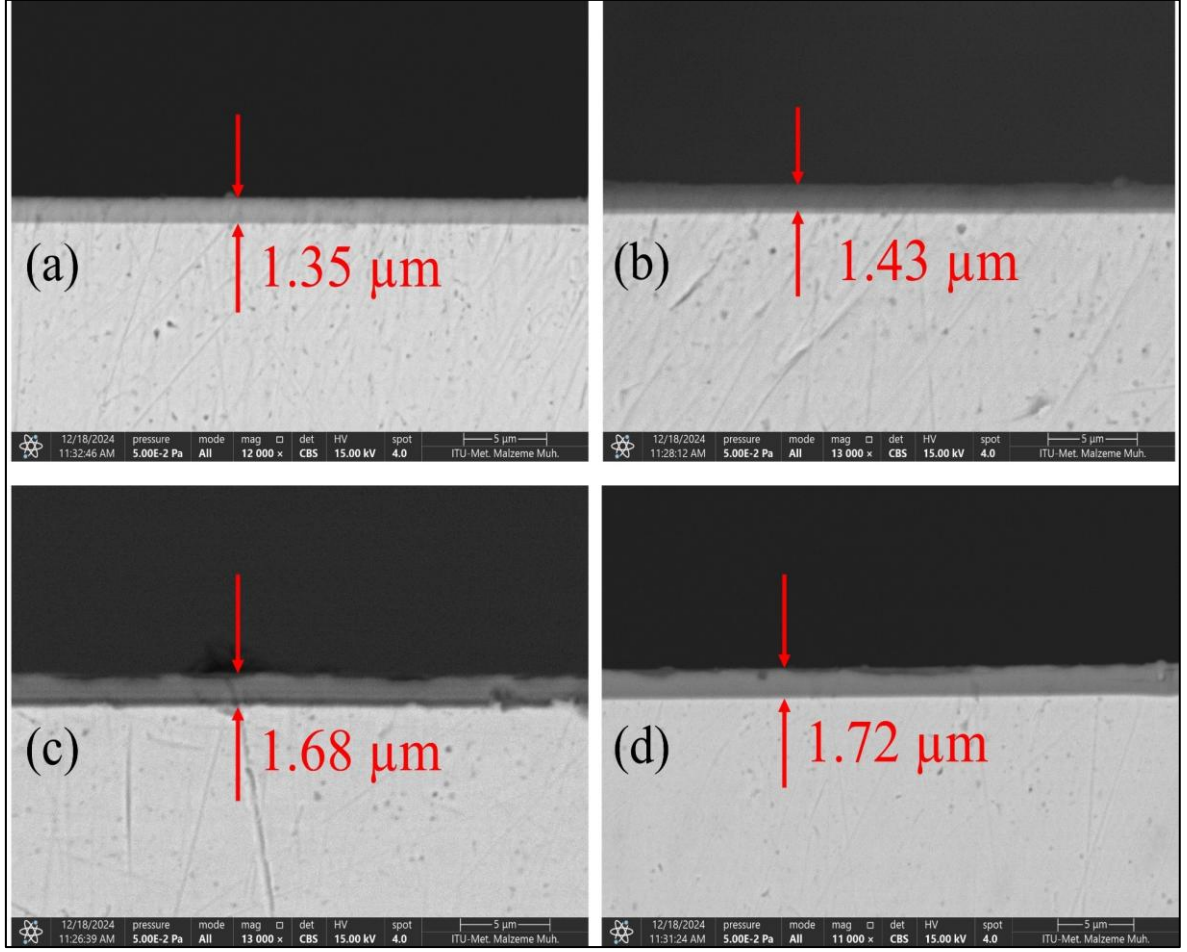
3. BULGULAR VE İRDELEME

3.1. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Kesit İncelemeleri

Tüm kaplamaların parlatılmış kesit yüzeylerinden elde edilen SEM görüntüleri sonucunda ölçülmüş kaplama kalınlıkları Tablo 21’de görülmektedir. Özellikle CrCN kaplamaların diğer kaplamalardan daha kalın olması bu kaplamanın yüzeye tutunmasını sağlamak için gerekli adezyon katmanlarından kaynaklanmaktadır.

Tablo 21. Kaplamaların kalınlık sonuçları

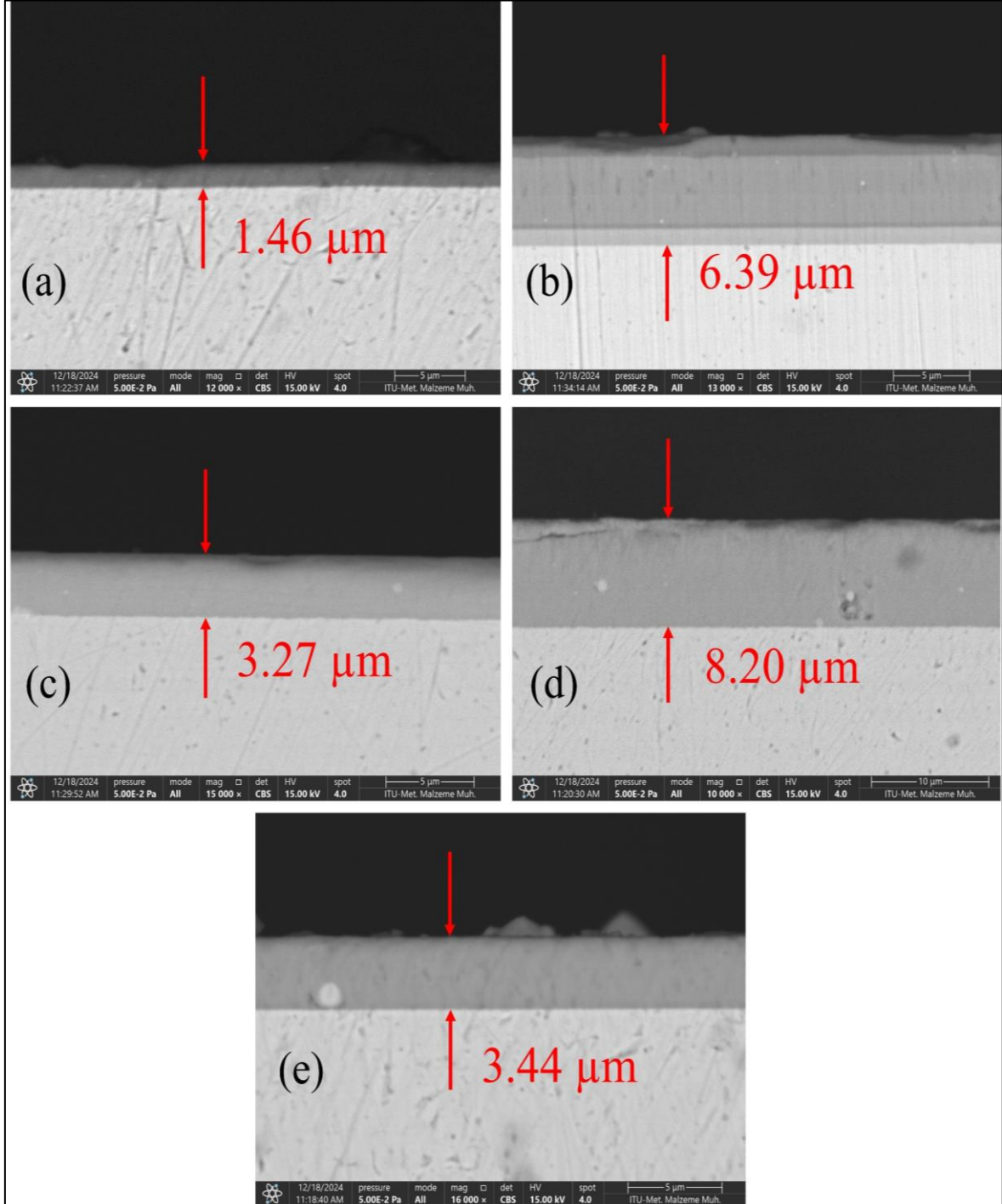
Kaplama Türü	Kaplama Kalınlığı (μm)
TiN	1.35
AlTiN	1.43
TiSiN	1.68
AlTiSiN	1.72
AlCrN	1.46
AlTiCrN	6.39
CrN	3.27
CrCN	8.20
TiCN	3.44



Şekil 50. (a) TiN, (b) AlTiN, (c) TiSiN ve (d) AlTiSiN kaplama kesitlerinin SEM’de çekilen kalınlık ölçümleri

Şekil 50’deki kaplamaların kesitlerini incelediğimizde, kaplamaların yüzeyde yoğun ve homojen bir kalınlıkta elde edilebildiği görülmektedir. Bunun yanı sıra, kaplama içerisinde yüksek iyon bombardımanına bağlı olarak artan iç gerilmelere bağlı çatlaklar gözlemlenmemiştir (Abadias vd., 2018). Ancak, kaplamaların taban malzeme ile arasında oluşan ve kaplama performansını önemli ölçüde etkileyen, yapışmayı engelleyecek süreksizlikler, Şekil 50(c)’de TiSiN kaplama ve taban malzeme arasında gözlemlenmiştir. Bu durumun etkisi, yapışma testleri sonucunda Rockwell C izlerinin (Şekil 54) etrafında oluşan çatlaklardan anlaşılabilmektedir. Diğer yandan Şekil 51(d)’de görülen CrCN kaplama katmanı içerisinde çatlak oluşumu gözlenmiştir. Bu durumun, kaplama kalınlığı arttıkça artan iç gerilmeler neticesinde meydana geldiği düşünülmektedir. Ayrıca, Şekil 51(a) haricindeki diğer kaplamalarda çeşitli büyüklüklerde beyaz yuvarlak yapılar görülmektedir. Bu yapılar, Ark PVD kaplamalarda yüksek ark sıcaklıklarında, hedef yüzeyden kopan sıvı

ergimiş malzemenin yüzeyde yoğunlaşması sonucunda oluşmaktadır ve kaplama içerisinde süreksizlik oluşturarak dayanımı olumsuz yönde etkilemektedir.



Şekil 51. (a) AlCrN, (b) AlTiCrN, (c) CrN, (d) CrCN ve (e) TiCN kaplama kesitlerinin SEM’de çekilen kaplama kalınlık ölçümleri

3.2. Mikro Sertlik Sonuçları

Tablo 22’de farklı sıcaklıklardaki testler sonrasında yüzeylerden elde edilen sertlik sonuçları özetlenmiştir.

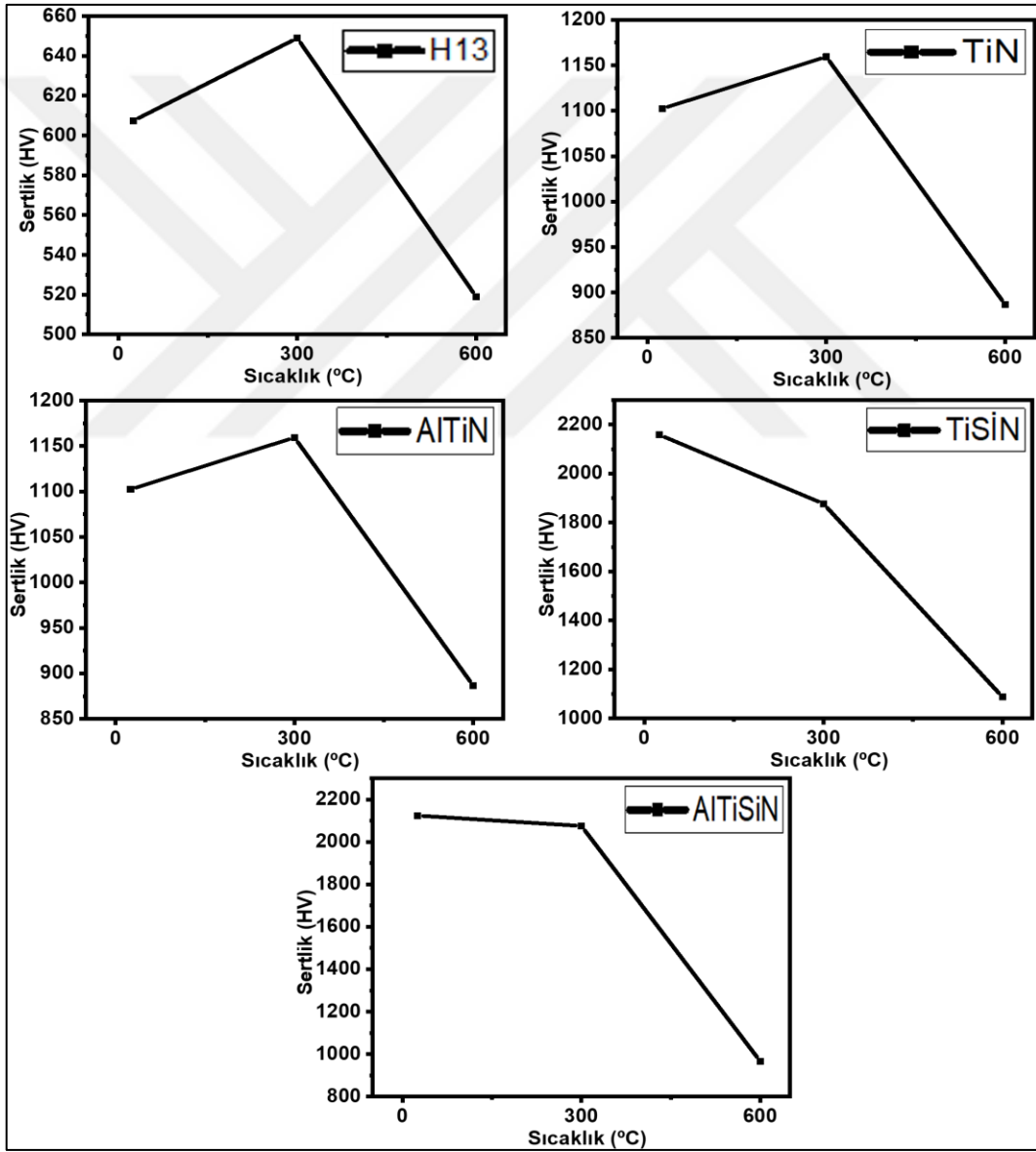
Tablo 22. Kaplamaların mikro sertlik sonuçları

Numune Kodu	Sertlik (HV)	Numune Kodu	Sertlik (HV)
H25	607.40	AlCrN25	1681.10
H300	648.97	AlCrN300	1815.07
H600	518.90	AlCrN600	1018.88
TiN25	1102.43	AlTiCrN25	3325.63
TiN300	1159.43	AlTiCrN300	3358.84
TiN600	886.50	AlTiCrN600	3515.88
AlTiN25	2158.45	CrN25	3531.30
AlTiN300	1876.25	CrN300	2753.34
AlTiN600	1087.23	CrN600	1496.73
TiSiN25	2158.45	CrCN25	3829.00
TiSiN300	1876.73	CrCN300	2222.48
TiSiN600	1087.23	CrCN600	2870.48
AlTiSiN25	2123.67	TiCN25	3601.88
AlTiSiN300	2075.20	TiCN300	2300.00
AlTiSiN600	965.03	TiCN600	1672.12

Genel olarak, dörtlü alaşım (Quaternary AlTiSiN, AlCrTiN) kaplamaların sertlik değerlerinin, üçlü (Ternary AlCrN gibi) ve ikili (Binary CrN ve TiN gibi) kaplamalara

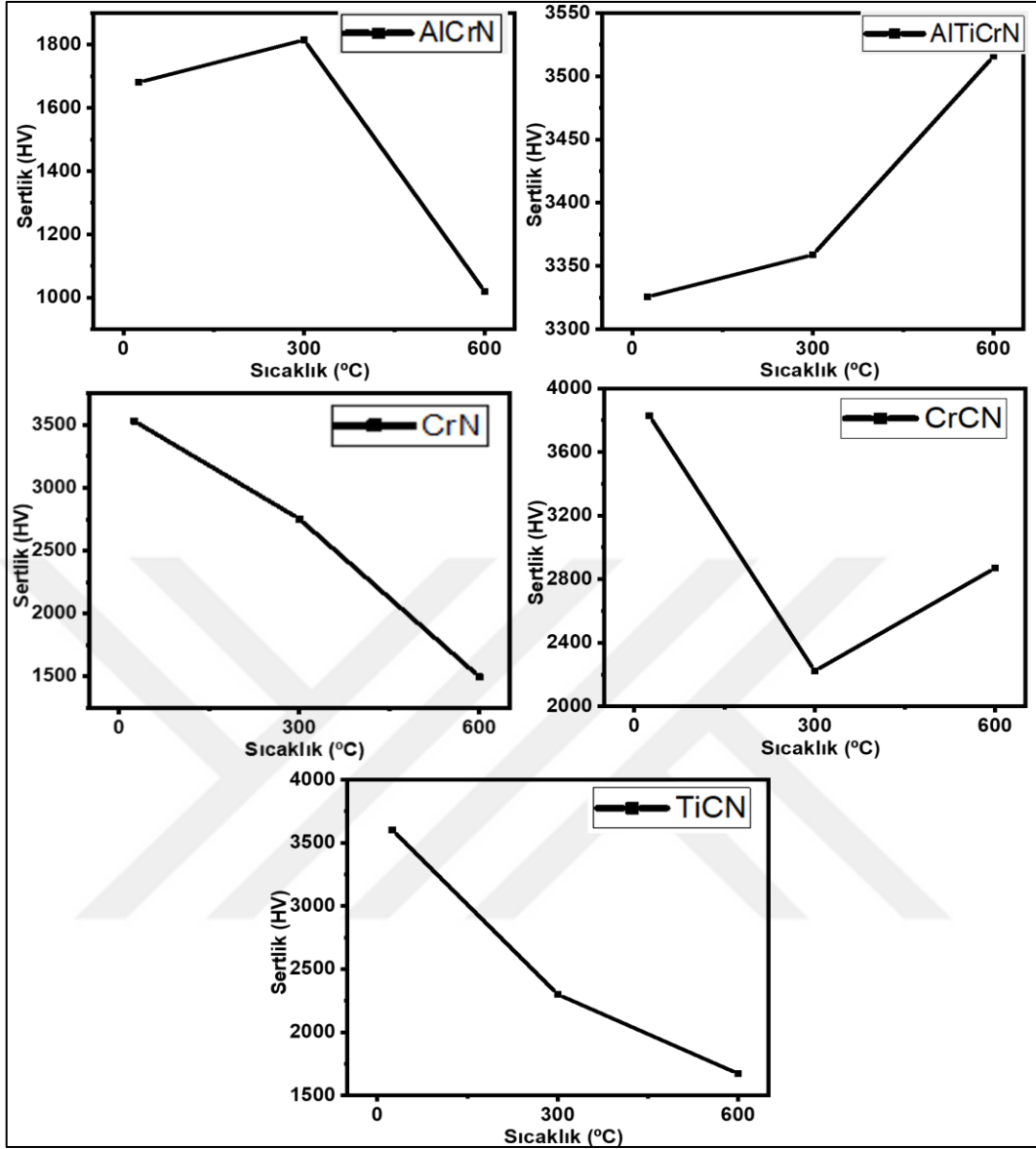
kıyasla oldukça yüksek olduğu görülmüştür. Bu durum, literatürle de uyumlu olarak, kaplama yapısına ilave edilen her bir geçiş elementinin kafes yapısında çarpımlara neden olması ve bu çarpımların kaymayı zorlaştırarak sertlik artışını sağlamasıyla açıklanabilir (Kaya & Ulutan, 2022), (Nojit vd., 2021).

TiCN ve CrCN gibi karbonitrür kaplamalarda ise karbon atomlarının CrN ve TiN kafes yapısındaki ara yerlerde bulunması, dörütlü alaşım kaplamalarda olduğu gibi benzer bir mekanizma ile sertlik artışına neden olmaktadır. Ayrıca, karbon ilavesinin oda sıcaklığında sürtünme katsayısını önemli ölçüde azalttığı tespit edilmiştir (Özkan vd., 2022).



Şekil 52. H13, TiN, AlTiN, TiSiN ve AlTiSiN kaplamalara ait mikro sertliğin artan test sıcaklığı ile ilişkisi

Şekil 52 ve Şekil 53'te aşınma testleri esnasında, yaklaşık 2 saat boyunca maruz kalınan 300°C ve 600°C sıcaklıklardan sonra yapılan mikro sertlik testlerinin sonuçları görülmektedir. Genel olarak, bazı kaplamalarda 300°C sıcaklıkta sertlikte artış, ardından 600°C sıcaklıkta sertlikte azalma meydana gelmiştir. 300°C sıcaklıkta sertlikte artış meydana gelmesi, kaplamadaki artık gerilmelerin bir miktar giderilmesine ve kaplama yapısının homojenleşerek tane sınırlarının stabil hale gelmesine bağlanabilir. Zhang ve arkadaşları yaptıkları çalışmada, sıcaklığın bir miktar artmasıyla birlikte artık gerilmelerin kısmi giderilmesi ve tane sınırlarının stabil hale gelmesi nedeniyle sertlik artışı gözlemlenmiştir. Artan sıcaklıkla birlikte, dislokasyon hareketleri sınırlı olsa da termal enerji, malzemedeki gerilmelerin bir kısmını rahatlatmış ve bunun sonucunda sertlik artışına yol açmıştır. Sıcaklık 300°C'yi geçtiğinde ise sertlik düşüşü gözlemlenmiştir. Bunun nedeni olarak, tane sınırı hareketlerini ve yumuşamayı göstermişlerdir. Yüksek sıcaklıkla birlikte tane sınırlarının kayması, dislokasyonların serbestçe hareket etmesine izin vererek malzemenin yumuşamasına yol açmış ve sonuç olarak sertlikte bir azalma meydana gelmiştir (Zhang vd., 2025). Beake ve Fox-Rabinovich ve arkadaşları yaptıkları çalışmada AlTiN kaplamaları 100 ile 800°C sıcaklık arasındaki tavlama sonuçlarında 250-300 HV arasında sertlik artışı meydana geldiğini göstermişlerdir (Beake & Fox-Rabinovich, 2014). Bu durum AlCrN, AlTiN ve TiN kaplamalarda gözlemlenmiştir. Ancak, bu kaplamalar 600°C sıcaklıkta sertliklerini önemli ölçüde kaybetmişlerdir. Özkan ve arkadaşları 700°C sıcaklıkta yaptıkları tribometre testleri sonrasında benzer şekilde AlCrN, ZrN ve TiSiN çok katmanlı kaplamalarında ortalama %40 civarında sertlik düşüşü olduğunu göstermişlerdir (Özkan vd., 2023). Bunun nedeni ise Şekil 71 ve Şekil 72'de SEM-EDS yüzey analizlerinde artan oksijen miktarından anlaşılabilmektedir. Burada, azot miktarının azalması (hatta sıfıra inmesi), yüzeyde yoğun miktarda oksit yapılarının oluşmasına ve bu oksit yapıların kaplama iç gerilimini önemli ölçüde artırmasıyla sertliğin azalmasına neden olmuştur.



Şekil 53. AlCrN, AlTiCrN, CrN, CrCN ve TiCN kaplamalara ait mikro sertliğin artan test sıcaklığı ile ilişkisi

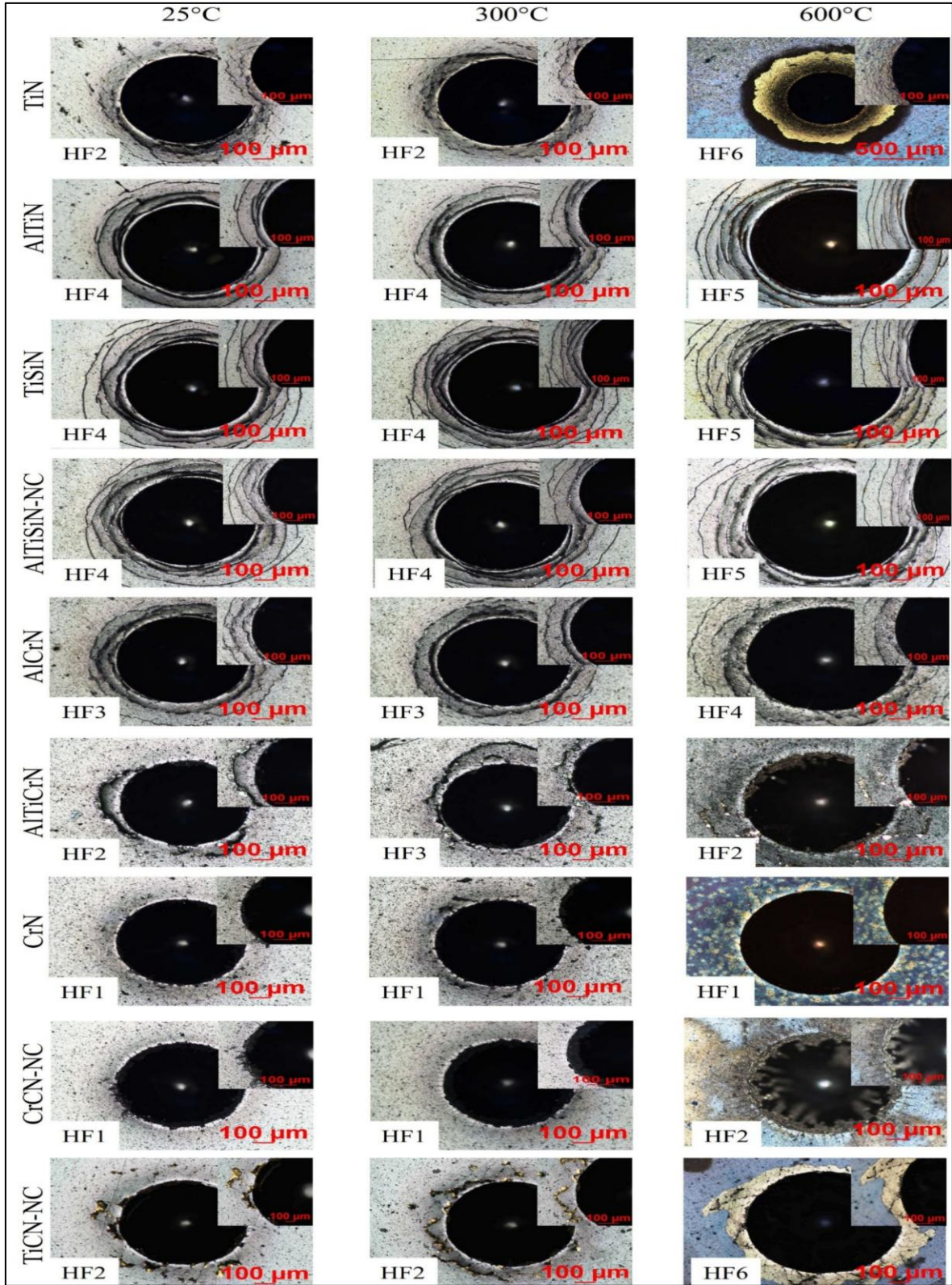
Şekil 54'teki yüzey yapışma testlerine bakıldığında, 600°C sıcaklıkta kaplamaların iz kenarlarında ciddi çatlamalara maruz kaldığı ve dökülmelerin oluşmaya başladığı görülmektedir. TiSiN, AlTiSiN, CrN ve TiCN kaplamalarda ise sıcaklıkla artan düzenli oksidasyon ve yüksek sıcaklıklarda tane boyutu büyümesi, sertlikte düzenli bir azalmaya neden olmuştur. Bu kaplamalardan farklı olarak, AlTiCrN kaplamasında 300°C'den 600°C'ye kadar yaklaşık 200 HV'lık bir artış meydana gelmiştir. Bu durum, spinodal ayrışma nedeniyle nanometre mertebesinde AlN, CrN ve TiN fazlarının yapı içerisinde ayrışmasıyla kaplama yapısında dayanım artışı oluşmasına bağlanabilir. Forsen ve

arkadaşları AlTiCrN kaplamaların termal dayanımı üzerine yaptıkları çalışmalarda tavlama sıcaklığı 500°C'den 800°C sıcaklığa çıkarıldığında 31 GPa sertlikten 33.5 GPa sertliğe yükseldiği, bu artışında spinodal faz ayrışması ile tane sınırlarında zengin c-AlN yapısının oluşumu neden olduğu belirtilmiştir (Forsén vd., 2013). Şekil 71 ve Şekil 72'deki SEM-EDS yüzey analizlerine bakıldığında, 600°C sıcaklıkta yapıda önemli miktarda azot tespit edilmiştir. Diğer kaplamalara kıyasla çok düşük miktarda oksijen olduğu belirlenmiştir. Buradan, yüzeyde tamamen bir oksidasyon sürecinin gerçekleşmediği ve yapının oksinitrür bir faz dağılımında olduğu anlaşılabilmektedir (Alhafian vd., 2022).

3.3. Rockwell C Adhezyon Deney Sonuçları

Rockwell C deneyi, kaplamaların altlık malzemesine yapışma özelliklerini değerlendirmek amacıyla yaygın olarak uygulanan ve güvenilir sonuçlar veren bir yöntemdir. Deneyde, kaplanmış numunelere 150 kg'lık normal bir yük uygulanarak standart Rockwell C sertlik testi gerçekleştirilir. Test sonrasında, numunenin iz bölgesinden elde edilen optik mikroskop görüntülerinin değerlendirilmesi ile kaplamanın altlık malzeme ile adhezyon seviyesi belirlenmektedir. Optik mikroskop ile yapılan iz incelemelerinde, iz etrafında büyük çatlakların oluşması ve kaplama malzemesinin altlık malzemesinden büyük tabakalar halinde ayrılması, kaplamanın altlık malzemeye yeterince güçlü bir şekilde yapışmadığına işaret eder. Bu tür ayrılmalar, kaplamanın mekanik bağlanma kuvvetinin zayıf olduğunu ve potansiyel olarak kaplamanın dayanıklılığını olumsuz etkileyebilecek aşınma sorunlarına yol açabileceğine işaret etmektedir.

Şekil 54, kaplamalara ait 25°C, 300°C ve 600°C sıcaklıkta gerçekleştirilen Rockwell-C izlerinin 100X ve 200X büyütmede optik mikroskop görüntülerini göstermektedir. 25°C sıcaklıkta yapılan iz paternleri incelendiğinde tüm kaplamalarda iz bölgesinde radyal çatlaklar ve kısmi halka çatlakları gözlemlenmiştir. Ancak CrN ve CrCN kaplamalarında çatlak uzunluğu ve yoğunluğu az olduğu için HF1 karakteristiği, TiN, AlTiCrN ve TiCN kaplamalarının ise HF2 karakteristiği sergiledikleri görülmektedir. AlCrN, AlTiN, TiSiN ve AlTiSiN kaplamaları ise iz etrafında daha yoğun miktarda çatlak içerdiğinden HF3-HF4 karakteristiğine sahiptir. Kaplamalara ait 300°C sıcaklıkta yapılan adhezyon iz sonuçları, 25°C sıcaklıkta yapılan iz paternleri oldukça benzer olup, bütün kaplamalar için aynı HF adhezyon sınıfına sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 54. Rockwell C adhezyon testi optik mikroskop görüntüleri

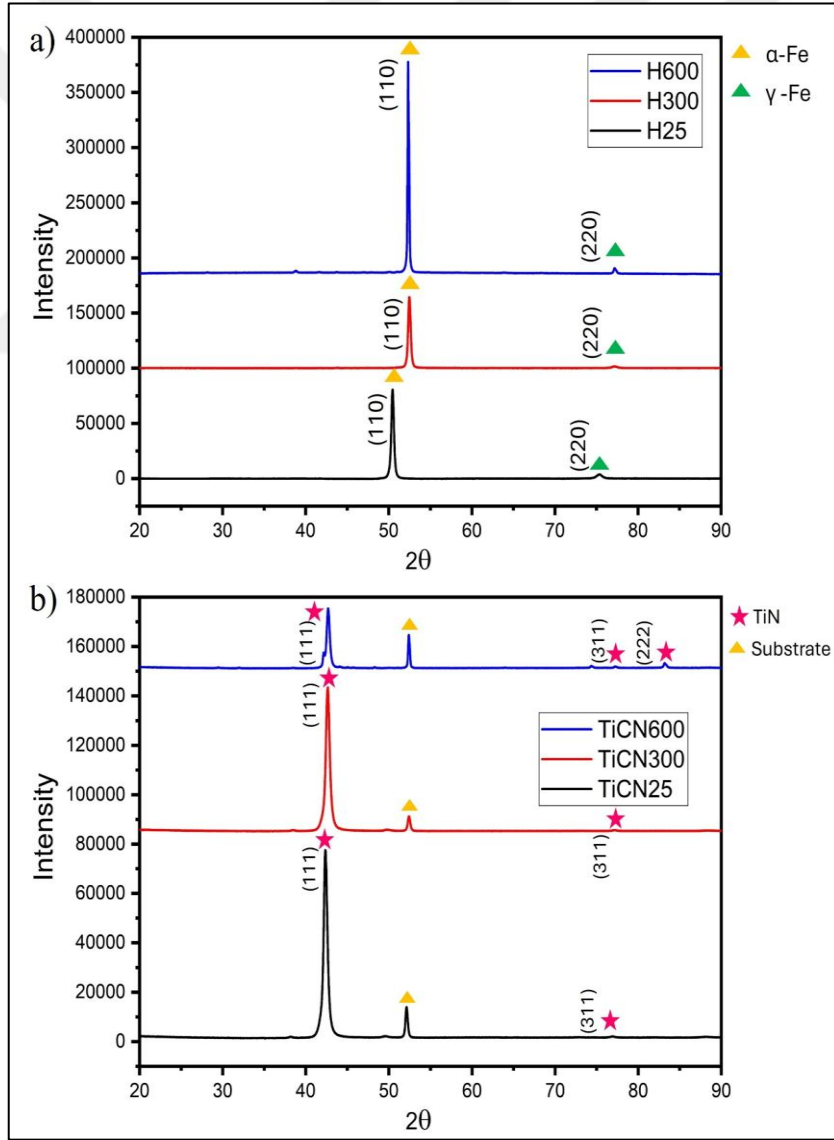
Kaplamalara ait 600°C sıcaklıkta yapılan iz paternleri incelediğinde ise bütün kaplamalar için iz etrafındaki çatlak miktarının arttığı veya kaplamanın altlık malzemeden tamamen ayrıldığı görülmektedir. AlCrN, AlTiN, TiSiN ve AlTiSiN kaplamaları HF4-HF5 karakteristiğini göstermekte iken, TiN ve TiCN kaplamalarında oluşan ayrılma ve pullanmalar HF6 karakteristiği sergilemektedir. Bu nedenle TiN ve TiCN kaplamalarının 600°C'deki adhezyon davranışı kabul edilebilir sınıfta yer almamaktadır.

Artan sıcaklıkla birlikte kaplama ve altlık malzeme arasındaki yüksek delaminasyon derecesi, altlık malzemenin yumuşamasıyla ilişkilidir. Altlık malzemenin yumuşaması, uygulanan temas yükü altında daha fazla deformasyona yol açmış ve kaplama ile altlık arasındaki diferansiyel gerilmelerin büyümesine neden olmuştur. Liang ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmada çelik ve inconel altlığa 500°C ve 800°C'de ısıtıl işlem uyguladıktan sonra AlCrSiN ve AlTiSiN kaplamalarının mekanik özellikleri incelemişlerdir. Adhezyon test sonuçlarında 800°C'de her iki altlık malzeme üzerine yapılan kaplamaların düşük bir adhezyona sahip olduklarını ve kaplamadaki degradasyonun yanı sıra altlık yumuşaması ile ilişkili olduğunu belirtmişlerdir (Liang vd., 2022). Ayrıca yüksek sıcaklıkta oluşan oksit yapıları büyüyerek genişlemektedir. Bu genişleme kaplama-altlık arayüzünde içsel gerilmeler oluşturur ve kaplamanın delaminasyonu sonuçlanabilir. Omar ve arkadaşları SUS304 paslanmaz çeliği üzerine yapmış oldukları çalışmada 700°C'ye kadar krom oksit (Cr_2O_3) tabaka kalınlığının oluşumunu ve etkileri inceleyerek, oksit tabakasının türünün ve kalınlığının adhezyon açısından belirleyici olduğunu ifade etmişlerdir (Omar vd., 2023). 600°C'de yapılan testlerde en başarılı sonuç CrN, CrCN ve AlTiCrN kaplamalarında elde edilmiştir. CrN kaplamasında yüzeyde artan oksijen miktarına rağmen kaplama adhezyonun HF1 seviyesinde olduğu görülmektedir. AlTiCrN kaplaması da yüksek sıcaklık uygulamaları için başarılı bir adhezyon seviyesine sahiptir. Chang ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmada AlTiCrN kaplamasının 1100°C'ye kadar yüksek sıcaklık oksidasyonuna karşı gösterdiği belirtilmiştir (Chang vd., 2020). CrCN kaplamasının başarılı adhezyonu ise karbon içeriği ilişkilendirebilir. CrN fazına eklenen karbon, hibritleşme içerir. Sp2 fazının dahil edilmesi, kendi kendine yağlama etkisi kullanarak sürtünme katsayısını azaltabilirken, sp3 fazı, sertliklerini artırmaktan sorumludur. Sp2 fazındaki Van der Waals bağları, grafit katmanlarının kayma kuvvetleri etkisi altında kolayca kaymasını sağlayarak kaplama adhezyonunu iyileştirmektedir. Lukaszewicz ve arkadaşları karbon ilavesinin bu etkisini referans alarak yapmış oldukları çalışmada, AlCrN kaplamanın üzerine CrCN katmanının

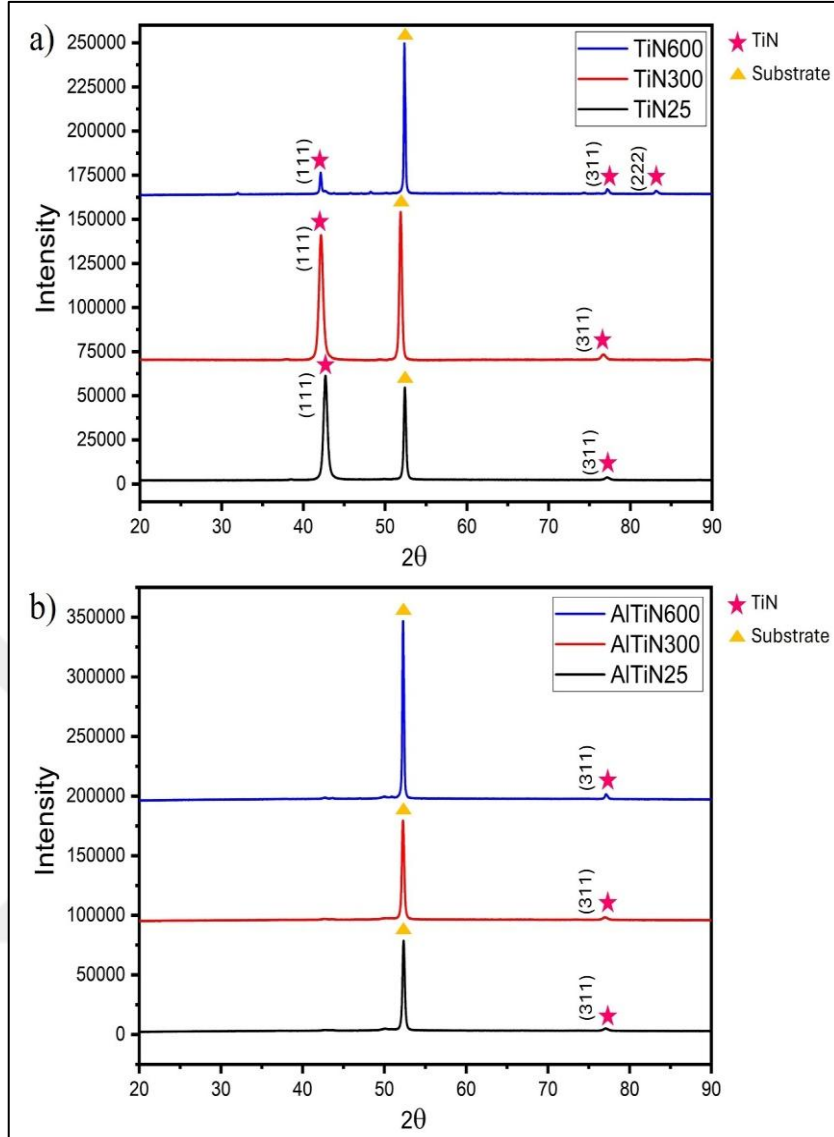
ekleyerek artık gerilmeyi azaltarak adhezyonun arttığını belirtmişlerdir (Lukaszewicz vd., 2020).

3.4. XRD Faz Analizi Sonuçları

Şekil 55 ve Şekil 56, H13, TiCN, TiN ve AlTiN kaplamalara ait 25°C, 300°C ve 600°C sıcaklıklarındaki XRD spektrumlarını göstermektedir. H13 altlık malzemesine ait XRD sonuçlarında 50.35°'de (110) yönlenmesinde ve 75.50°'de (220) yönlenmesinde pikleri gözlemlenmektedir. Sıcaklık artması ile altlık malzemeye ait pik zirvelerinin daha yüksek bir açığa kaydığı görülmektedir.

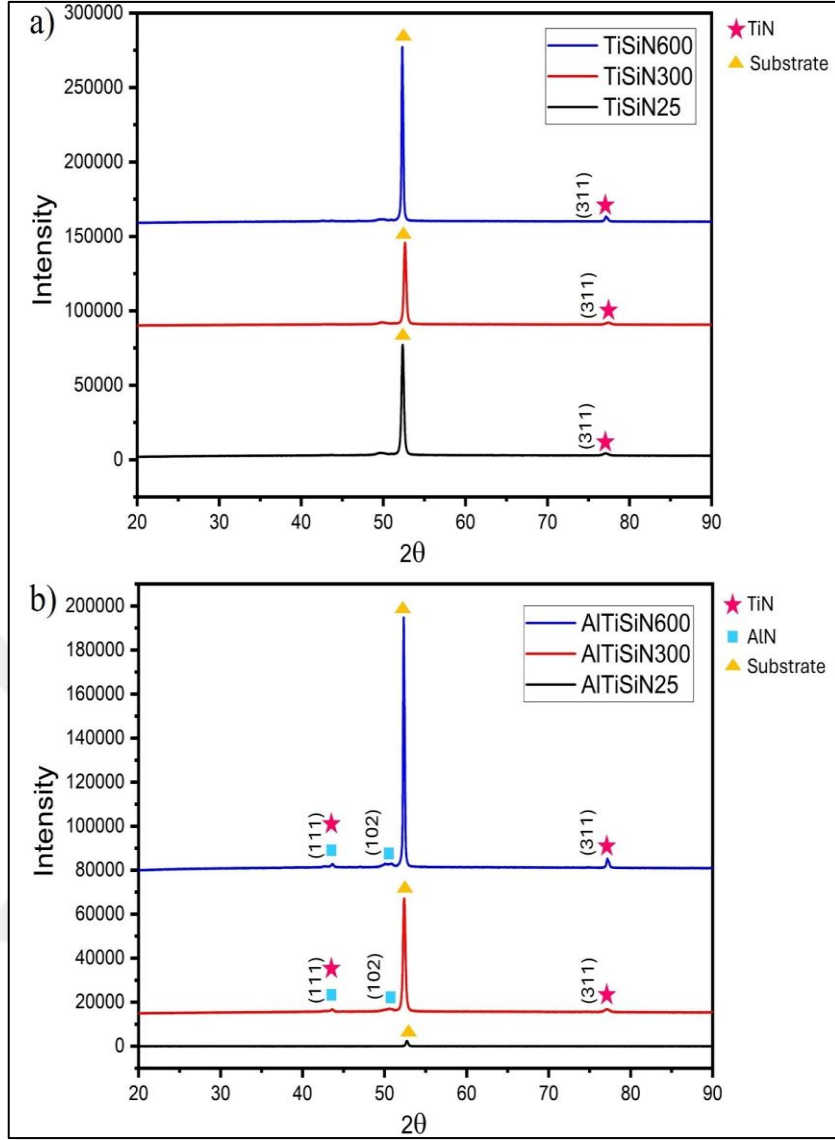


Şekil 55. (a) H13, (b) TiCN kaplamanın XRD faz analiz sonuçları



Şekil 56. (a) TiN, (b) AlTiN kaplamaların XRD faz analiz sonuçları

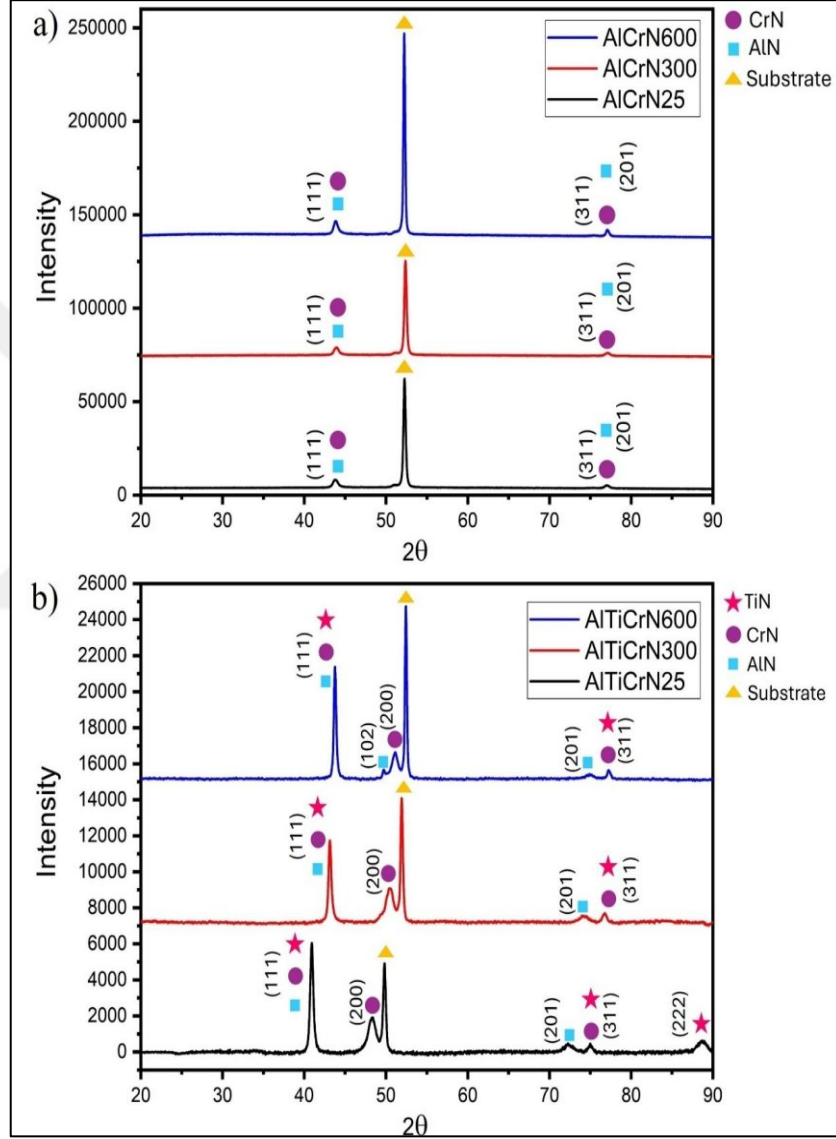
Kaplamalara ait XRD spektrumlarında ise altlık malzeme pikinin yanı sıra kaplama yapısını oluşturan ikili faz yapılarına ait farklı yönelimlerdeki pikler tespit edilmiştir. TiN kaplaması için elde edilen pikler sırasıyla 42.06° 'da (111), 77.19° 'da (311) ve 83.16° 'da (222) yönelmesindedir (Nikolova vd., 2020). AlN yapısı için ise elde edilen pikler sırasıyla 43.06° 'da (111) ve 74.82° 'de (201) yönelmesindedir (Elmkhah vd., 2020), (Wang vd., 2010).



Şekil 57. (a) TiSiN, (b) AlTiSiN kaplamaların XRD faz analiz sonuçları

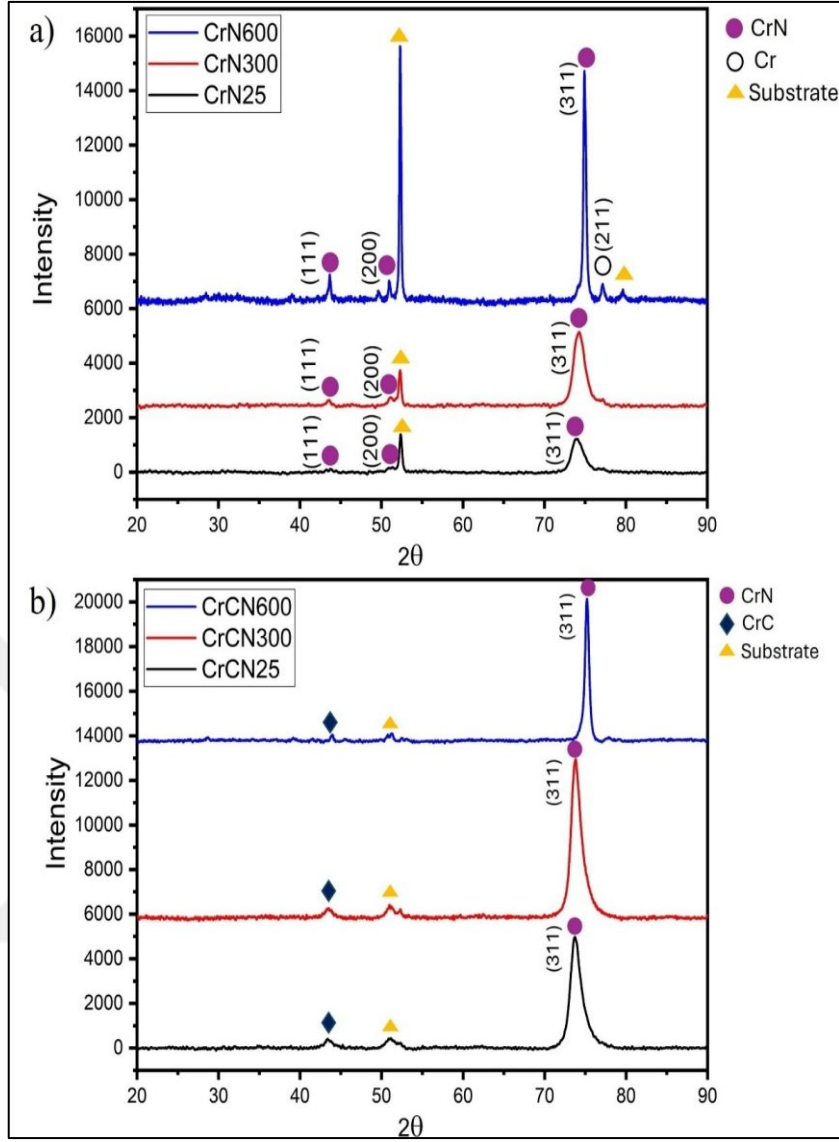
Şekil 57 ve Şekil 58, TiSiN, AlTiSiN, AlTiCrN ve AlTiCrN kaplamalarına ait 25°C, 300°C ve 600°C sıcaklıklardaki XRD spektrumlarını göstermektedir. AlCrN üçlü kaplamasında AlN pikleri yine sırasıyla 43.06°'da (111) ve 74.82°'de (201) yönlenmesinde görülmüştür. CrN kaplaması için elde edilen pikler ise 43.06°'da (111), 50.09°'da (200) ve 74.82°'de (311) yönlenmesindedir (Gilewicz vd., 2019) (Chawla vd., 2009). AlTiCrN dörtlü kaplamasında CrN, AlN ve TiN fazlarının belirtilen derecelerdeki pikleri elde edilirken AlTiSiN dörtlü kaplamasında AlN ve TiN pikleri tespit edilmiştir. AlTiN, TiSiN ve TiCN kaplamasında ise altlık malzeme pikinin yanı sıra sadece TiN fazına ait belirtilen açılardaki yönlenmelerde pikler görülmektedir. Bu durum kaplama kalınlığı ile ilişkilendirilmektedir. Daha kalın kaplamalar, genellikle daha iyi kristalinlik ve daha az pik genişlemesi ile

karakterize edilir, bu da daha keskin ve belirgin piklerin oluşmasına yol açmaktadır. Buna karşın, ince kaplamalar, küçük kristalin boyutları, potansiyel amorflaşma ve artmış yüzey pürüzlülüğü nedeniyle daha zayıf ve geniş pikler göstermektedir (Witte, 2023). AlTiCrN ve CrCN kaplamalarında ise daha yüksek kaplama kalınlığına bağlı olarak kaplamalara ait pikler daha yüksek şiddet ile görülmektedir.



Şekil 58. (a) AlCrN, (b) AlTiCrN kaplamaların XRD faz analiz sonuçları

Şekil 59’da CrN ve CrCN kaplamalara XRD spektrumları verilmiştir. CrCN kaplamasında CrN fazının yanı sıra CrC fazına ait pik elde edilmiştir. Kaplama türlerinde ortak bir davranış olarak sıcaklığın artmasına rağmen aynı kaplama için farklı sıcaklıklarda benzer XRD spektrumlarına sahip olduğu gözlemlenmiştir (Zhang vd., 2020).



Şekil 59. (a) CrN, (b) CrCN kaplamaların XRD faz analiz sonuçları

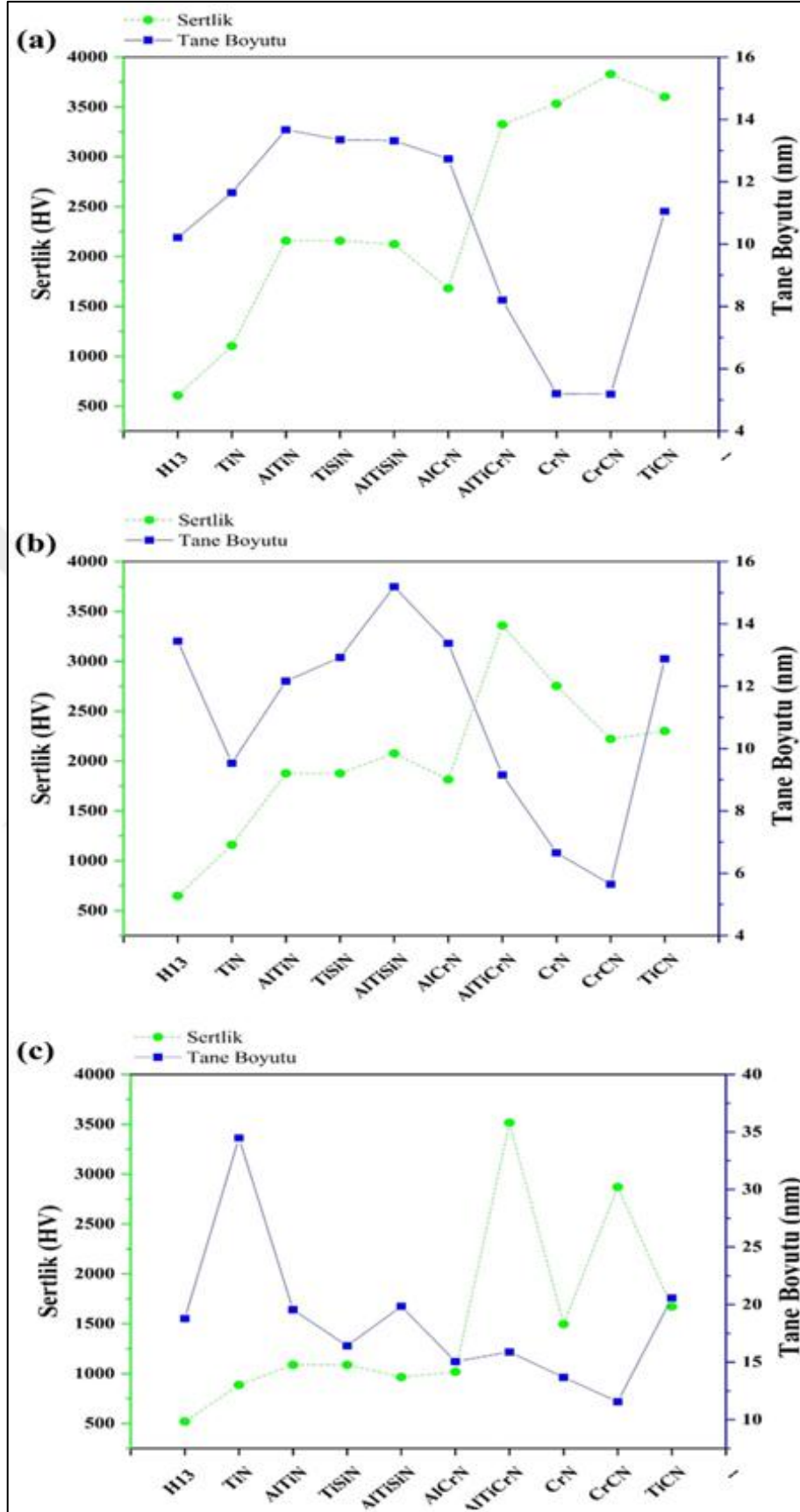
3.5. Tane Boyutu ve Yüzey Pürüzlülüğü Ölçümleri

Tablo 23'te kaplamalara ait tane boyutları verilmiştir. Kaplamaların tane boyutu, XRD paternlerinde yer alan kaplamaya ait pikler referans alınarak, Denklem (4)'te yer alan Scherer denklemi ile hesaplanmıştır. Bu denkleme göre pikin genişliği, tane boyutunun küçük olması durumunda daha büyüktür, yani daha küçük kristal taneler daha geniş difraksiyon pikine sahip olur. Farklı sıcaklıklar için hesaplanan tane boyutu ortalama değerleri dikkate alındığında CrN, AlTiCrN ve CrCN kaplamalarının daha düşük tane boyutuna sahip olduğu görülmektedir.

Tablo 23. Kaplamaların tane boyutu sonuçları

Numune Kodu	Tane Boyutu (nm)	Numune Kodu	Tane Boyutu (nm)
H25	10.21	AlCrN25	12.73
H300	13.44	AlCrN300	13.37
H600	18.78	AlCrN600	15.05
TiN25	11.65	AlTiCrN25	8.20
TiN300	9.53	AlTiCrN300	9.15
TiN600	34.47	AlTiCrN600	15.88
AlTiN25	13.67	CrN25	5.20
AlTiN300	12.16	CrN300	6.66
AlTiN600	19.56	CrN600	13.67
TiSiN25	13.35	CrCN25	5.18
TiSiN300	12.93	CrCN300	5.65
TiSiN600	16.42	CrCN600	11.56
AlTiSiN25	13.32	TiCN25	11.05
AlTiSiN300	15.19	TiCN300	12.86
AlTiSiN600	19.85	TiCN600	20.58

Hall-Petch denklemi, özellikle metal ve alaşımlar gibi kristal yapıya sahip malzemelerde sertlik ve tane boyutu ilişkisini açıklayan bir bağıntıdır. Daha küçük tane boyutlarına sahip bir malzeme, daha büyük taneli aynı malzemeye kıyasla genellikle daha yüksek sertlik ve dayanıklılığa sahiptir. Bunun nedeni, küçük tanelerin daha fazla tane sınırına sahip olmasıdır; bu sınırlar, dislokasyonların (deformasyon sırasında malzemenin içinde hareket eden kristal hataları) hareketini engelleyerek malzemenin deformasyona karşı direncini artırır. Şekil 60'ta farklı sıcaklıklarda kaplama tane boyutu ile sertlik arasındaki ilişkiyi göstermektedir. Hall-Petch bağıntısı ile uyumlu olarak kaplamanın tane boyutu düştükçe daha yüksek bir sertliğe sahip olduğu bulunmuştur (Sampath Kumar vd., 2014).



Şekil 60. (a) 25°C, (b) 300°C ve (c) 600°C sıcaklıktaki tane boyutu ve sertlik ilişkisi

Sertlik değerleri ile karşılaştırıldığında düşük tane yapısına sahip AlTiCrN ve CrCN kaplamaları daha yüksek bir sertlik değerine sahiptir. CrN kaplaması için 25°C ve 300°C sıcaklıkta kaplamanın diğer kaplamalara rağmen yüksek bir sertliğe sahip olmasına rağmen ise 600°C’de büyük ölçüde bir düşüş görölmektedir. Bu durum yüksek sıcaklıklarda, Hall-Petch etkisi tersine dönmesi ve altlık malzemesinin yumuşaması ile açıklanabilir. Yüksek sıcaklıklarda baskın olan mekanizmalar (örneğin, tane sınırı kayması, dislokasyon tırmanışı ve yeniden kristalleşme) daha küçük tanelerin güçlendirme etkisini zayıflatabilir, bu da ters Hall-Petch etkisine yol açmaktadır. Lawal ve arkadaşları Al esaslı PVD kaplamalarda bu etkiyi belirtmişlerdir (Lawal vd., 2017).

AlTiCrN ve CrCN kaplamalarının 600°C’de sahip oldukları göreceli yüksek sertlik değerleri ise yüksek sıcaklıklarda Cr₂N ve N₂’nin CrN’ye dönüşümü ile açıklanabilir. Bu dönüşüm, daha yüksek sıcaklıklarda CrN fazını oluşturmak için molekül ve atomlara daha fazla kinetik enerji sağlayarak, gereken aktivasyon enerjisini düşürür ve azotla (N₂) daha kolay reaksiyona girmelerini sağlar. AlTiCrN kaplaması için AlN dönüşümü CrN dönüşümüne kıyasla daha düşük bir hızda gerçekleşir; bu, alüminyum (1.88 Å) ve krom (1.66 Å) arasındaki atomik çap farkının kaynaklanmaktadır. Ling ve arkadaşları çalışmalarında AlN için alüminyumun daha yüksek bir atom çağına sahip olması atomların hareketliliğini azaltır ve N₂ ile reaksiyona girme hızını düşürür (Ling vd., 2022).

Tablo 24, kaplamalı numunelerin farklı test sıcaklıklarındaki yüzey pürüzlülüğü değerlerini göstermektedir. Kaplamaların yüzey pürüzlülüğü değerleri optik profilometre ile tespit edilmiştir. Kaplamaların yüzey pürüzlülüğü değerlerinin sıcaklık artışı ile arttığı görölmektedir. Ayrıca kaplanmış numuneler için yüzey pürüzlülük değeri altlık malzemeye kıyasla daha yüksektir (Decrozant-Triquenaux vd., 2021). Bu durum kaplama prosesi sırasında yüzeyde oluşan droplet parçacıklarıyla ilişkilidir ve PVD kaplamalar için tipik bir davranış olduğu söylenebilir. Droplet oluşumu, vakum arkındaki katot noktasında gerçekleşen termofiziksel süreçlerle belirlenmektedir. Çoğu durumda, mikro damlacıklar, Ark-PVD teknolojisi ile yapılan kaplamaların kalitesini önemli ölçüde etkiler ve mikro damlacıklar kaplamanın hacmindeki iç gerilmelerin yoğunlaştırır ve yapısal bütünlüğünü bozar. Başlık 3.6’da verilen yüzey optik mikroskop görüntüleri ve başlık 3.7’de verilen yüzey SEM görüntüleri kaplamalı numunelerdeki droplet varlığını ortaya koymaktadır. Tespit edilen dropletler çoğunlukla küresel ve damla şeklinde mikro damlacıklardır (Vereschaka vd., 2022).

Tablo 24. Yüzey pürüzlülüğü değerleri

Numune Kodu	Sa (nm)	Numune Kodu	Sa (nm)
H25	70	AlCrN25	128.9
H300	154	AlCrN300	145.3
H600	163	AlCrN600	152.4
TiN25	59.9	AlTiCrN25	145.5
TiN300	65.1	AlTiCrN300	152
TiN600	85	AlTiCrN600	260.6
AlTiN25	55.4	CrN25	115
AlTiN300	57.1	CrN300	144.4
AlTiN600	117.8	CrN600	184
TiSiN25	57	CrCN25	92.5
TiSiN300	57.7	CrCN300	95
TiSiN600	105.7	CrCN600	181
AlTiSiN25	105.9	TiCN25	157
AlTiSiN300	99.7	TiCN300	167.1
AlTiSiN600	120	TiCN600	215.5

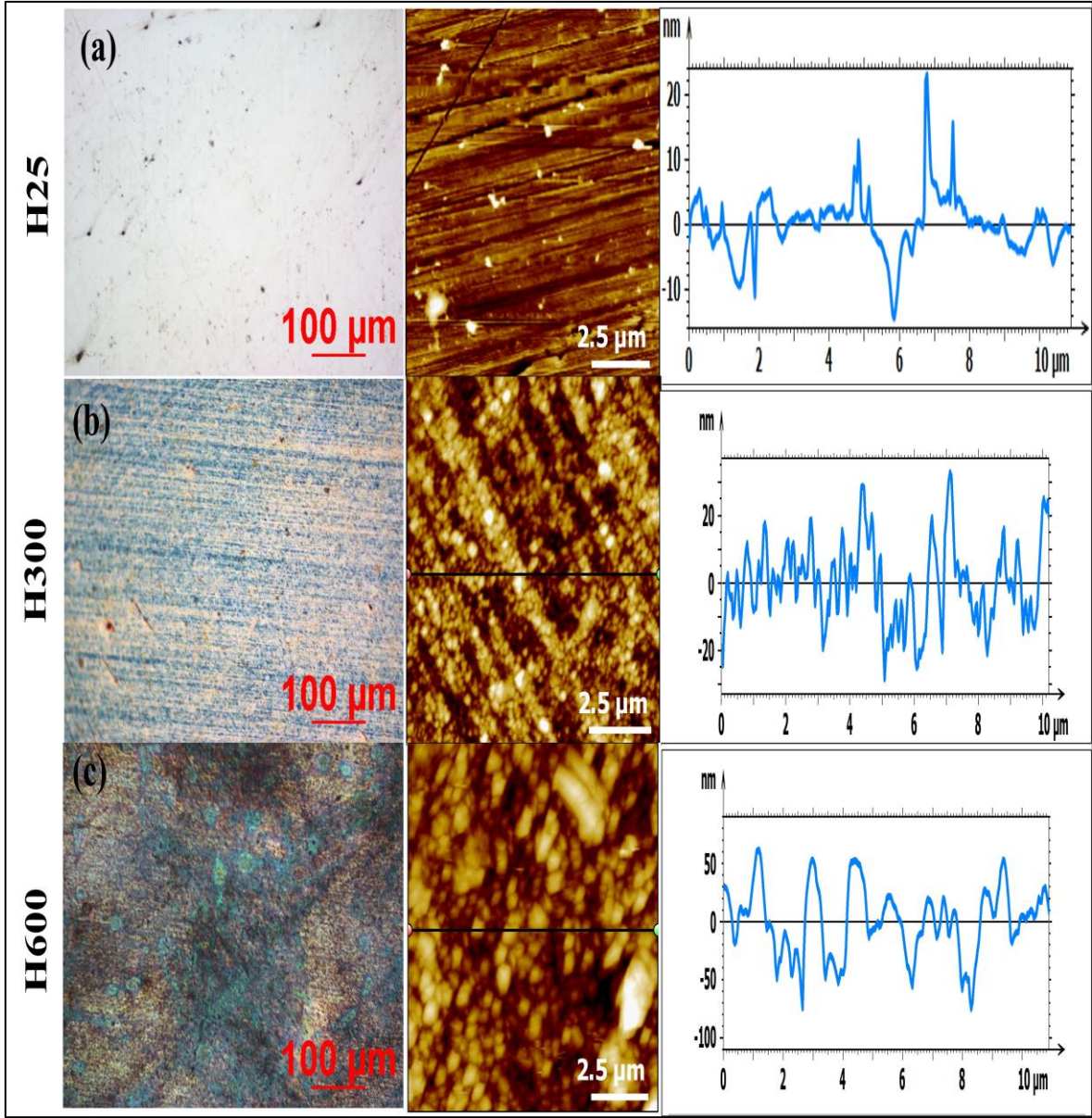
Artan sıcaklık ile yüzey pürüzlülüğünün artması yüzeyde oluşan oksit tabakasından kaynaklanmaktadır. Bu nedenle oksit tabakasının oluşum şekli ve yoğunluğu yüzey pürüzlülüğünü önemli ölçüde belirlemektedir. Aniolek çalışmasında 700°C sıcaklıkta

tavlanan titanyum yüzeylerin tavlanmamış yüzeylere göre beş kat daha yüksek pürüzlülük değerine sahip olduğunu ortaya koymuştur (Aniolek, 2017). Oksit tabakası düzgün, yoğun ve koruyucu bir yapı oluşturduğunda yüzey pürüzlülüğü azalabilir. Ancak, poroz veya düzensiz oksit tabakaları yüzeyde çıkıntılar veya boşluklar oluşturabilir ve pürüzlülüğü artırabilir. Oksit oluşumu, ortamın oksijen yoğunluğu, depozisyon sıcaklığı ve süre gibi faktörlere bağlı olarak değişkenlik gösterebilir (Ahmed vd., 2022). Oksitlerin düzgün bir şekilde oluşması, kaplamanın dayanıklılığını ve performansını artırabilirken, düzensiz veya kalın oksit tabakaları, kaplama ve alt tabaka arasında zayıf bir yapışma sağlayarak aşınma direncini azaltabilir. Pereira ve arkadaşlarının TiSiN/AlCrN kaplamanın 500°C ve 800°C’de inceledikleri mekanik özelliklerde oksit tabakası yüzey pürüzlülüğü ile ilişkisi benzer şekilde ifade edilmiştir (Pereira vd., 2023). Kaplamalara ait AFM topografya görüntüleri 300°C ve 600°C’de kaplama yüzeyinde oluşan gözenekli bir oksit tabakası oluşumuna işaret etmektedir. Ancak oksit oluşumu her ne kadar yüzey pürüzlülüğünü arttırsa da yağlayıcı etkisi daha baskın bir mekanizmadır. Sürtünme katsayısı ve aşınma oranı sonuçları 25°C’de yapılan testlere kıyasla 600°C’de yapılan testlerde daha başarılı sonucu veren kaplama türleri için oksit tabakasının yüksek pürüzlülüğe neden olmasına rağmen aşınma direncini arttırdığı belirlenmiştir.

3.6. Atomik Kuvvet Mikroskobu Yüzey Analizi Sonuçları

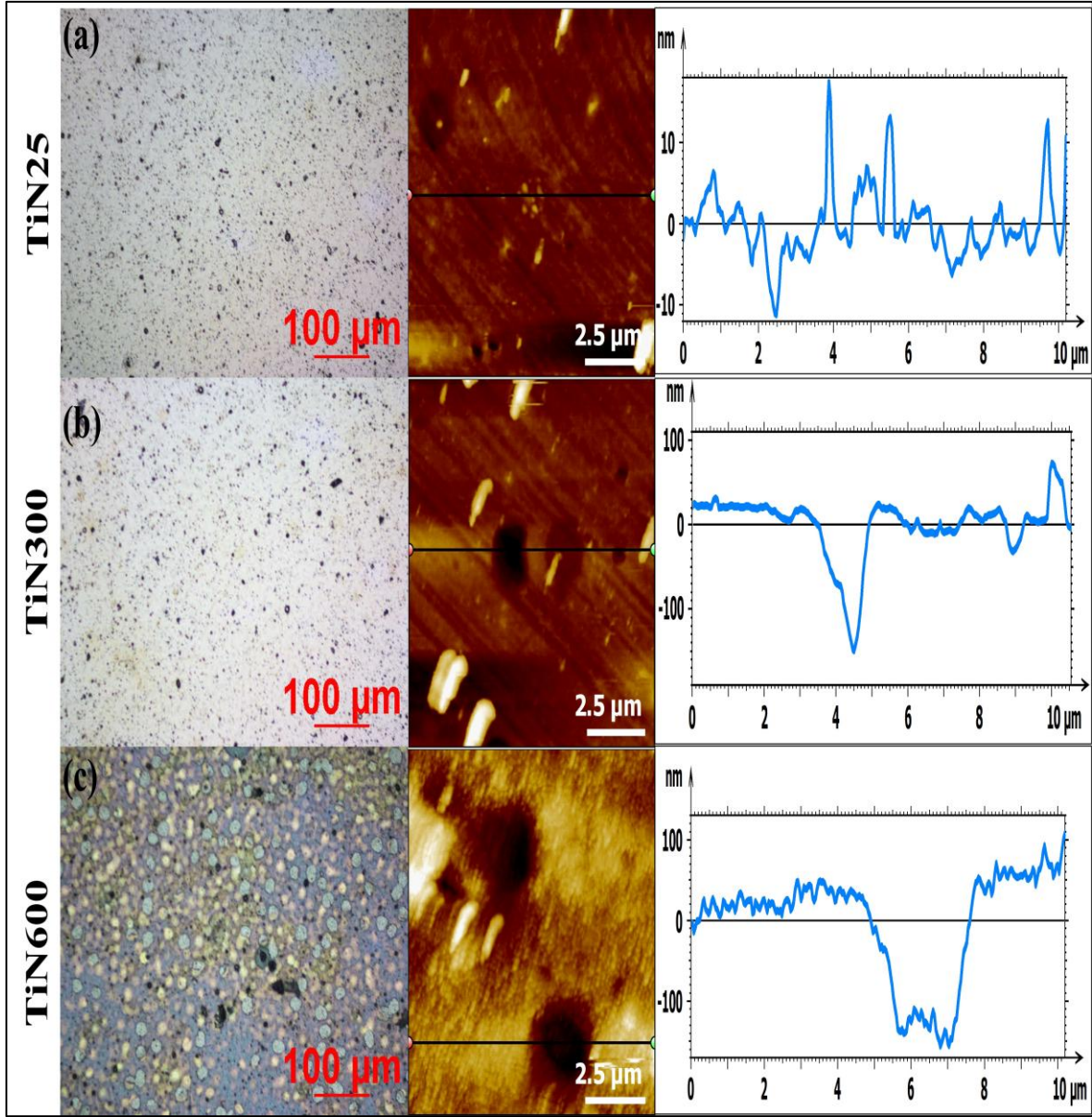
Aşağıdaki şekillerde yüzeylerin oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklık testlerinden sonra optik mikroskop ve atomik kuvvet mikroskobu ölçümleri görülmektedir. AFM üç boyutlu topografya görüntüleri, CONTSCR uç ile temaslı mod kullanılarak elde edilmiştir. Elde edilen üç boyutlu görüntülerden profil alınarak oluşan yapıların boyutları tespit edilmiştir.

Şekil 61’de H13 çeliğinin farklı sıcaklıklardaki ölçümleri görülmektedir. Burada sıcaklık arttıkça optik mikroskop görüntülerindeki renk değişiminden yüzeyin yoğun bir şekilde oksidasyona maruz kaldığı görülebilmektedir. AFM topoğrafya görüntülerinde ise 300°C sıcaklıktan 600°C sıcaklığa çıkıldığında artan ve büyüyen oksit parçacıkları yoğun bir şekilde görülebilmektedir. Bu yapıların oksit olduğu, literatürden yapılmış çalışmalarla kıyaslanarak kesinleştirilmiştir (Singh vd., 2014), (Fouad vd., 2006). Ayrıca, Şekil 71’de SEM-EDS sonuçlarına bakıldığında, 600°C’de yüzeyde artan %14.9 oksijen miktarı görülebilmektedir.



Şekil 61. (a) H25, (b) H300 ve (c) H600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri

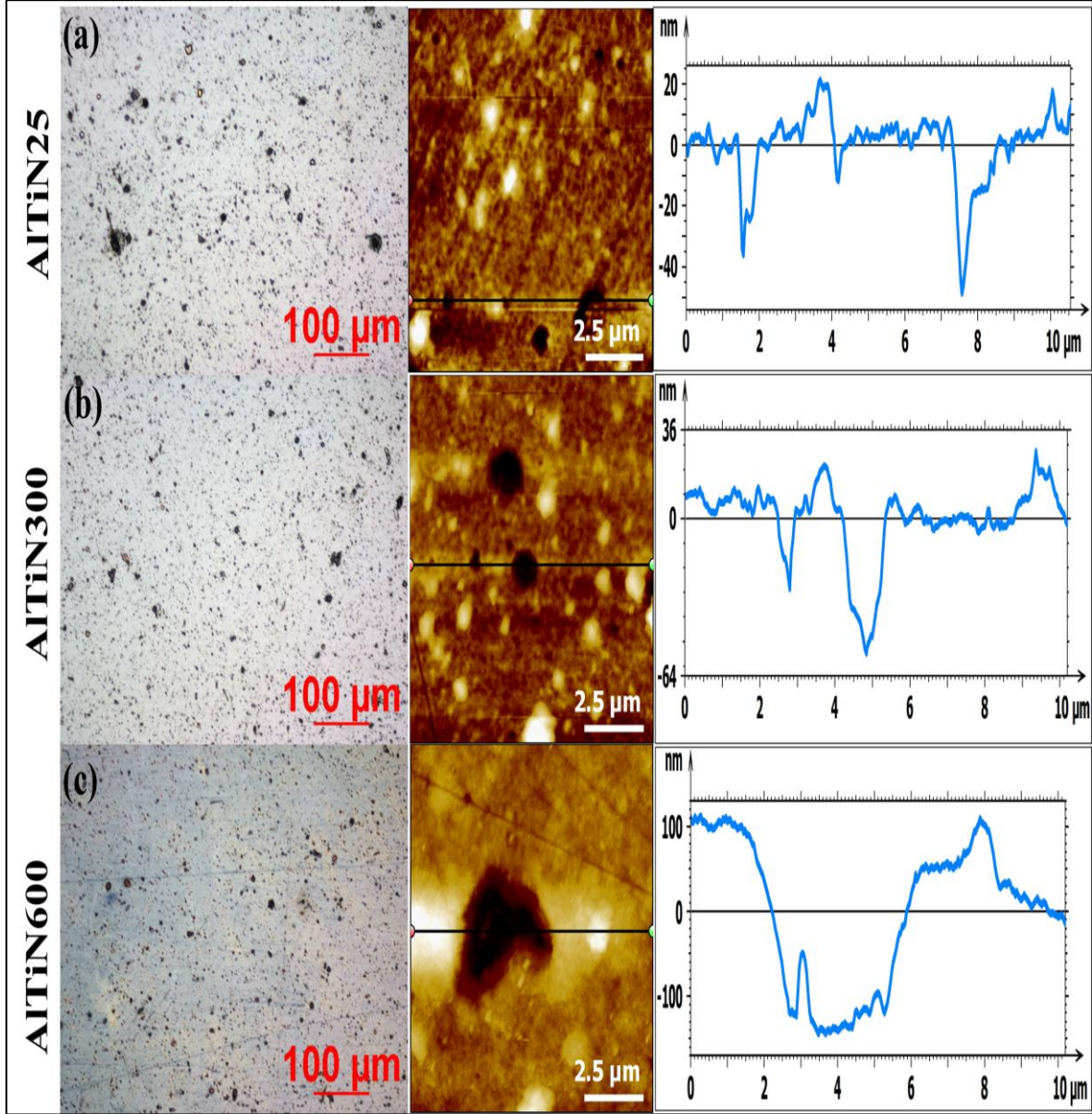
Şekil 62’de TiN kaplamada artan sıcaklıklarda yüzeyde yoğun oksit yapıları bulunmaktadır. Bunun yanında AFM görüntülerinde bulunan siyah yapılar ise profillerden de anlaşılacağı üzere boşlukları göstermektedir. Sıcaklık arttıkça tane sınırı hareketlilikleri ve oksidasyon oluşumuna bağlı olarak boşluklar oluşabilmektedir. Çünkü oluşan oksit fazları, nitrür fazlarına göre farklı yoğunluk ve hacme sahiptir. Bu nedenle yüzeylerinde çukur oluşumu meydana gelmektedir. Bu durum, oksijenin kaplama içerisine difüze olması nedeniyle iç bölgelerde de meydana gelmektedir. Özellikle TiN kaplamalarda, Milosev ve arkadaşlarının çalışmaları yüksek sıcaklıklarda meydana gelen TiO_2 geçirgenlik açısından kötü bir performans sergilediğini ortaya koymuştur (Milošev vd., 1995).



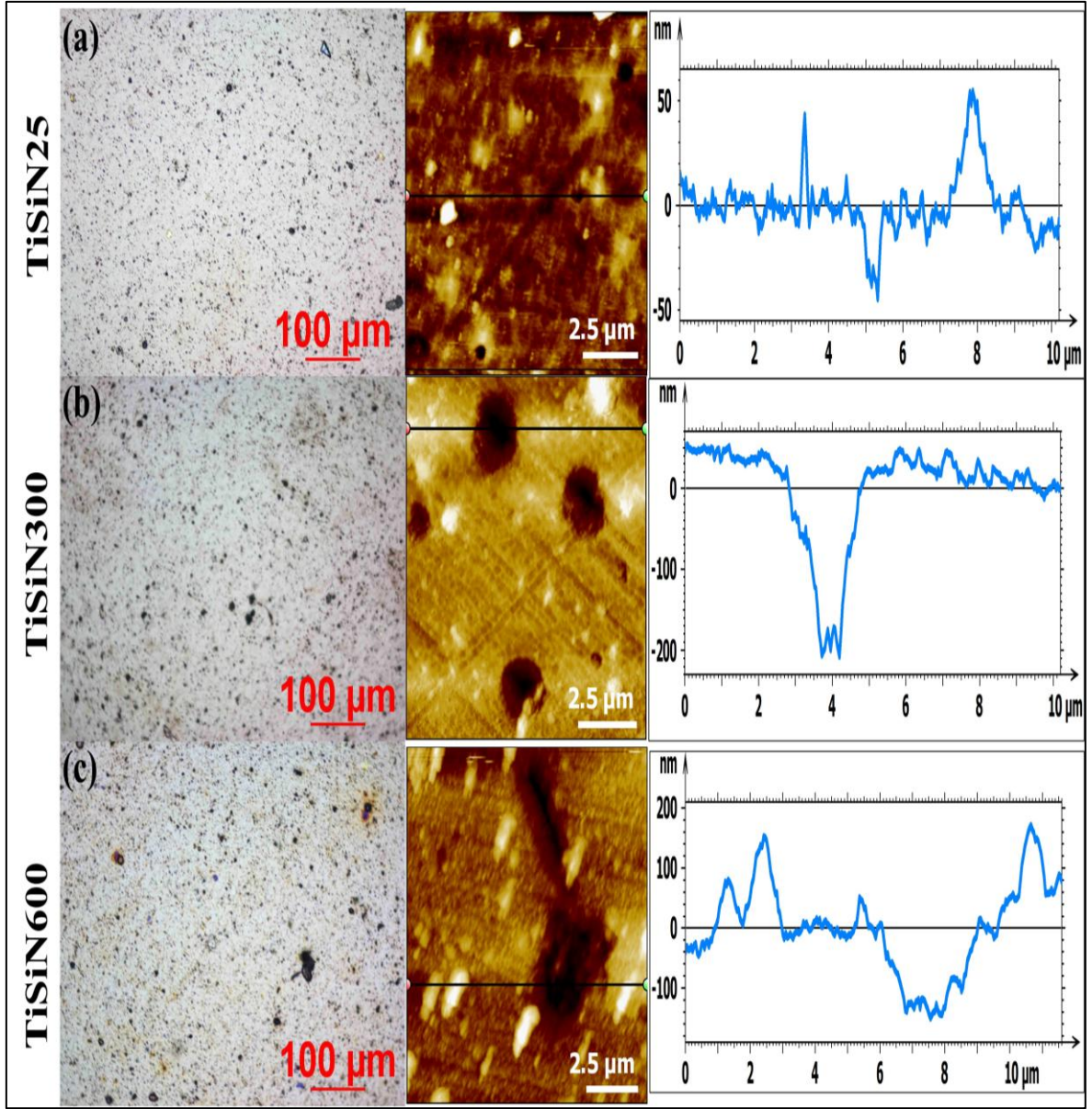
Şekil 62. (a) TiN25, (b) TiN300 ve (c) TiN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri

AlTiN kaplamada her sıcaklıkta yüzeyde boşluklardan kaynaklı çukur yapıları görülmektedir. Fakat sıcaklık arttıkça AFM topoğrafya profillerine bakıldığında bu çukurların genişlik ve derinliklerinin arttığı görülebilmektedir. Bunun yanında, beyaz parlak oksit noktaların da kaplama yüzeyinde yükseltiye neden olduğu görülebilmektedir. Bu çukur ve yükselti, kaplamanın yüzey pürüzlülük değerlerini olumsuz etkilemektedir. Tablo 24’te verilen yüzey pürüzlülük değerlerinde, 300°C sıcaklıkta AlTiN300 kaplamasının 57.06 nm yüzey pürüzlülük değeri varken, AlTiN600 kaplamasının 117.8 nm yüzey pürüzlülük değerine sahip olması, sıcaklık ile topoğrafyada meydana gelen bu değişikliklerin pürüzlülük değerini arttırmasındandır. Terek ve arkadaşları AlTiN/TiN çok katmanlı

kaplamalarında yüzey pürüzlülük değerlerinin artmasının kaplamanın aşınma ve sürtünme karakterini olumsuz etkilediğinin yanı sıra adezyonu da oldukça azalttığını belirtmişlerdir (Terek vd., 2024). Benzer şekilde artan bu pürüzlülük değeri yüksek sıcaklık aşınmasından sonra yapılan adezyon testlerinde AlTiN kaplamanın HF5 seviye adezyona sahip olmasına neden olmuştur.



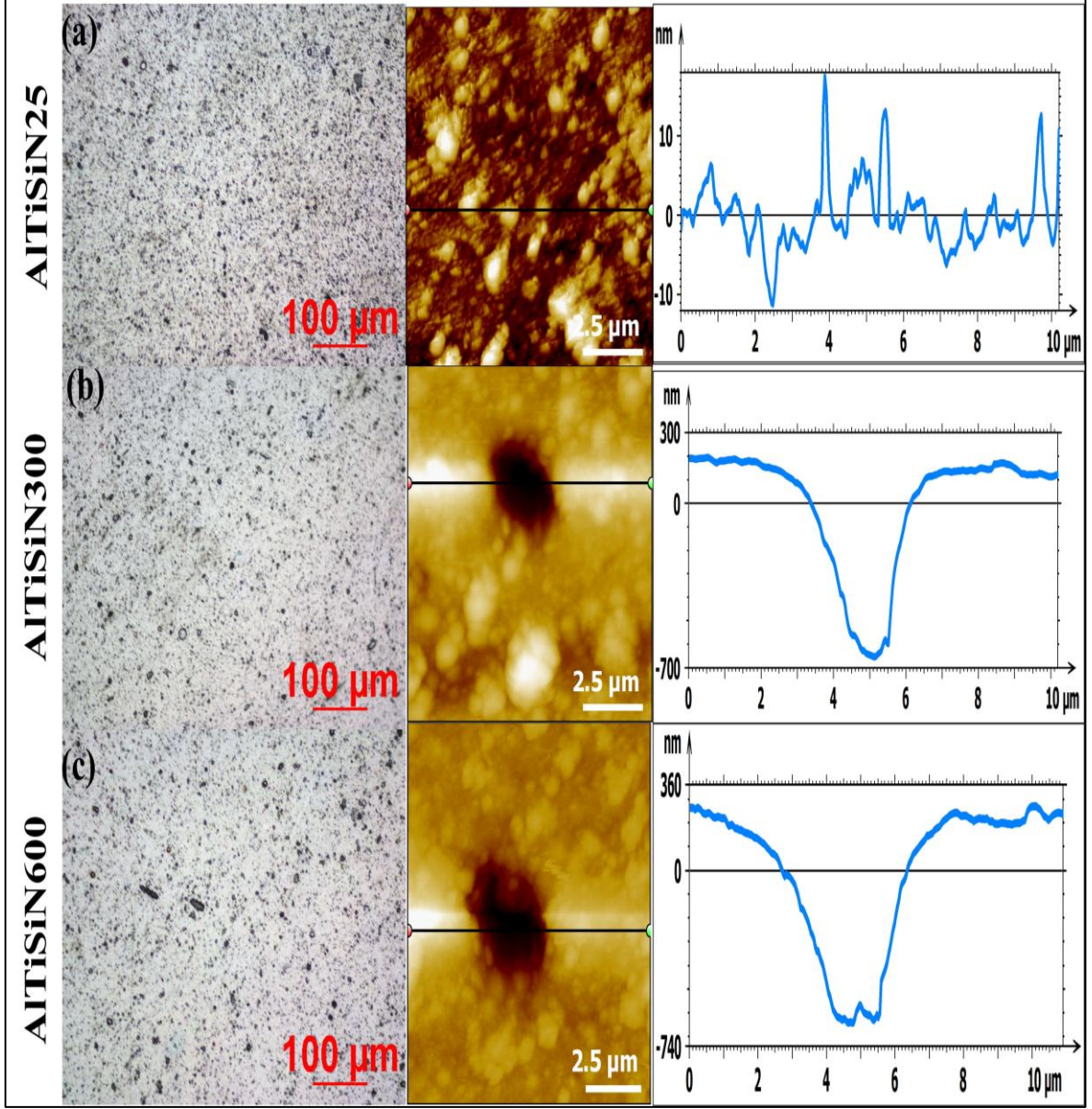
Şekil 63. (a) AlTiN25, (b) AlTiN300 ve (c) AlTiN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri



Şekil 64. (a) TiSiN25, (b) TiSiN300 ve (c) TiSiN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri

Şekil 64’te TiSiN kaplamada, 300°C sıcaklıktan itibaren boşluklarda önemli miktarda artış meydana gelmiştir. Boşlukların derinliği 200 nm kadar derinliğe ulaşabilmektedir. Ayrıca, 600°C sıcaklıktaki AFM topoğrafya görüntüsüne bakıldığında, kaplama yüzeyinde ince çatlakların da olduğu görülebilmektedir. Tillmann ve arkadaşları TiSiN kaplamanın ara katman olarak performansını inceledikleri çalışmalarında elektron mikroskobu ile inceledikleri adezyon testlerinde iz etrafında benzer çatlaklar olduğunu tespit etmişlerdir (Tillmann vd., 2024). Şekil 54’teki yapışma testlerine bakıldığında, TiSiN numunesinin

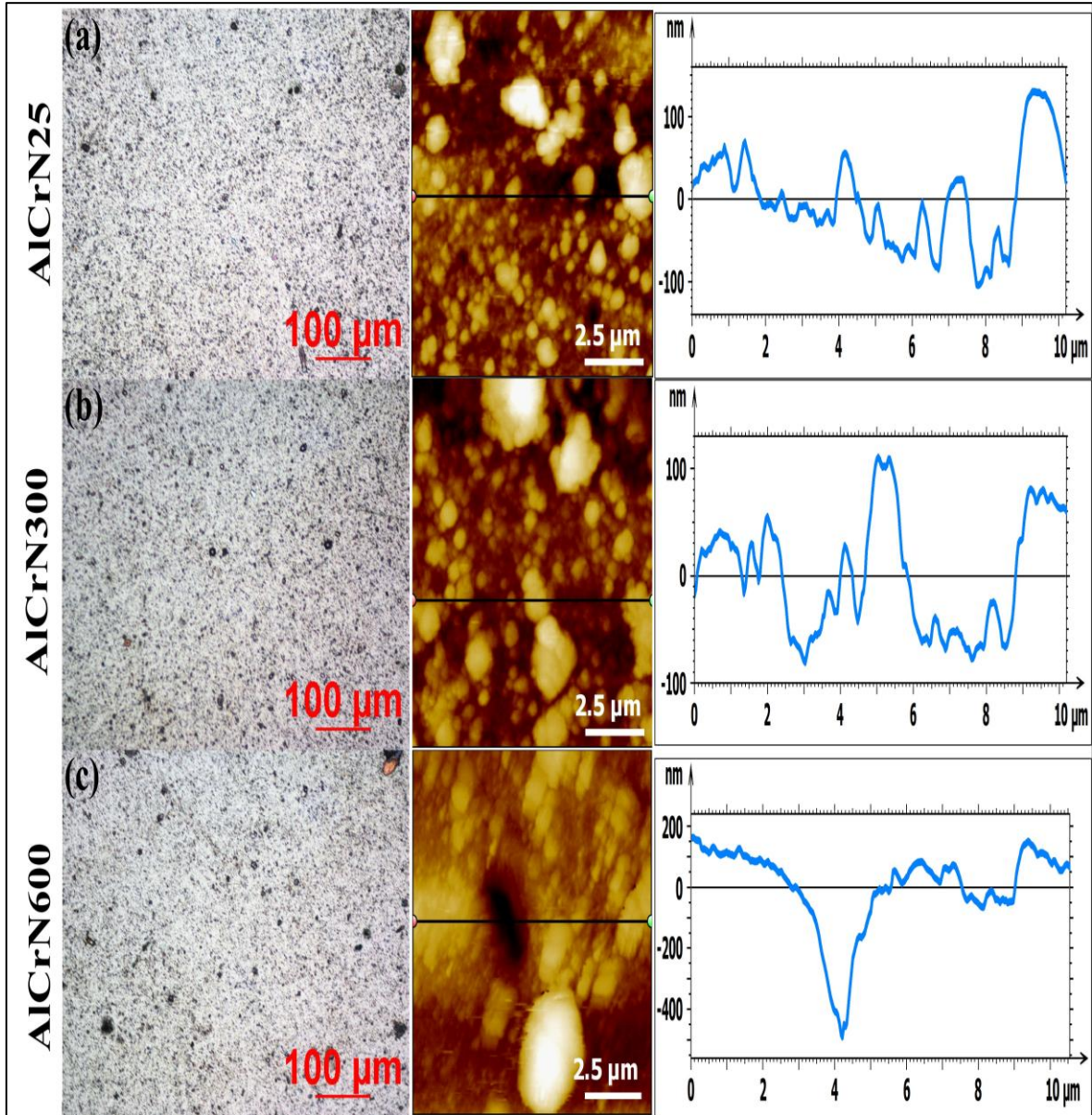
600°C sıcaklıkta iz kenarlarından çatlaklar halinde ayrışması, yük altında bu çatlakların ilerlemesi ile kaplama adezyonunu olumsuz etkilemiş ve adezyon derecesini düşürmüştür.



Şekil 65. (a) AlTiSiN25, (b) AlTiSiN300 ve (c) AlTiSiN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri

Toplam kaplama kalınlığı yaklaşık 1.7 µm olan AlTiSiN kaplamalarında, 300°C ve 600°C sıcaklıklarda yaklaşık 700-750 nm derinliğinde boşluk oluşumu gözlenmiştir. Kaplama kalınlığının neredeyse yarısı kadar olan bu boşluklar, kaplamada önemli derecede süreksizlik oluşumuna neden olmakta ve kaplamanın gerek dayanım gerekse aşınma

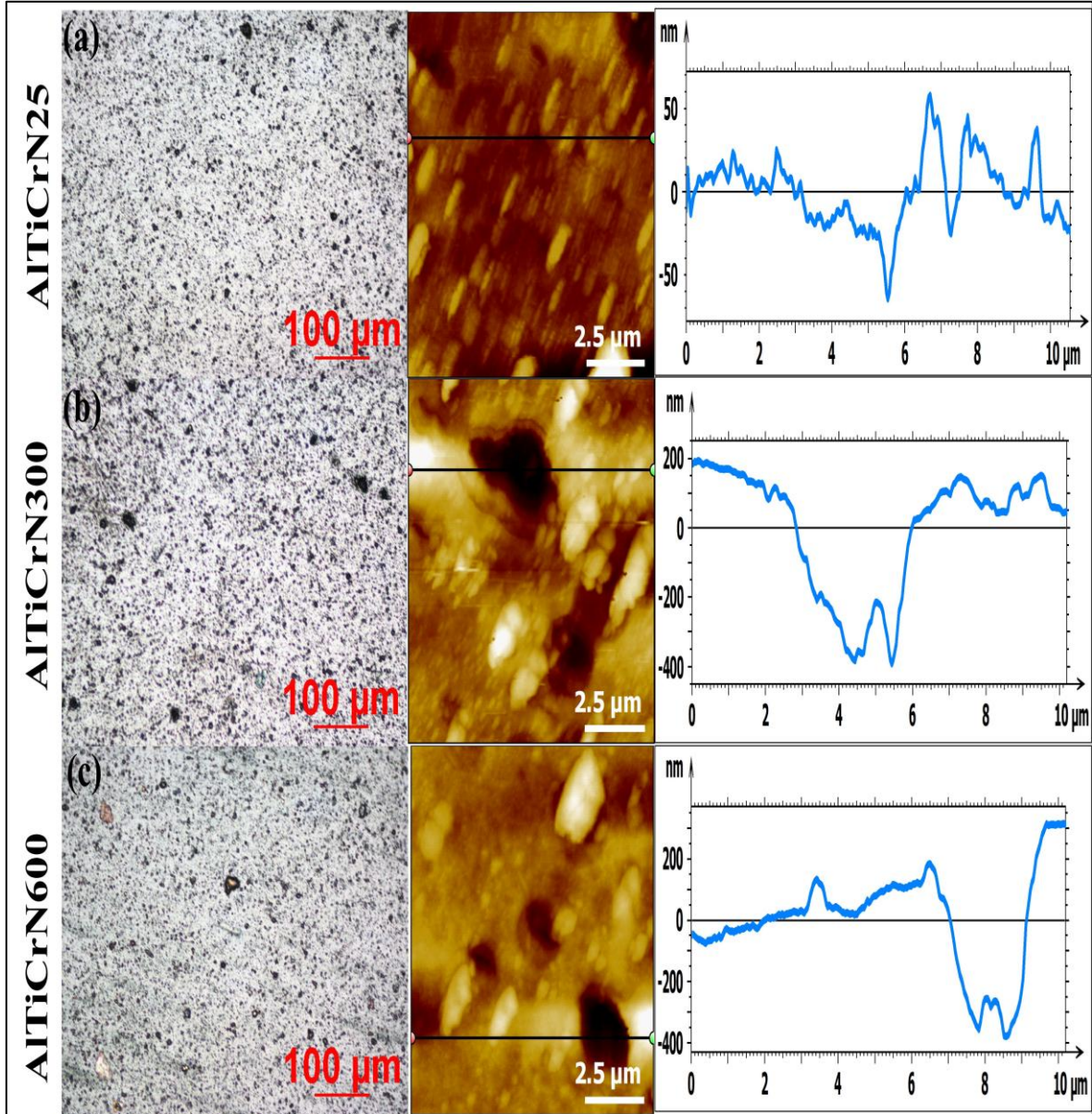
performansına oldukça kötü etki etmektedir. Özellikle kolonsal büyüyen kaplamalarda, tanecikler arasında bulunan boşluklar, yüksek sıcaklıkta boşlukların difüzyonu ile daha da büyüyebilir. Ayrıca, soğuma esnasında bu boşluklar, termal genişleme ve daralma durumunda daha da genişleyerek kaplamanın yapısal bütünlüğünü zarara uğratabilmektedir (Liu vd., 2022).



Şekil 66. (a) AlCrN25, (b) AlCrN300 ve (c) AlCrN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri

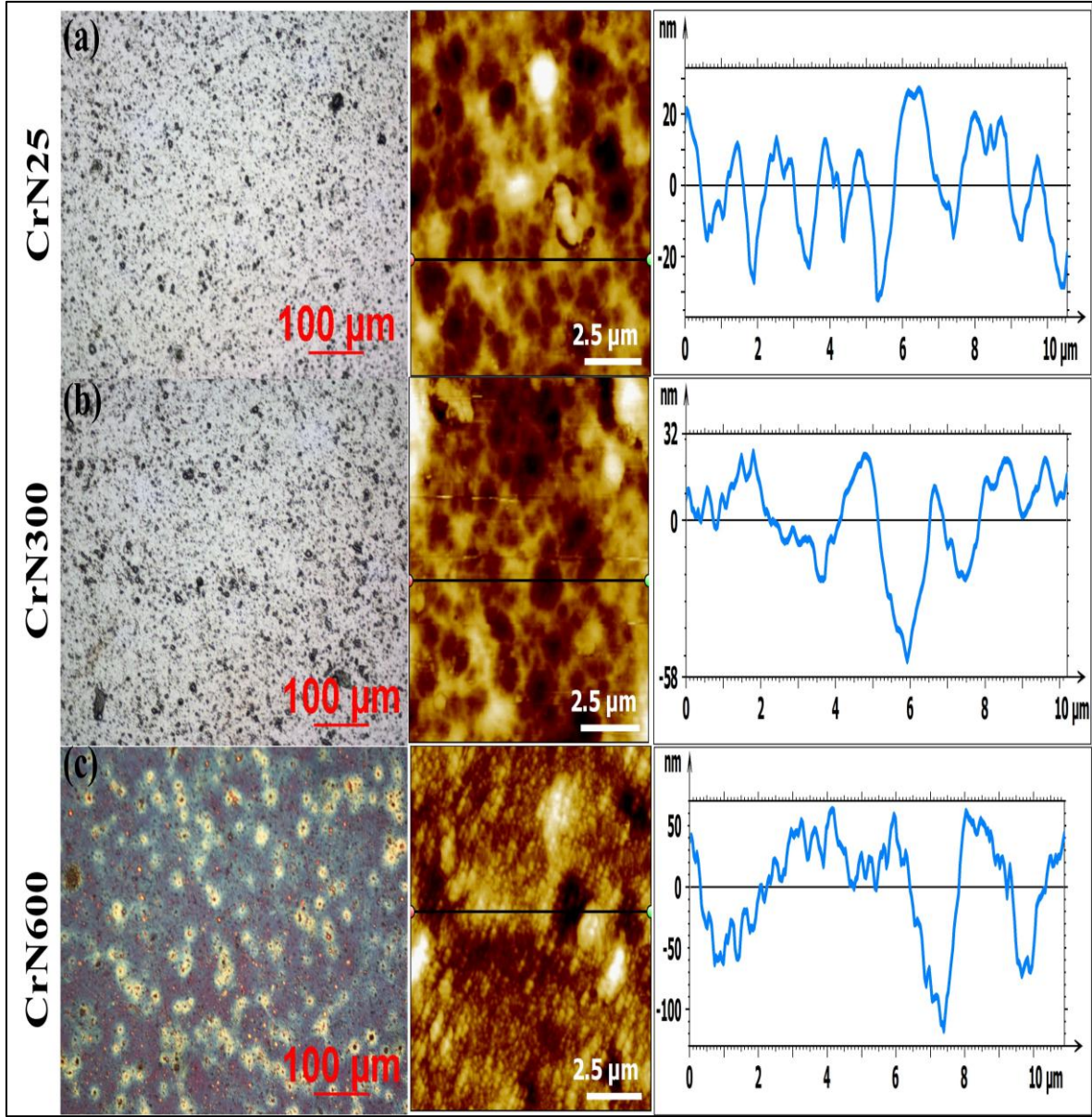
Diğer kaplamalara nazaran yüksek sıcaklıklarda, AlCrN kaplamalarda daha az miktarda boşluk oluşumu gözlemlenmiştir. Fakat yüzeyde droplet oluşumu ve oksit

yapılarına bağlı olarak, yüzey pürüzlülüğü değerleri AlTiCrN kaplamalardan sonra en yüksek değere sahiptir. Artan sıcaklıkla oluşan oksit yapıları nedeniyle yüzey pürüzlülüğü yaklaşık 152 nm ölçülmüştür.



Şekil 67. (a) AlTiCrN25, (b) AlTiCrN300 ve (c) AlTiCrN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri

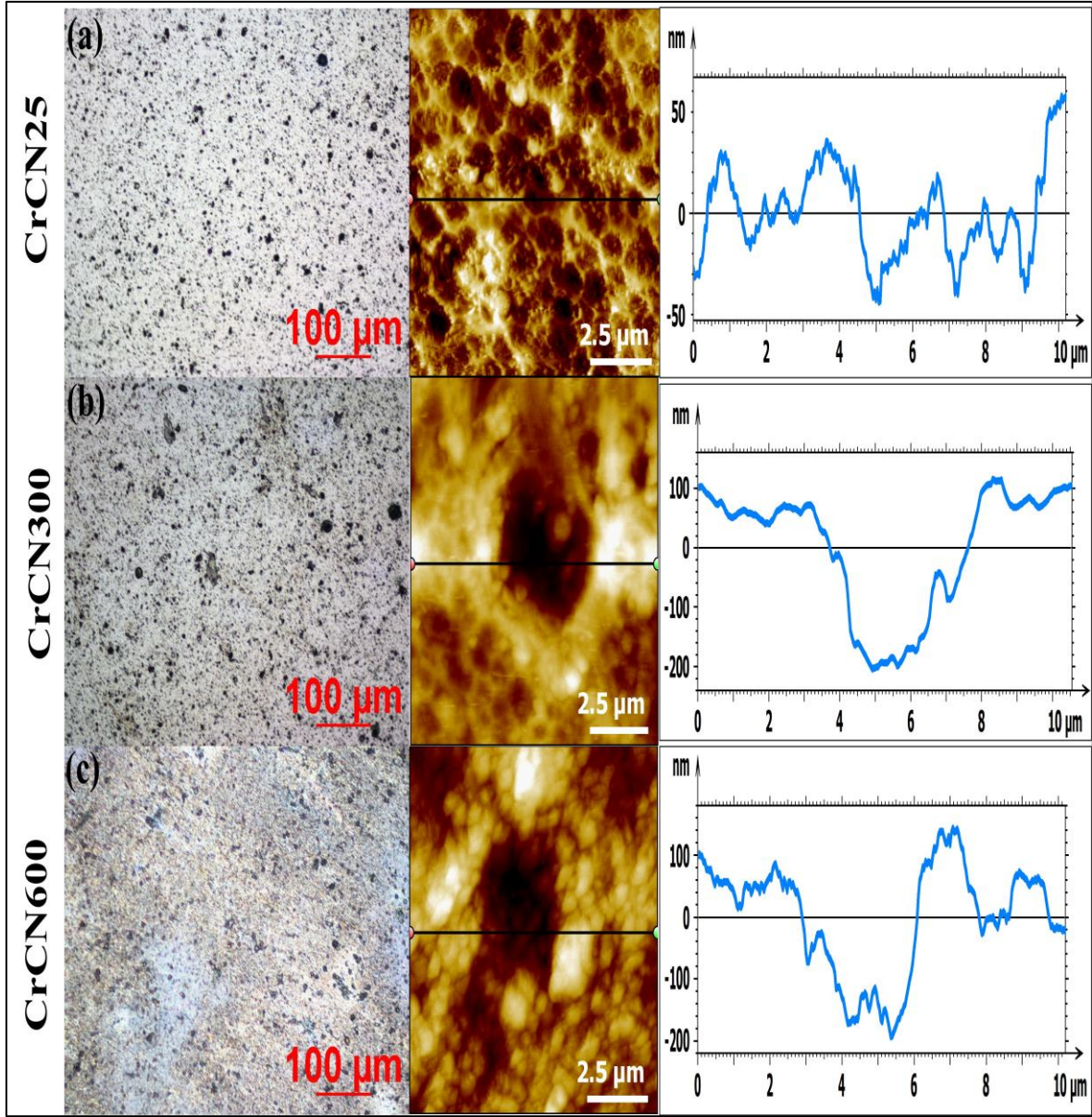
AlTiCrN kaplamalar en yüksek yüzey pürüzlülüğü değerlerine sahip kaplamalardır. Bunda farklı kaplama kaynaklarından biriktirilmesinden dolayı droplet miktarının diğerlerinden fazla olması ile birlikte yüksek sıcaklık etkili oksit ve boşluklar etki etmektedir.



Şekil 68. (a) CrN25, (b) CrN300 ve (c) CrN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri

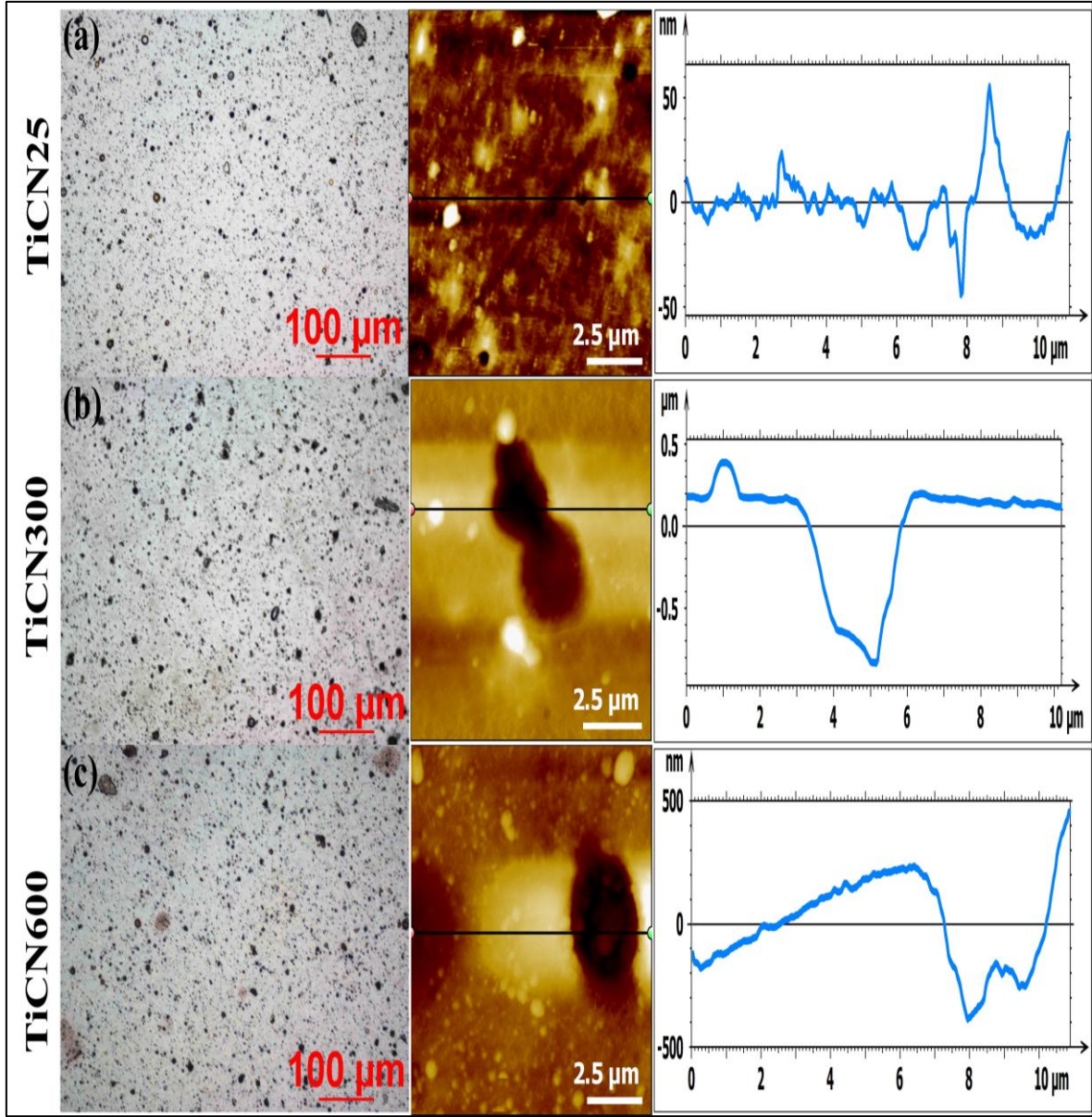
CrN kaplamanın optik ve AFM görüntülerine bakıldığında CrN25 ile CrN300 arasında bariz bir fark görülmemektedir. Fakat 600°C sıcaklıkta kaplama yüzeyinde ciddi bir oksidasyon oluşumu görülebilmektedir.

CrN25 numunesinde AFM görüntüsüne bakıldığında yüzeyde 50 nm altında homojen dağılmış girinti ve çıkıntılar görülebilmektedir. Sıcaklık artması ile yüzeyde çukurcukların birleşerek daha büyük boşluklar oluşturduğu gözlemlenmiştir. 600°C sıcaklıkta ise küçük taneli yoğun bir oksidasyon gözlemlenmektedir.



Şekil 69. (a) CrCN25, (b) CrCN300 ve (c) CrCN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri

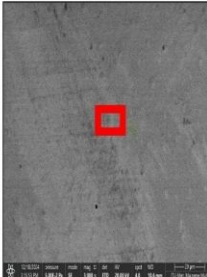
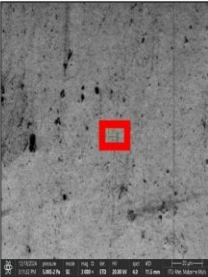
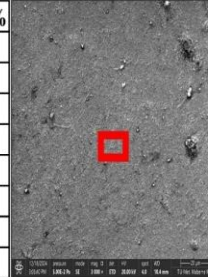
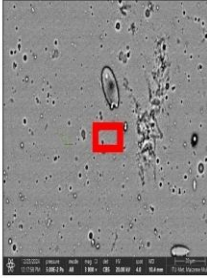
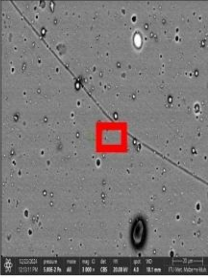
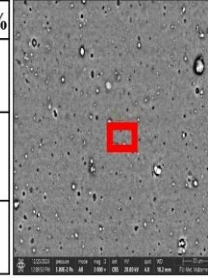
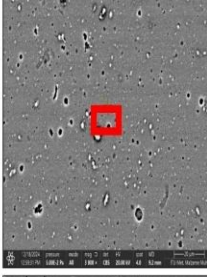
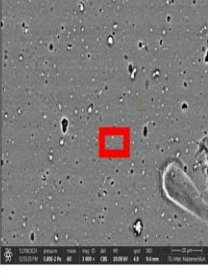
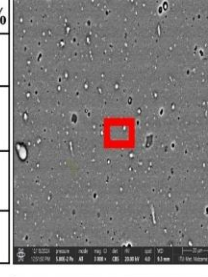
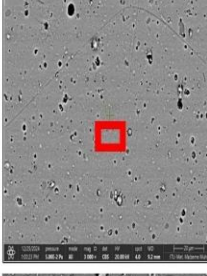
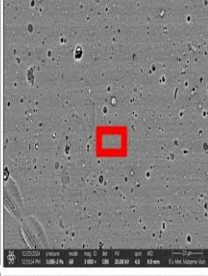
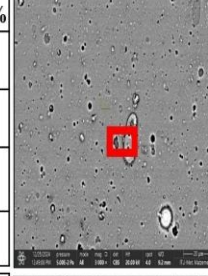
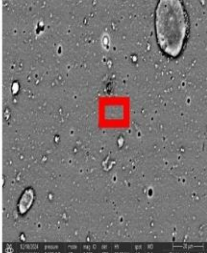
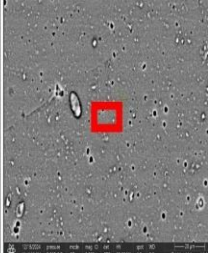
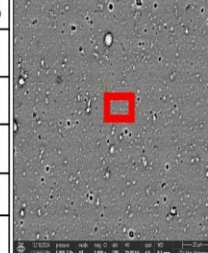
TiCN kaplamalarda optik görüntülerinde çok bariz bir fark görülmesine de 300°C ve 600°C sıcaklıklarda diğer kaplamalardaki gibi boşluk oluşumu görülmüştür. CrCN ve TiCN kaplamalarda yüzey EDS sonuçlarına bakıldığında kaplandıklarında sahip oldukları %7-8 civarındaki karbon miktarları 600°C’de CrCN kaplamada %6.3’e TiCN kaplamada ise %2.5 değerine düşmüştür. Bu düşüş Chang ve arkadaşlarının TiCrCN kaplamalarda C içeriğinin azalması ile olarak kaplamanın mekanik dayanımında azalma olduğu bulgusuyla uyusmaktadır (Chang vd., 2007). Bu durum hem dayanımı azaltmakta hem de kaplamaların yüzeylerinde boşluk oluşumunu arttırmaktadır.



Şekil 70. (a) TiCN25, (b) TiCN300, (c) TiCN600 AFM’de çekilen yüzey analiz görüntüleri

3.7. Yüzey ve Aşınma İzi Kimyasal Analiz Sonuçları ve SEM Görüntüleri

Kaplamalı numunelerin 25°C’de gerçekleştirilen yüzey analizlerinin yanı sıra 300°C ve 600°C’ de yapılan aşınma testlerinden sonra aşınma izine ek olarak kaplama yüzeyleri de kimyasal olarak incelenmiştir. Şekil 71 ve Şekil 72, kaplamaların belirtilen sıcaklıklardaki yüzey EDS sonuçlarını göstermektedir. Genel bir davranış olarak test sıcaklığı arttıkça kaplama yüzeyinde oksijen miktarının arttığı gözlemlenmektedir.

	25 °C	300 °C	600 °C																																																						
H13																																																									
	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>C</td><td>5.8</td></tr><tr><td>O</td><td>0.0</td></tr><tr><td>V</td><td>0.9</td></tr><tr><td>Cr</td><td>4.4</td></tr><tr><td>Fe</td><td>84.9</td></tr><tr><td>Si</td><td>1.2</td></tr><tr><td>Mo</td><td>1.3</td></tr><tr><td>Mn</td><td>1.6</td></tr></table>	Element	Weight %	C	5.8	O	0.0	V	0.9	Cr	4.4	Fe	84.9	Si	1.2	Mo	1.3	Mn	1.6	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>C</td><td>6.1</td></tr><tr><td>O</td><td>4.9</td></tr><tr><td>V</td><td>1.0</td></tr><tr><td>Cr</td><td>4.5</td></tr><tr><td>Fe</td><td>80.0</td></tr><tr><td>Si</td><td>1.2</td></tr><tr><td>Mo</td><td>1.0</td></tr><tr><td>Mn</td><td>1.3</td></tr></table>	Element	Weight %	C	6.1	O	4.9	V	1.0	Cr	4.5	Fe	80.0	Si	1.2	Mo	1.0	Mn	1.3	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>C</td><td>5.0</td></tr><tr><td>O</td><td>14.9</td></tr><tr><td>V</td><td>0.7</td></tr><tr><td>Cr</td><td>4.9</td></tr><tr><td>Fe</td><td>70.6</td></tr><tr><td>Si</td><td>1.4</td></tr><tr><td>Mo</td><td>1.1</td></tr><tr><td>Mn</td><td>1.5</td></tr></table>	Element	Weight %	C	5.0	O	14.9	V	0.7	Cr	4.9	Fe	70.6	Si	1.4	Mo	1.1	Mn	1.5
	Element	Weight %																																																							
	C	5.8																																																							
O	0.0																																																								
V	0.9																																																								
Cr	4.4																																																								
Fe	84.9																																																								
Si	1.2																																																								
Mo	1.3																																																								
Mn	1.6																																																								
Element	Weight %																																																								
C	6.1																																																								
O	4.9																																																								
V	1.0																																																								
Cr	4.5																																																								
Fe	80.0																																																								
Si	1.2																																																								
Mo	1.0																																																								
Mn	1.3																																																								
Element	Weight %																																																								
C	5.0																																																								
O	14.9																																																								
V	0.7																																																								
Cr	4.9																																																								
Fe	70.6																																																								
Si	1.4																																																								
Mo	1.1																																																								
Mn	1.5																																																								
TiN																																																									
	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>21.0</td></tr><tr><td>O</td><td>0.0</td></tr><tr><td>Ti</td><td>79.0</td></tr></table>	Element	Weight %	N	21.0	O	0.0	Ti	79.0	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>20.3</td></tr><tr><td>O</td><td>0.0</td></tr><tr><td>Ti</td><td>79.7</td></tr></table>	Element	Weight %	N	20.3	O	0.0	Ti	79.7	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>0.0</td></tr><tr><td>O</td><td>33.6</td></tr><tr><td>Ti</td><td>66.4</td></tr></table>	Element	Weight %	N	0.0	O	33.6	Ti	66.4																														
	Element	Weight %																																																							
N	21.0																																																								
O	0.0																																																								
Ti	79.0																																																								
Element	Weight %																																																								
N	20.3																																																								
O	0.0																																																								
Ti	79.7																																																								
Element	Weight %																																																								
N	0.0																																																								
O	33.6																																																								
Ti	66.4																																																								
AlTiN																																																									
	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>22.6</td></tr><tr><td>O</td><td>1.8</td></tr><tr><td>Al</td><td>36.4</td></tr><tr><td>Ti</td><td>39.2</td></tr></table>	Element	Weight %	N	22.6	O	1.8	Al	36.4	Ti	39.2	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>24.0</td></tr><tr><td>O</td><td>0.0</td></tr><tr><td>Al</td><td>37.1</td></tr><tr><td>Ti</td><td>38.9</td></tr></table>	Element	Weight %	N	24.0	O	0.0	Al	37.1	Ti	38.9	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>6.5</td></tr><tr><td>O</td><td>28.7</td></tr><tr><td>Al</td><td>31.8</td></tr><tr><td>Ti</td><td>32.8</td></tr></table>	Element	Weight %	N	6.5	O	28.7	Al	31.8	Ti	32.8																								
	Element	Weight %																																																							
N	22.6																																																								
O	1.8																																																								
Al	36.4																																																								
Ti	39.2																																																								
Element	Weight %																																																								
N	24.0																																																								
O	0.0																																																								
Al	37.1																																																								
Ti	38.9																																																								
Element	Weight %																																																								
N	6.5																																																								
O	28.7																																																								
Al	31.8																																																								
Ti	32.8																																																								
TiSiN																																																									
	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>21.9</td></tr><tr><td>O</td><td>0.0</td></tr><tr><td>Si</td><td>3.7</td></tr><tr><td>Ti</td><td>74.4</td></tr></table>	Element	Weight %	N	21.9	O	0.0	Si	3.7	Ti	74.4	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>17.4</td></tr><tr><td>O</td><td>6.2</td></tr><tr><td>Si</td><td>3.6</td></tr><tr><td>Ti</td><td>72.7</td></tr></table>	Element	Weight %	N	17.4	O	6.2	Si	3.6	Ti	72.7	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>12.9</td></tr><tr><td>O</td><td>29.6</td></tr><tr><td>Si</td><td>2.6</td></tr><tr><td>Ti</td><td>54.8</td></tr></table>	Element	Weight %	N	12.9	O	29.6	Si	2.6	Ti	54.8																								
	Element	Weight %																																																							
N	21.9																																																								
O	0.0																																																								
Si	3.7																																																								
Ti	74.4																																																								
Element	Weight %																																																								
N	17.4																																																								
O	6.2																																																								
Si	3.6																																																								
Ti	72.7																																																								
Element	Weight %																																																								
N	12.9																																																								
O	29.6																																																								
Si	2.6																																																								
Ti	54.8																																																								
AlTiSiN																																																									
	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>21.8</td></tr><tr><td>O</td><td>0.5</td></tr><tr><td>Al</td><td>25.8</td></tr><tr><td>Si</td><td>1.8</td></tr><tr><td>Ti</td><td>50.1</td></tr></table>	Element	Weight %	N	21.8	O	0.5	Al	25.8	Si	1.8	Ti	50.1	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>18.3</td></tr><tr><td>O</td><td>7.4</td></tr><tr><td>Al</td><td>24.3</td></tr><tr><td>Si</td><td>1.9</td></tr><tr><td>Ti</td><td>48.1</td></tr></table>	Element	Weight %	N	18.3	O	7.4	Al	24.3	Si	1.9	Ti	48.1	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>15.3</td></tr><tr><td>O</td><td>22.3</td></tr><tr><td>Al</td><td>20.3</td></tr><tr><td>Si</td><td>1.3</td></tr><tr><td>Ti</td><td>40.7</td></tr></table>	Element	Weight %	N	15.3	O	22.3	Al	20.3	Si	1.3	Ti	40.7																		
	Element	Weight %																																																							
N	21.8																																																								
O	0.5																																																								
Al	25.8																																																								
Si	1.8																																																								
Ti	50.1																																																								
Element	Weight %																																																								
N	18.3																																																								
O	7.4																																																								
Al	24.3																																																								
Si	1.9																																																								
Ti	48.1																																																								
Element	Weight %																																																								
N	15.3																																																								
O	22.3																																																								
Al	20.3																																																								
Si	1.3																																																								
Ti	40.7																																																								

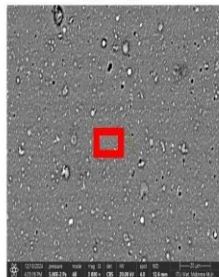
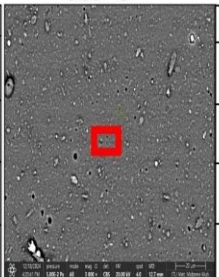
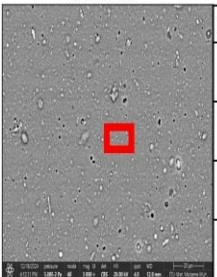
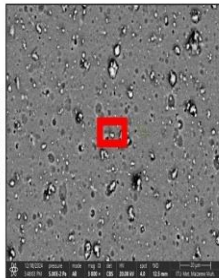
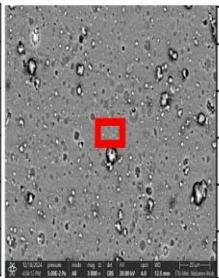
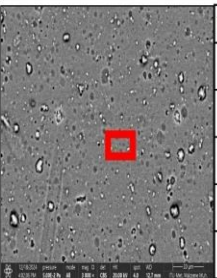
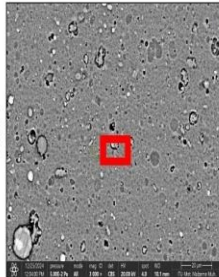
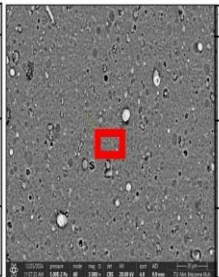
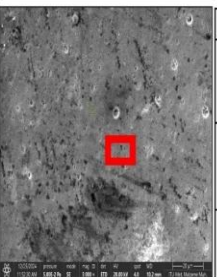
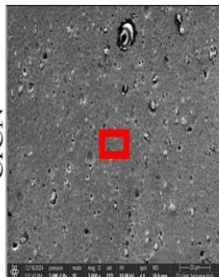
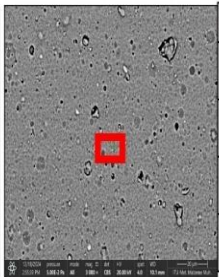
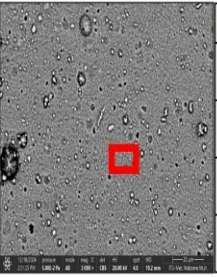
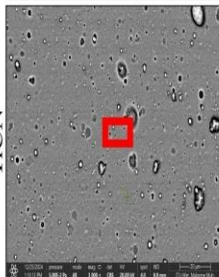
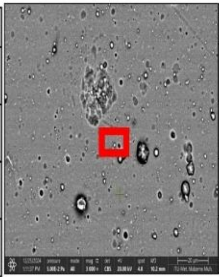
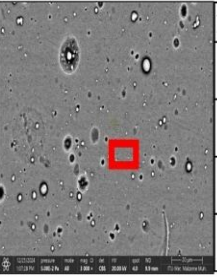
Şekil 71. H13, TiN, AlTiN, TiSiN ve AlTiSiN kaplamaların farklı sıcaklıklardaki yüzey SEM-EDS analizleri

H13 altlık malzemesi için alaşım elementleri yüzdesini korurken, Fe miktarı azalmış ve oksijen miktarı artmıştır. Kaplamalı yüzeyler için oksijen miktarındaki en belirgin artış TiN kaplamasında ve TiCN kaplamasında gerçekleşerek sırasıyla oksijen miktarı 33.6 (%ağ.) ve 38.2 (%ağ.) seviyesine ulaşmıştır. Bu sonuç TiN kaplamanın 300°C’de kararlı bir

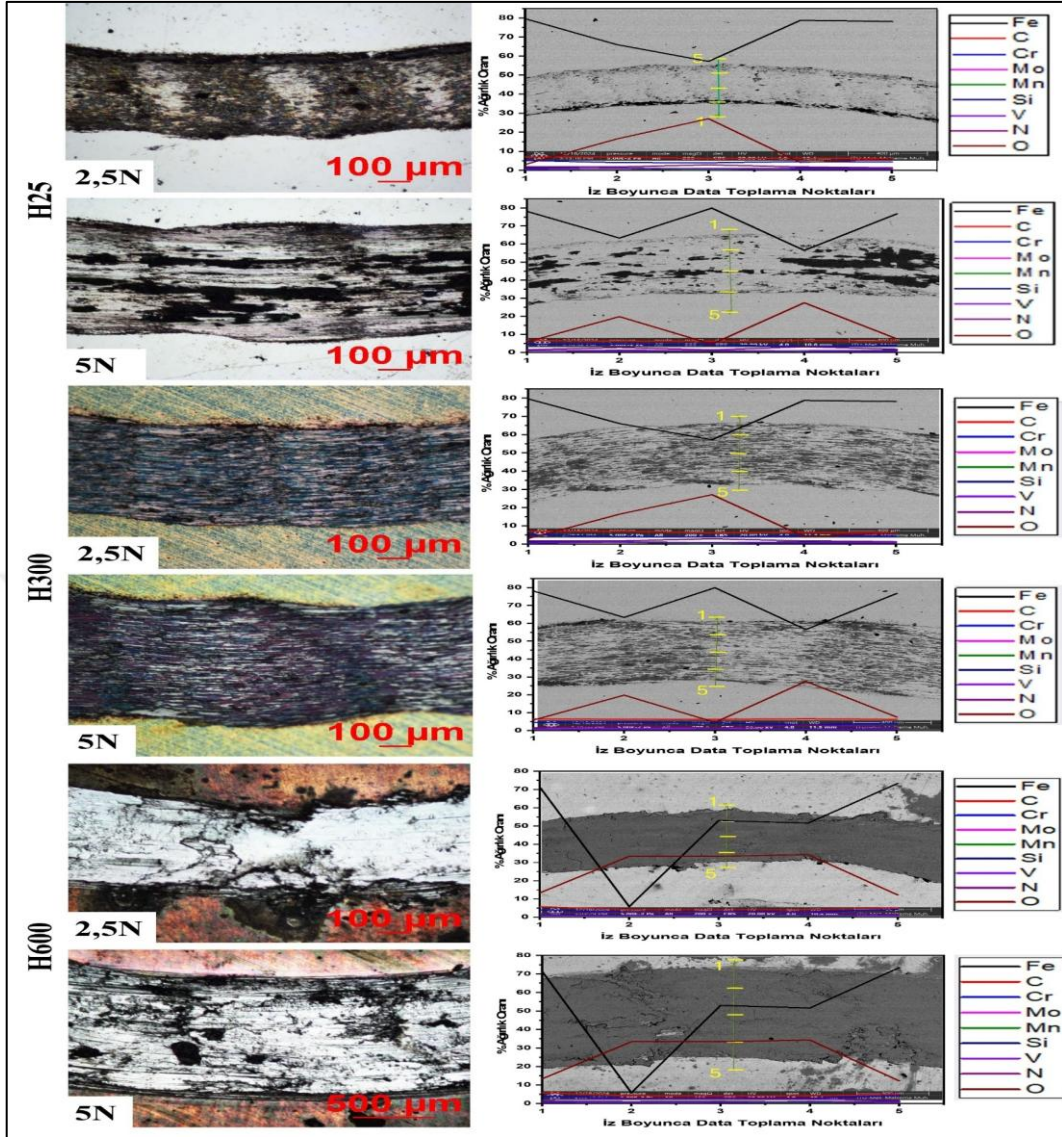
davranış sergilerken, 600°C’de yüzeyde oluşan oksit yapılarının varlığı (anataz ve rutil gibi) gevrek ve kırılğan bir katman oluşumuna sebep olmuştur. Literatürde yapılan çalışmalarda TiN kaplamasının 550°C’den yüksek sıcaklıklarda titanyum oksit yapısına (TiO₂) dönüştüğü ifade edilmektedir (Ortega-Portilla vd., 2024). AlTiN kaplamasında ise benzer oksit oluşumu davranışı görülmektedir. Ancak TiN kaplamasına kıyasla aşınmaya karşı daha dirençli ve adhezyon seviyesi daha yüksektir. Bu durum kübik FCC AlTiN nitrürlerinin oksidasyona karşı direnci, koruyucu bir Al₂O₃ tabakası ile sağlamasından kaynaklanır ve bu da nispeten yüksek sıcaklıklarda kırılğan rutil fazının oluşumunu azaltır. Ayrıca, %5 atomik oranından fazla Al içeriği, TiO ve Ti₃O₅ oluşumunu teşvik eder ve bu da oksijenin difüzyon hızını değiştirerek oksijenin nüfuz derinliğini azaltır (Mondragón-Rodríguez vd., 2021). TiSiN ve AlTiSiN kaplamaları için de yüzeyde TiO₂ yapısının varlığından bahsedilebilir. Kaplama yüzeyde artan sıcaklık ile Al ve Si miktarları yaklaşık olarak kararlı durumda iken, Ti miktarı azalmıştır (Moritz vd., 2020).

CrCN ve AlTiCrN kaplamalarında yapılan yüzey kimyasal analizlerinde ise göreceli olarak en düşük oksijen miktarı elde edilmiştir. Bu durum özellikle AlTiCrN kaplamasının yüksek sıcaklarda dahi kararlı bir yapı sergilediğini göstermektedir. Yüzeydeki düşük miktardaki oksijen varlığı, nitrür bazlı sert kaplamalarda sürtünme azalmasının arkasındaki mekanizma olan kuru sürtünme sırasında kendiliğinden yağlayan oksitlerin oluşumuna işaret etmektedir. AlTiCrN kaplamasının üzerindeki ince oksit tabakasının oluşumu, yüksek sıcaklıkta yapılan kayma testlerinde, top ve oksitlenmiş AlTiCrN yüzeyi arasındaki sürtünme katsayısı değerinin düşmesine yol açarak aşınma direncini artırmaktadır (Alamgir vd., 2020).

TiCN kaplaması için TiN ile benzer bir karakteristiğe sahip olduğunu söylenebilmektedir. 600°C’de kaplama yüzeyinde oksijen miktarında yüksek bir artış tespit edilmiş olup, adhezyon derecesi de (Şekil 54) TiN ile benzer olarak kabul edilebilir seviyede değildir. CrN ve AlCrN kaplamalarında ise oksijen miktarında artış meydana gelmiştir. AlCrN kaplamalar için CrN yapısına Al'nin eklenmesi ile (Al, Cr₂O₃) oksit tabakasının sürekli ve yoğun bir şekilde oluşması CrN'nin oksidasyona karşı direncini önemli ölçüde artırmaktadır. Ancak Chen ve arkadaşlarının çalışmaları göstermektedir ki AlCrN'nin süper doymuş yapısının metastable doğası, yüksek sıcaklıklarda faz ayrışmasına, kararlı AlN ve Cr'nin oluşmasına yol açar ve bu da mekanik bozulmaya neden olabilmektedir. (Chen vd., 2023).

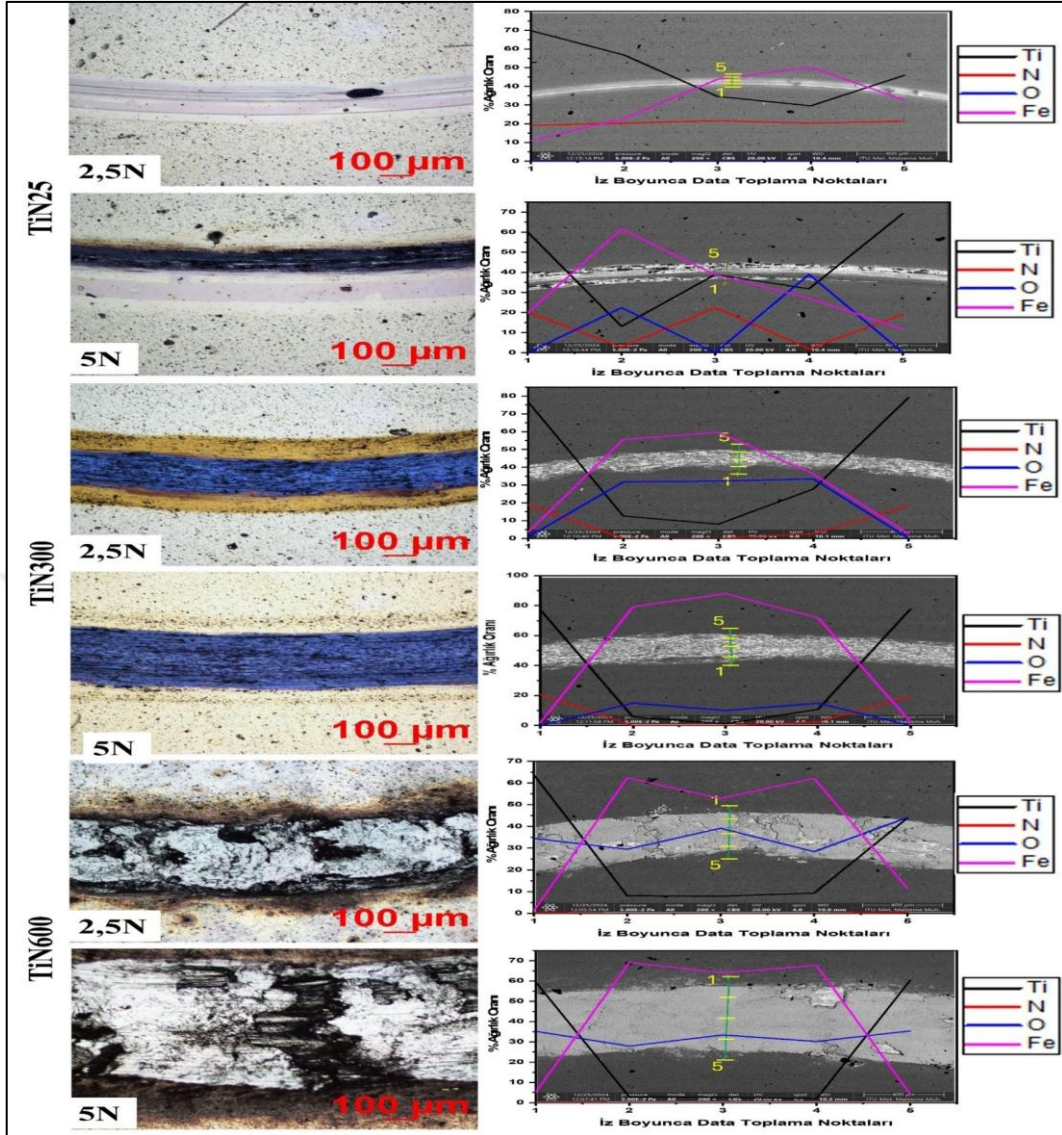
	25 °C	300 °C	600 °C																																				
AlCrN																																							
	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>N</td><td>21.1</td></tr><tr><td>Al</td><td>38.5</td></tr><tr><td>O</td><td>0.0</td></tr><tr><td>Cr</td><td>40.4</td></tr></table>	Element	Weight%	N	21.1	Al	38.5	O	0.0	Cr	40.4	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>20.3</td></tr><tr><td>Al</td><td>39.1</td></tr><tr><td>O</td><td>0.0</td></tr><tr><td>Cr</td><td>40.6</td></tr></table>	Element	Weight %	N	20.3	Al	39.1	O	0.0	Cr	40.6	<table><tr><th>Element</th><th>Weight %</th></tr><tr><td>N</td><td>0</td></tr><tr><td>Al</td><td>36.4</td></tr><tr><td>O</td><td>19.5</td></tr><tr><td>Cr</td><td>44.0</td></tr></table>	Element	Weight %	N	0	Al	36.4	O	19.5	Cr	44.0						
	Element	Weight%																																					
	N	21.1																																					
Al	38.5																																						
O	0.0																																						
Cr	40.4																																						
Element	Weight %																																						
N	20.3																																						
Al	39.1																																						
O	0.0																																						
Cr	40.6																																						
Element	Weight %																																						
N	0																																						
Al	36.4																																						
O	19.5																																						
Cr	44.0																																						
AlTiCrN																																							
	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>N</td><td>23.5</td></tr><tr><td>Al</td><td>35.4</td></tr><tr><td>Ti</td><td>36.4</td></tr><tr><td>O</td><td>0</td></tr><tr><td>Cr</td><td>4.7</td></tr></table>	Element	Weight%	N	23.5	Al	35.4	Ti	36.4	O	0	Cr	4.7	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>N</td><td>22.2</td></tr><tr><td>Al</td><td>34.8</td></tr><tr><td>Ti</td><td>35.4</td></tr><tr><td>O</td><td>1.5</td></tr><tr><td>Cr</td><td>5.7</td></tr></table>	Element	Weight%	N	22.2	Al	34.8	Ti	35.4	O	1.5	Cr	5.7	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>N</td><td>20.9</td></tr><tr><td>Al</td><td>36.2</td></tr><tr><td>Ti</td><td>35.9</td></tr><tr><td>O</td><td>2.0</td></tr><tr><td>Cr</td><td>5.1</td></tr></table>	Element	Weight%	N	20.9	Al	36.2	Ti	35.9	O	2.0	Cr	5.1
	Element	Weight%																																					
	N	23.5																																					
	Al	35.4																																					
Ti	36.4																																						
O	0																																						
Cr	4.7																																						
Element	Weight%																																						
N	22.2																																						
Al	34.8																																						
Ti	35.4																																						
O	1.5																																						
Cr	5.7																																						
Element	Weight%																																						
N	20.9																																						
Al	36.2																																						
Ti	35.9																																						
O	2.0																																						
Cr	5.1																																						
CrN																																							
	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>N</td><td>12.8</td></tr><tr><td>O</td><td>0</td></tr><tr><td>Cr</td><td>87.2</td></tr></table>	Element	Weight%	N	12.8	O	0	Cr	87.2	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>N</td><td>2</td></tr><tr><td>O</td><td>11.1</td></tr><tr><td>Cr</td><td>86.9</td></tr></table>	Element	Weight%	N	2	O	11.1	Cr	86.9	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>N</td><td>0</td></tr><tr><td>O</td><td>11.7</td></tr><tr><td>Cr</td><td>88.3</td></tr></table>	Element	Weight%	N	0	O	11.7	Cr	88.3												
	Element	Weight%																																					
N	12.8																																						
O	0																																						
Cr	87.2																																						
Element	Weight%																																						
N	2																																						
O	11.1																																						
Cr	86.9																																						
Element	Weight%																																						
N	0																																						
O	11.7																																						
Cr	88.3																																						
CrCN																																							
	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>C</td><td>7.7</td></tr><tr><td>N</td><td>12.2</td></tr><tr><td>O</td><td>0</td></tr><tr><td>Cr</td><td>80.1</td></tr></table>	Element	Weight%	C	7.7	N	12.2	O	0	Cr	80.1	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>C</td><td>7.5</td></tr><tr><td>N</td><td>11.5</td></tr><tr><td>O</td><td>0</td></tr><tr><td>Cr</td><td>81</td></tr></table>	Element	Weight%	C	7.5	N	11.5	O	0	Cr	81	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>C</td><td>6.3</td></tr><tr><td>N</td><td>9.0</td></tr><tr><td>O</td><td>8.6</td></tr><tr><td>Cr</td><td>75.7</td></tr></table>	Element	Weight%	C	6.3	N	9.0	O	8.6	Cr	75.7						
	Element	Weight%																																					
	C	7.7																																					
N	12.2																																						
O	0																																						
Cr	80.1																																						
Element	Weight%																																						
C	7.5																																						
N	11.5																																						
O	0																																						
Cr	81																																						
Element	Weight%																																						
C	6.3																																						
N	9.0																																						
O	8.6																																						
Cr	75.7																																						
TiCN																																							
	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>C</td><td>6.7</td></tr><tr><td>N</td><td>16.9</td></tr><tr><td>O</td><td>0</td></tr><tr><td>Ti</td><td>76.5</td></tr></table>	Element	Weight%	C	6.7	N	16.9	O	0	Ti	76.5	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>C</td><td>6.9</td></tr><tr><td>N</td><td>5.4</td></tr><tr><td>O</td><td>10.1</td></tr><tr><td>Ti</td><td>77.5</td></tr></table>	Element	Weight%	C	6.9	N	5.4	O	10.1	Ti	77.5	<table><tr><th>Element</th><th>Weight%</th></tr><tr><td>C</td><td>2.5</td></tr><tr><td>N</td><td>5.2</td></tr><tr><td>O</td><td>38.2</td></tr><tr><td>Ti</td><td>54.1</td></tr></table>	Element	Weight%	C	2.5	N	5.2	O	38.2	Ti	54.1						
	Element	Weight%																																					
	C	6.7																																					
N	16.9																																						
O	0																																						
Ti	76.5																																						
Element	Weight%																																						
C	6.9																																						
N	5.4																																						
O	10.1																																						
Ti	77.5																																						
Element	Weight%																																						
C	2.5																																						
N	5.2																																						
O	38.2																																						
Ti	54.1																																						

Şekil 72. AlCrN, AlTiCrN, CrN, CrCN ve TiCN kaplamaların farklı sıcaklıklardaki yüzey SEM-EDS analizleri



Şekil 73. H13 çeliğinin farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları

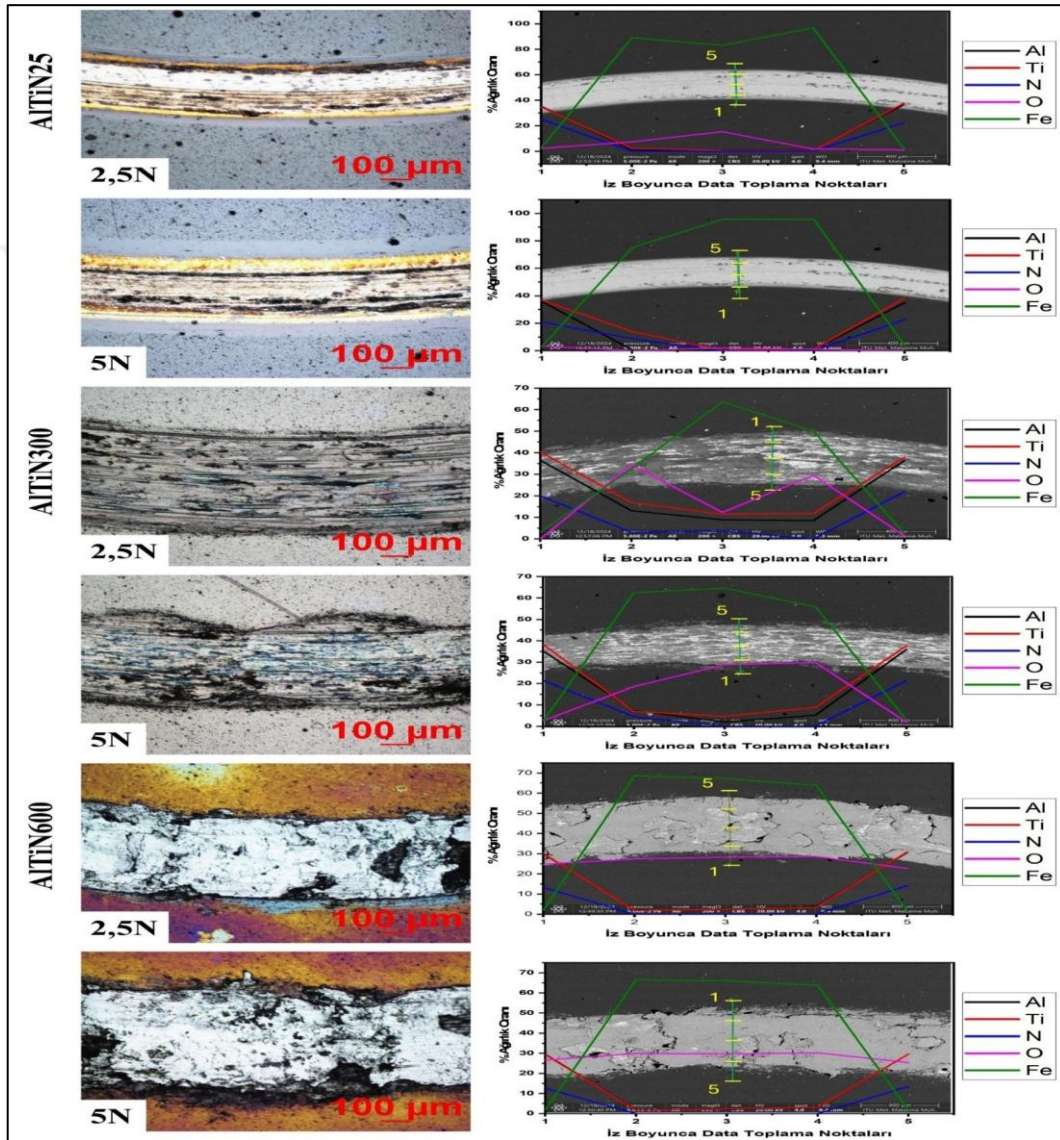
Şekil 73'te, H13 çeliğinin aşınma testleri sonucu aşınma izlerinden alınan optik ve SEM görüntüleri ile aynı izlerden 5 farklı noktadan alınan elementel değişikliklerin gözlemlendiği EDS çizgi ölçümleri görülmektedir. 25°C ve 300°C optik görüntülerine bakıldığında yüzeyde abrazif aşınma etkiliyken, 600°C sıcaklıkta adhezif ve abrazif aşınmanın birlikte görüldüğü belirlenmiştir. EDS analizlerine göre, oksijen miktarı yük ve sıcaklıkla doğru orantılı olarak artış göstermiştir.



Şekil 74. TiN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları

Şekil 74'te, TiN25 numunesinde 2.5 N yükte elde edilen EDS sonucuna göre oksitlenme görülmemektedir. Azalan Ti oranı ve artan Fe oranı, kaplamanın aşındığını ancak yüzeyden tamamen kopmadığını göstermektedir. Benzer şekilde, TiN25 numunesinin 5 N yükteki aşınma izinde de Ti miktarı oldukça azalmasına rağmen kaplama tam olarak aşınmamıştır. TiN25 5 N aşınma izinde, optik görüntüdeki koyu bölge EDS ölçümünde oksijenin arttığı bölge olarak belirlenmiştir. TiN300 numunesinin optik görüntülerine bakıldığında, 2.5 N yükte yapılan izde orta noktada çok az miktarda Ti oranı görülebilirken, 5 N yükte artık iz içinde Ti bulunmaması, kaplamanın tamamen yüzeyden ayrıştığını göstermektedir. Kuo ve arkadaşları HIPIM yöntemi ile ürettikleri TiN kaplamaların

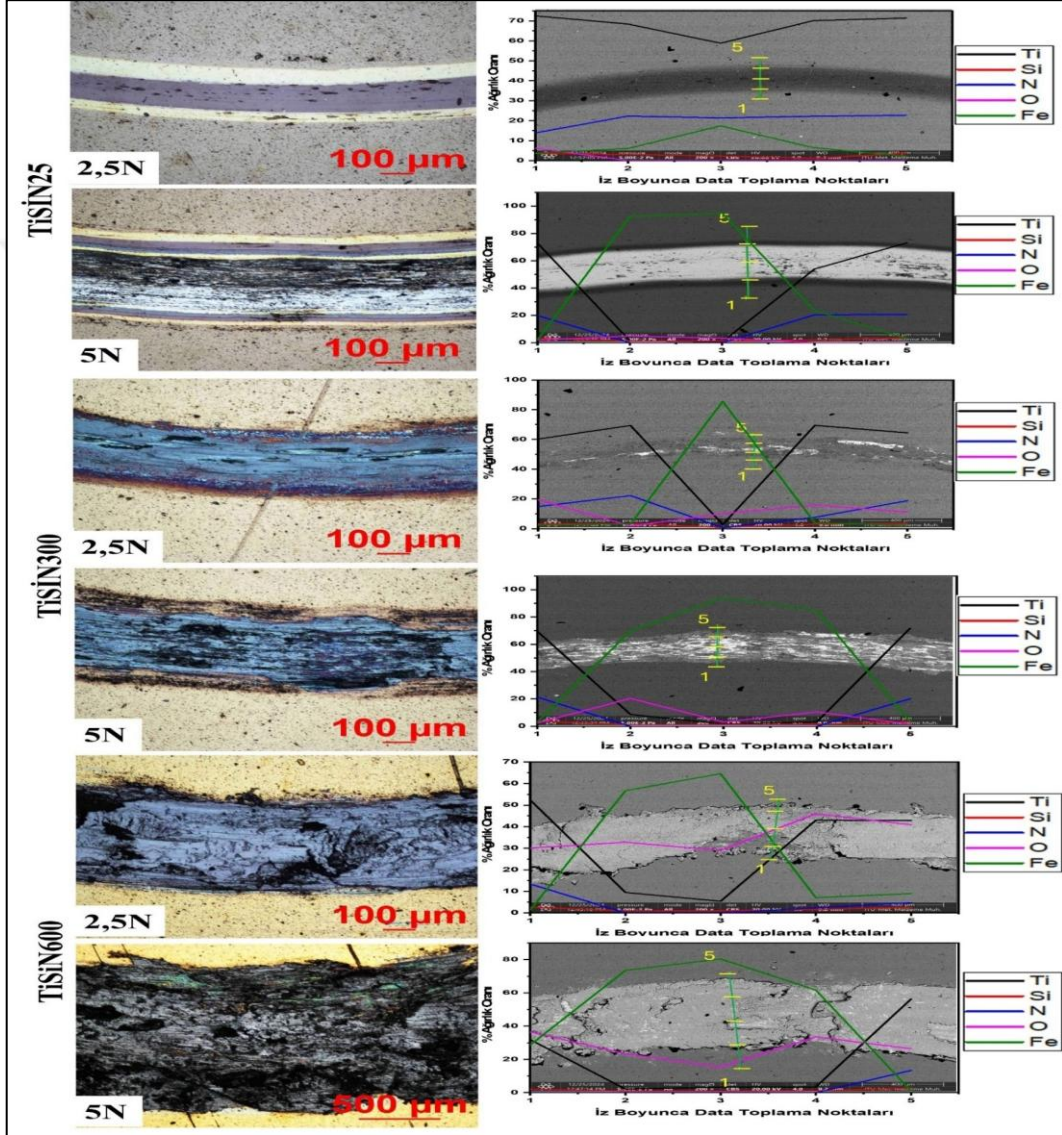
oksidasyon ve aşınma dayanımının 400C ile sınırlandığını belirtmişlerdir (Kuo vd., 2019). TiN600 numunesinde ise özellikle 5 N yükte kaplama yüzeyden tamamen ayrılmış ve bu sıcaklıkta iz içinde önemli miktarda oksidasyon meydana gelmiştir. Buna bağlı olarak, 5 N yükte daha belirgin olmak üzere, adhezif kopmaların gerçekleştiği optik görüntülerden anlaşılmaktadır.



Şekil 75. AlTiN kaplamanın çeliğinin farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları

Şekil 75'te, AlTiN25 numunesinin hem 5 N hem de 2.5 N yüklerinde kaplama kenarlarında Al ve Ti elementleri görülebilirken, izin ortasında bu elementlerden EDS sinyali alınamaması kaplamanın aşındığını göstermektedir. Ancak, AlTiN300 numunesine

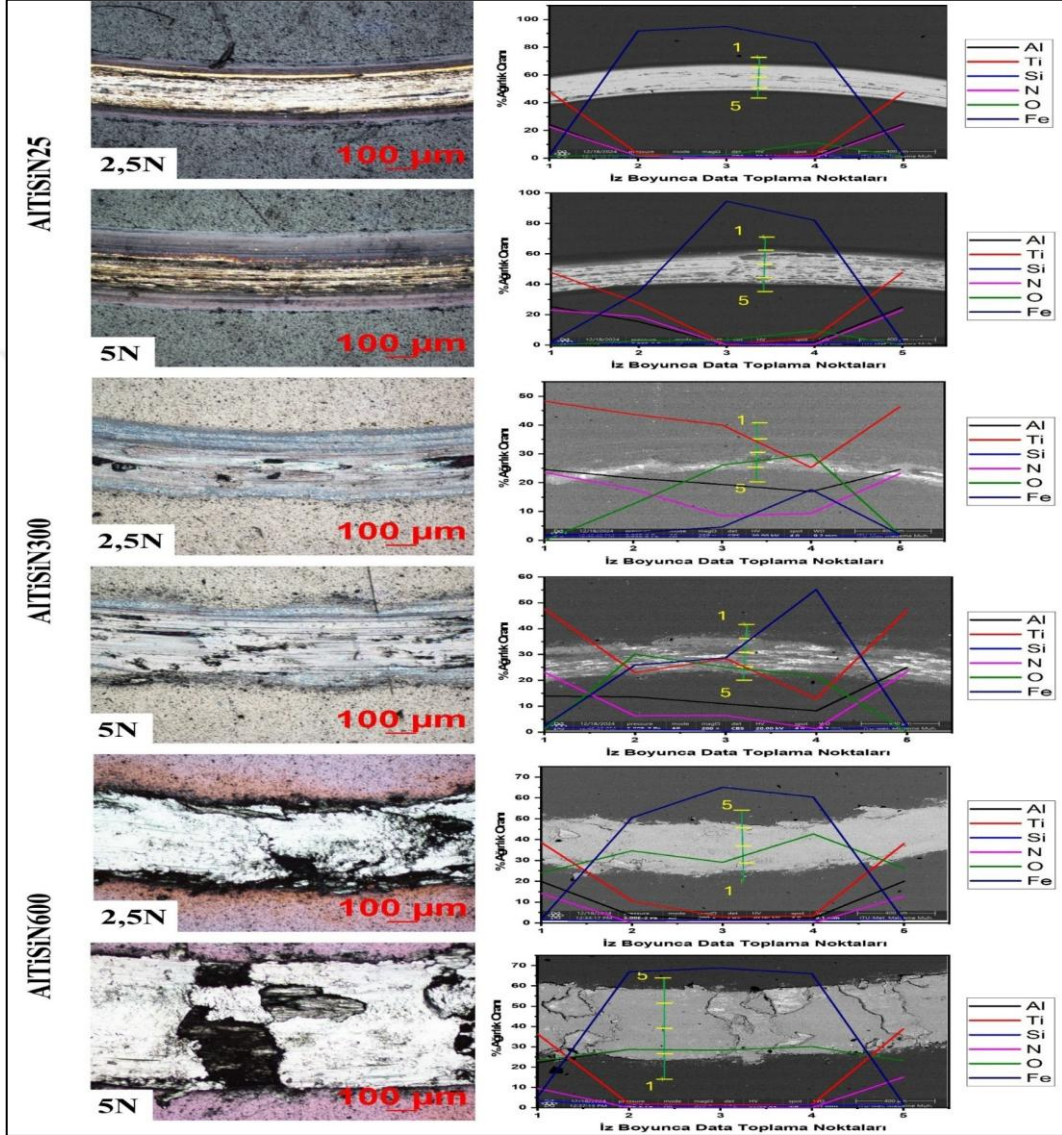
bakıldığında kaplama içerisinde azalan miktarda da olsa Ti ve Al elementleri görülebilmektedir. Burada oksijen varlığının da tespit edilmesi, kaplamanın sıcaklık ve sürtünme etkisiyle oksit tabakası oluşturduğunu göstermektedir. AlTiN600 numunesinde ise iz içerisinde Al ve Ti elementlerine ait hiçbir sinyal alınmaması, oksit tabakası oluşmuş olsa bile bu sıcaklıklarda aşınma ile yüzeyden kopmuş olabileceğini göstermektedir.



Şekil 76. TiSiN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları

Şekil 76’da, TiSiN25 kaplamada 2.5 N yükteki izde Ti ve N miktarlarının korunması kaplamanın aşınmadığını gösterirken, 5 N yükte Fe miktarının artması ve Ti miktarının tükenmesi, kaplamanın yüzeyden koptuğunu göstermektedir. Diğer sıcaklıklarda da benzer

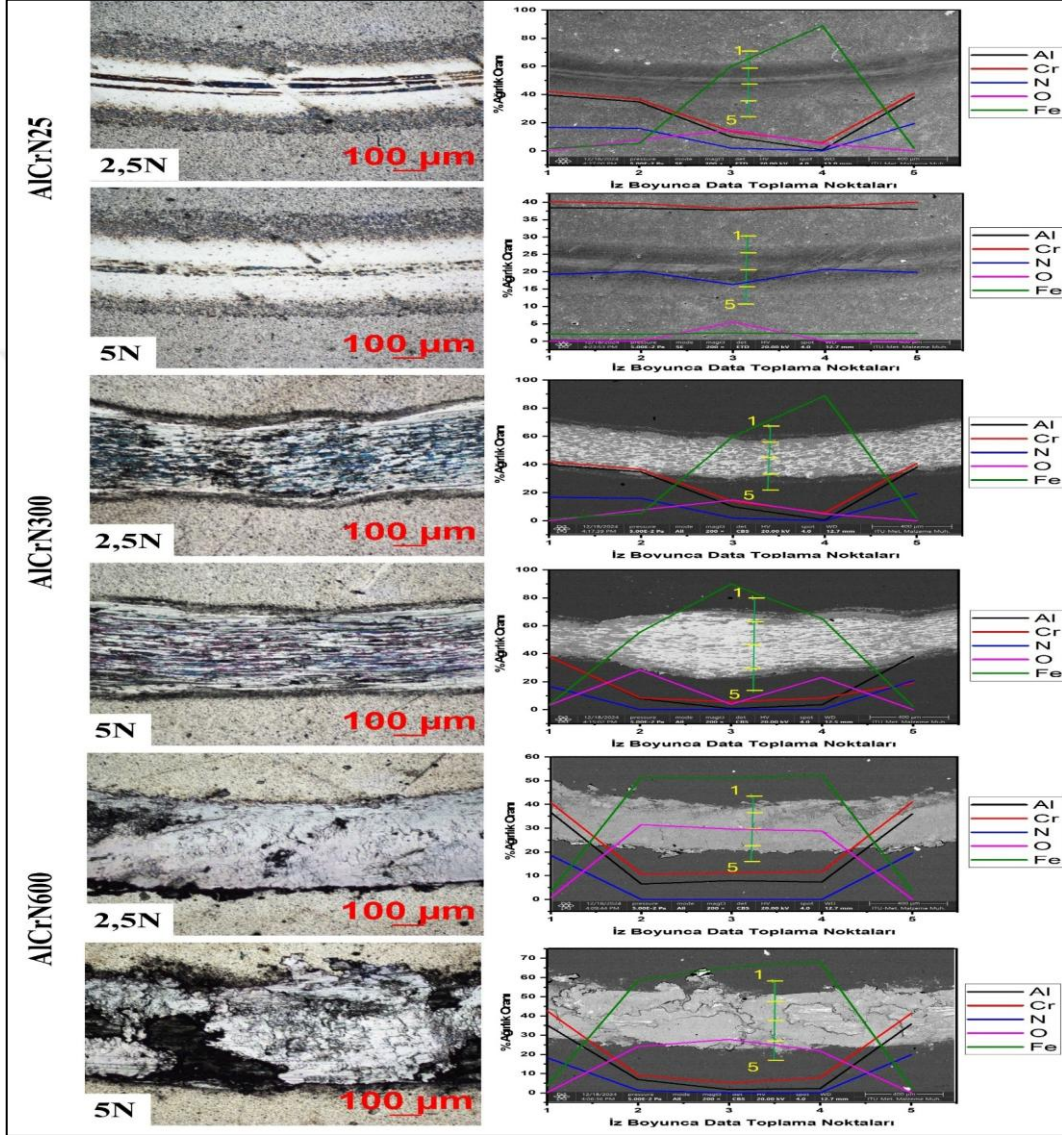
şekilde, Ti miktarının iz içerisinde tükenmesi kaplamanın koptuğunu ve taban malzemenin ortaya çıktığını göstermiştir. 600°C sıcaklıkta ise adhezif aşınma bariz bir şekilde gözlemlenmiştir.



Şekil 77. AlTiSiN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları

Şekil 77’de, AlTiSiN25 kaplamanın 2.5 ve 5 N yüklerde yüzeyden tamamen ayrıştığı EDS analizlerinden görülebilmektedir. Ancak, AlTiSiN300 numunesinde iz içinde Ti ve Al miktarları tespit edilebilmektedir. Burada N miktarının azalması ve O miktarının artması, yüzeyde Ti ve Al oksitlerinin oluştuğunu göstermektedir. Bu da kaplamanın 300°C sıcaklıkta, 25°C’ye göre daha iyi dayanım sağladığını işaret etmektedir. Ancak 600°C

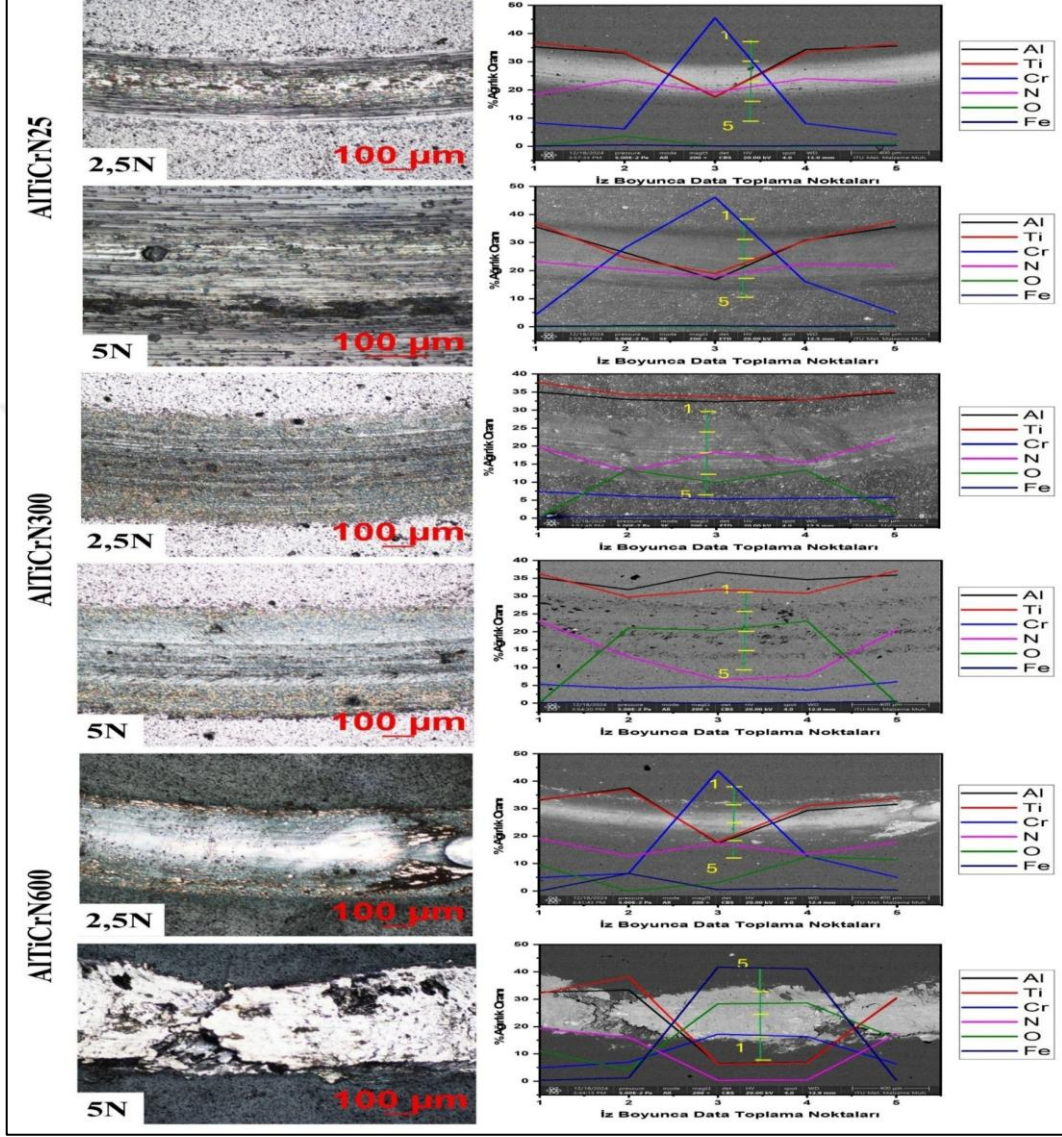
sıcaklıkta bu etki görülememektedir, çünkü iz içinde Al ve Ti sinyali alınamamaktadır. Optik görüntülerde de görüldüğü üzere, kaplamada yüzeyde kopmalar ve ayrışmalar meydana gelmiştir.



Şekil 78. AlCrN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları

Şekil 78’de, AlCrN25 ve AlCrN300 numunelerinde, her iki yük altında optik görüntülerde etkin aşınma mekanizmasının abrazyif aşınma olduğu gözlemlenmektedir. Ancak, 600°C sıcaklığa çıkıldığında, özellikle 5 N yük altında, abrazyif aşınma nedeniyle malzeme kopmaları meydana geldiği görülmektedir. Elementel analize göre, her sıcaklıkta Al ve Cr miktarları iz içinde tespit edilebilirken, N miktarının neredeyse tamamen tükenmiş

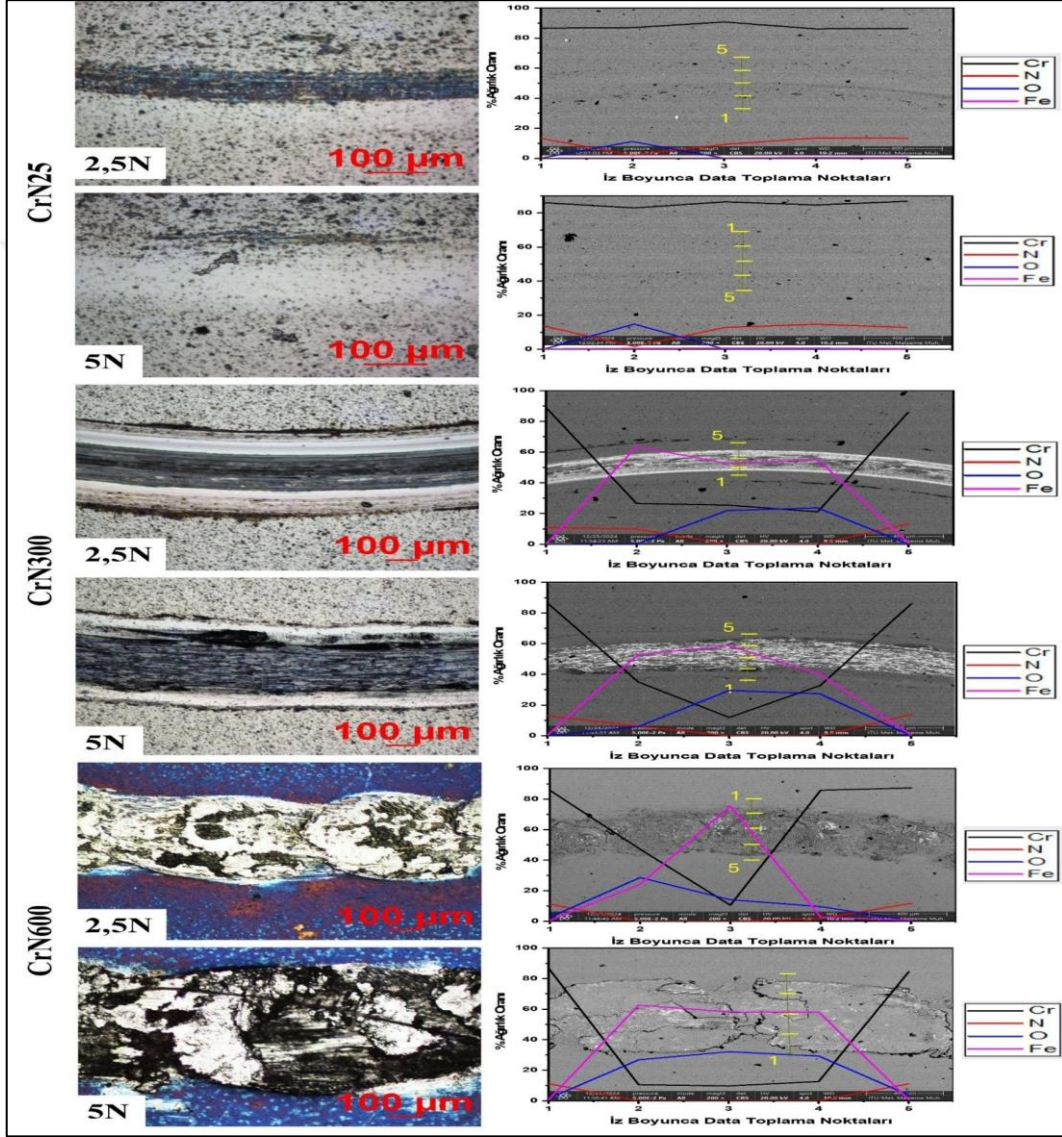
olduğu belirlenmiştir. Bu nedenle, AlCrN kaplamada, iz içinde aşınma ve sıcaklık etkisiyle koruyucu bir oksit tabakası oluştuğu sonucuna varılmıştır.



Şekil 79. AlTiCrN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları

Şekil 79’da, AlTiCrN kaplamanın tüm test koşullarındaki optik görüntülerine bakıldığında, AlTiCrN600 5 N yük haricinde etkin aşınma mekanizmasının abrazif aşınma olduğu görülmektedir. AlTiCrN600 5 N yük optik görüntüsünde ise diğer kaplamalara kıyasla daha az adhezif yapışma olduğu belirlenmiştir. Hwang ve arkadaşları TiN, AlTiN ve AlTiCrN kaplamalar üzerinde yaptıkları atmosfer ve vakum şartlarındaki aşınma deneylerinde AlCrTiN kaplamada abrazif aşınmanın baskın olduğunu tespit etmişlerdir

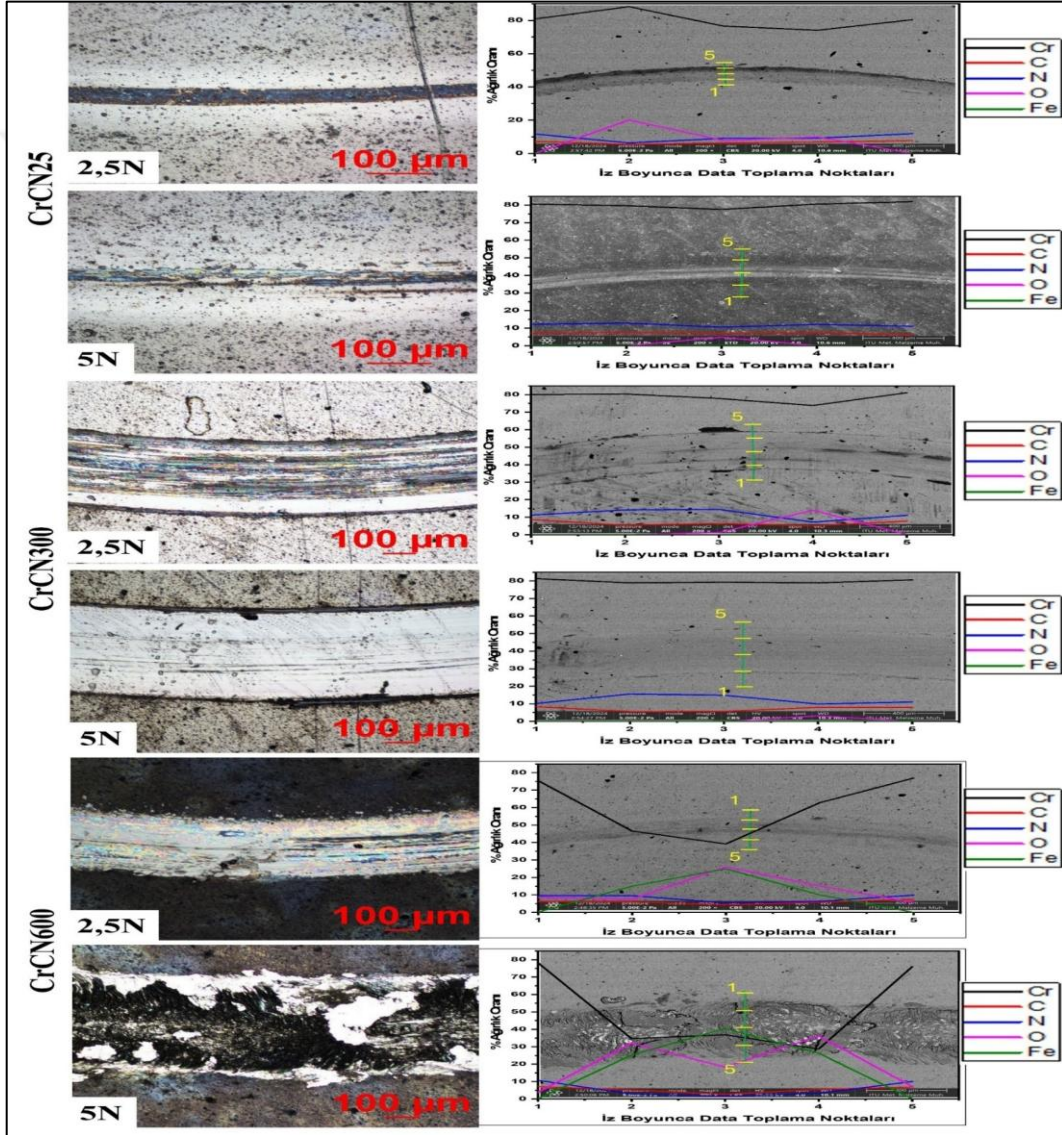
(Hwang vd., 2024). Tüm iz içlerinde elementel analiz sonuçlarına göre Fe oranı oldukça düşükken, Al, Ti ve Cr oranlarının diğer kaplamalara göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Bunun yanında, iz içinde N ve O elementlerinin birlikte bulunduğu tespit edilmiştir. Bu durum, kaplamanın yapısını yüksek yüklerde dahi koruyabildiğini göstermektedir.



Şekil 80. CrN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları

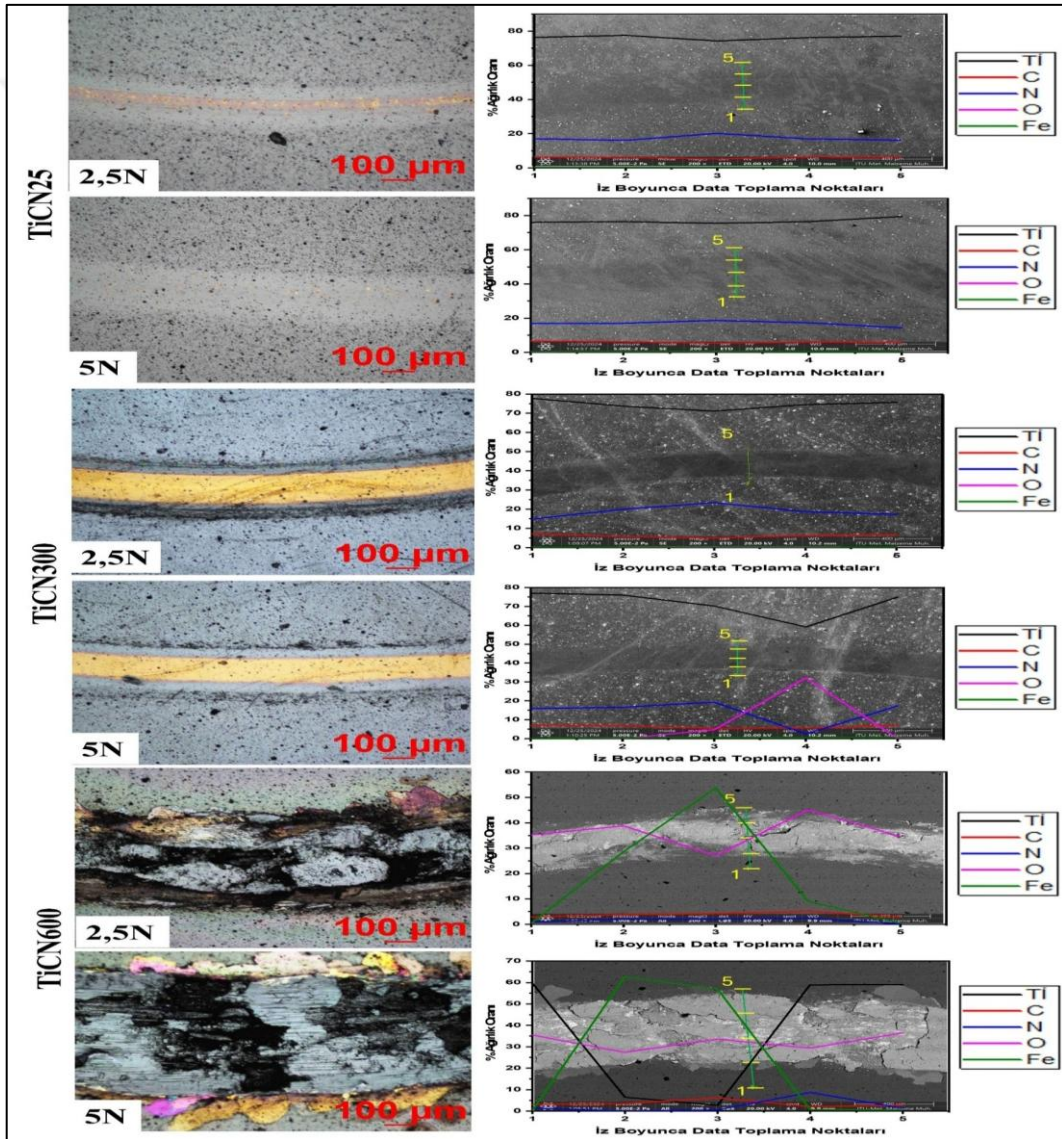
Şekil 80’de, CrN kaplamanın optik görüntülerinde, her iki yük altında da yapışma kaynaklı malzeme kayıpları olduğu gözlemlenmiştir. Tüm izlerde N miktarının iz içinde önemli ölçüde azaldığı ve yüksek yüklerde neredeyse tamamen tükendiği görülmüştür. Buna

karşılık, O miktarı önemli ölçüde artmıştır. Buradan, CrN kaplamanın yük ve sıcaklık altında hızlı bir şekilde oksitlendiği sonucuna varılabilir. Ayrıca, 600°C sıcaklıkta iz içlerinde Cr miktarında belirgin bir azalma meydana gelmiştir. Lee ve arkadaşları yüksek sıcaklıkta CrN kaplamaların yüzeylerinde oluşan Cr_2O_3 katmanının kırılgan olduğunu ve tekrarlı yükler altında yüzeyden ayrıştığını belirtmektedirler (Lee vd., 2001). Bu durum, sürtünme ve aşınma esnasında oluşan Cr_2O_3 oksidinin, tekrarlı yükler altında kaplama yüzeyinden kopmuş olabileceğini düşündürmektedir.



Şekil 81. CrCN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları

Şekil 81’de, CrCN kaplamanın özellikle 25°C sıcaklıktaki testlerinde aşınma izinin oldukça silik olduğu görülmektedir. Genel olarak karbon katkılı kaplamaların düşük sıcaklıklarda kendinden yağlama özelliği gösterdiği bilinmektedir (Lukaszewicz vd., 2020). Bu etkinin, 600°C’ de 2.5 N yük altındaki aşınma testine kadar devam ettiği optik görüntülerden anlaşılmaktadır. Ancak 600°C’ de, 5 N yük altında yapılan teste ait iz ortasında büyük yapışma kaynaklı malzeme kayıpları olduğu tespit edilmiştir. Bu sıcaklıklarda, iz içlerinde yapılan elementel ölçümlerde karbon miktarının çok düşük olması, bahsedilen etkinin ortadan kalktığını göstermektedir.

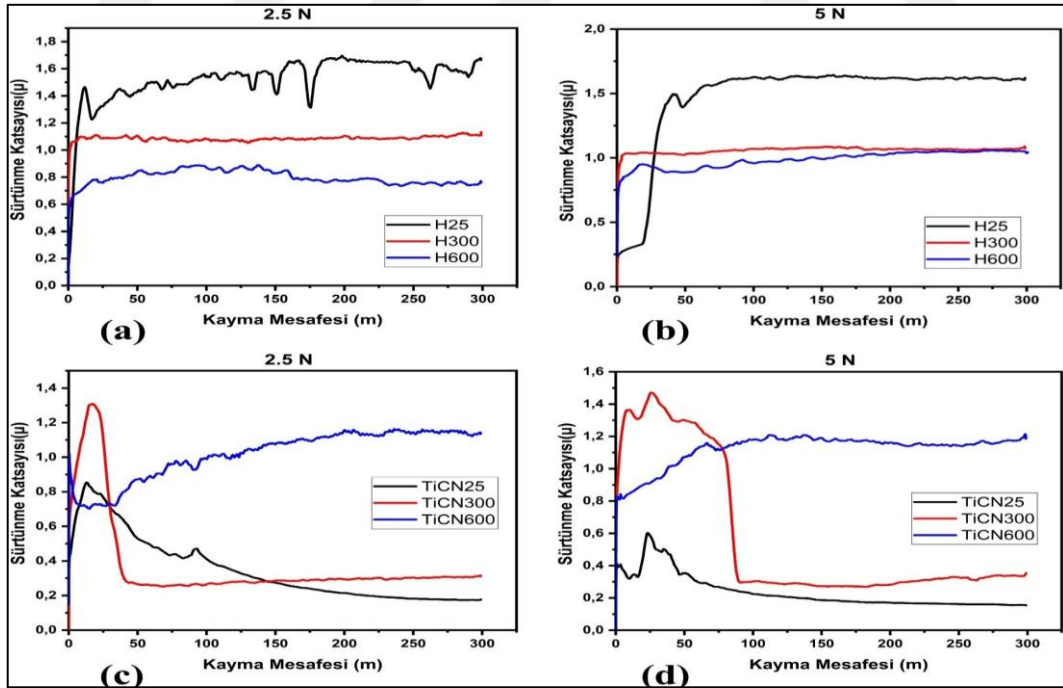


Şekil 82. TiCN kaplamanın farklı sıcaklıklarda ve yüklerde yapılan aşınma testi sonrası aşınma izi optik mikroskop, SEM görüntüleri ve çizgisel EDS analiz sonuçları

Şekil 82’de, TiCN kaplamanın test sonuçlarına bakıldığında, özellikle 25°C sıcaklıkta yapılan testlerde kaplamada önemli bir hasar olmadığı görülmektedir. Bu durum, CrCN kaplamada da bahsedildiği gibi, C ilavesinden kaynaklanmaktadır. Benzer etki, 300°C sıcaklıktaki aşınma testlerinde de gözlemlenmiştir. Her iki sıcaklıkta da yüzeyde oksidasyon belirtisi olan O elementi tespit edilmemiş ve kaplama elementleri yüksek oranda bulunmuştur. Ancak, daha yüksek sıcaklıklarda bu etkinin (karbonun difüze olması) ortadan kalkmasıyla birlikte, O miktarı önemli ölçüde artmıştır. Oluşan TiO₂ oksidi, Al ve Cr oksitlerine göre daha kararsız bir oksit filmi olduğundan, ilerleyen aşınmalarda kaplama yüzeyinden ayrılarak malzeme kaybına neden olmuştur (Kuo vd., 2019).

3.8. Sürtünme Katsayısı Ölçümleri

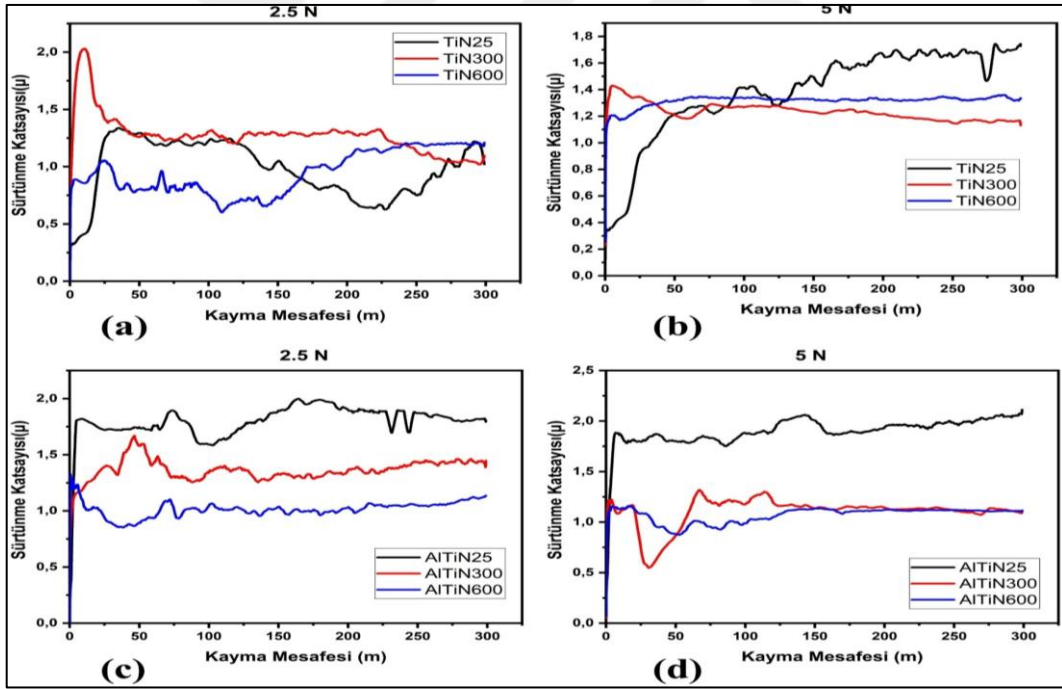
Aşınma testleri her kaplama türü için iki farklı yük (2.5 N ve 5 N) ve 3 farklı sıcaklık (25°C, 300°C, 600°C) koşulunda gerçekleştirilmiştir. Kayma mesafesi bütün test koşullarda aynı olup 300 m olarak belirlenmiştir. Sürtünme katsayısı değerleri test süresi boyunca sürekli olarak kaydedilmiştir.



Şekil 83. H13 ve TiCN kaplamaların 2.5 N ve 5 N yükte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi

Şekil 83, H13 altlık malzemesi ve TiCN kaplamasına ait sürtünme katsayısı grafiklerini göstermektedir. H13 altlık malzemesinin en yüksek sürtünme katsayısını 25°C sıcaklıkta ortalama 1.5 değeri ile göstermektedir. Test sıcaklığının artmasıyla birlikte yüzeyde oluşan oksit tabakasının meydana getirdiği yağlayıcı etki ile sürtünme katsayısında düşüş (2.5 N yük altında ortalama sürtünme katsayısı 0.7) görülmektedir.

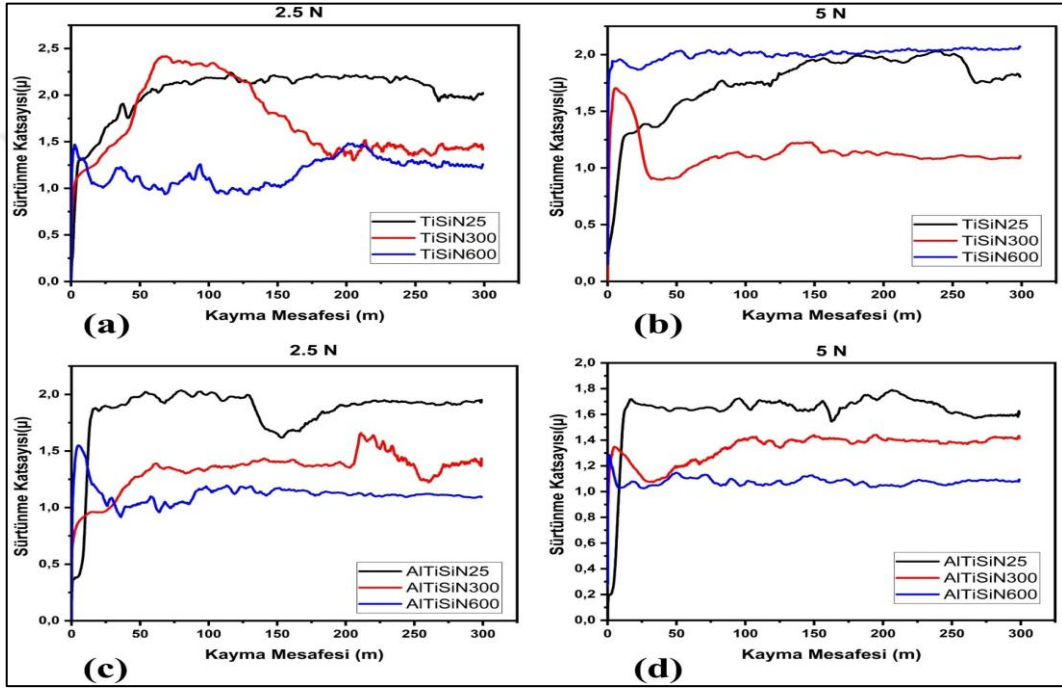
TiCN kaplamasının ise en düşük sürtünme katsayısı değeri 25°C sıcaklıkta kararlı durumda 0.2 olarak elde edilmiştir. Artan sıcaklık ile birlikte artan sürtünme katsayısı, test sonrasında yüzeye yapılan EDS sonuçları ile örtüşmektedir. Kaplama içerisindeki karbonun artan sıcaklık ile bozunması sebebi ile yüzeydeki aşınmayı arttırmaktadır. Kaplamadaki grafit fazı, sürtünme arayüzündeki kesme gerilmesini etkili bir şekilde azaltarak sürtünme katsayısını düşüren yağlayıcı bir etki sağlar. Literatürdeki çalışmalarda da karbon ilavesi sayesinde grafit katmanlarının kayma kuvvetleri etkisi altında kolayca kaymasını sağlayarak sürtünme katsayısını düşürdüğü belirtilmiştir (Sun vd, 2021).



Şekil 84. TiN ve AlTiN kaplamaların 2.5 N ve 5 N yükte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi

Şekil 84, TiN ve AlTiN kaplamasına ait sürtünme katsayısı grafiklerini göstermektedir. TiN kaplama için farklı sıcaklıklarda yapılan testlerde sürtünme katsayısı ortalama benzer değerlere sahip olup, en kararlı durumu 600°C ve 5 N yük altında (ortalama

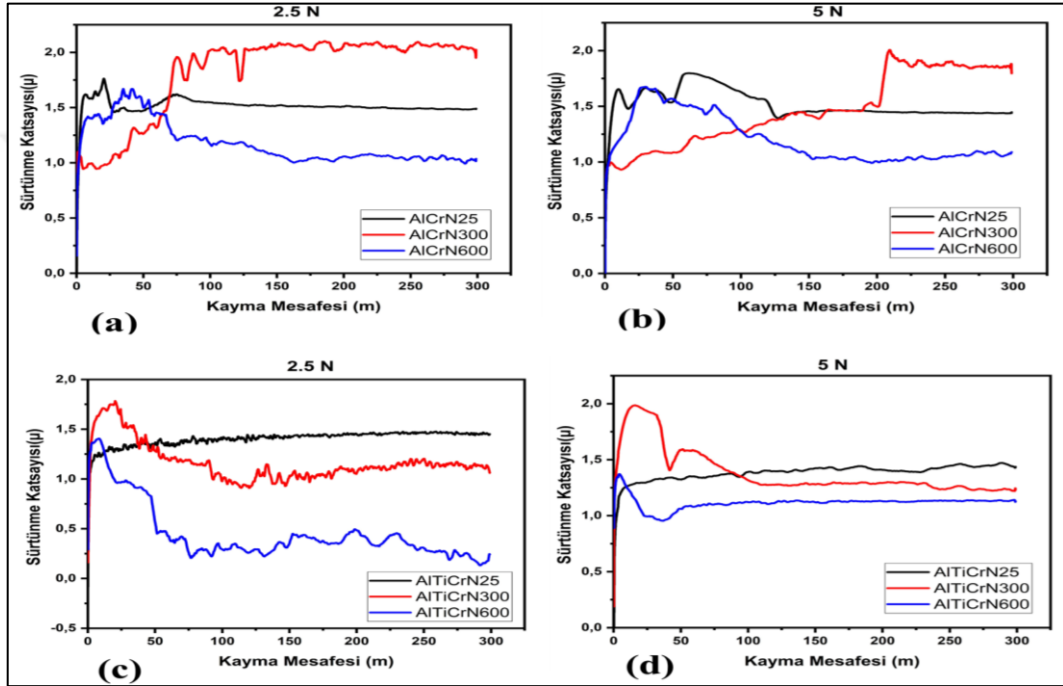
sürtünme katsayısı 1.3) sergilemiştir. AlTiN kaplaması için artan sıcaklık ile birlikte sürtünme katsayısında belirgin bir düşüş meydana gelmiştir. Ayrıca 600°C’de AlTiN kaplaması (1,0) TiN’e (1.3) kıyasla daha düşük sürtünme katsayısına sahiptir. Hwang ve arkadaşları 3 N yük altında TiN ve AlTiN kaplamalarda yaptıkları ball-on-disk sürtünme testlerinde benzer şekilde TiN kaplamanın daha yüksek sürtünme katsayısı verdiğini tespit etmişlerdir (Hwang vd., 2024). Bu sonuç Rockwell-C adhezyon testi sonuçları ile uyumludur.



Şekil 85. TiSiN ve AlTiSiN kaplamaların 2.5 N ve 5 N yükte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi

Şekil 85, TiSiN ve AlTiSiN kaplamasına ait sürtünme katsayısı grafiklerini göstermektedir. TiSiN kaplama için sürtünme katsayısı değerleri 2.5 N ve 5N için farklı eğilimdedir. 600°C’de 2.5 N yük uygulamasında en düşük sürtünme katsayısına değerine (1.35) sahip iken, yük değeri 5N olduğunda sürtünmeyi katsayısı 2.0 değerine artmıştır. Bu durum yüzeyde var olan TiO_2 yapısının kırılganlığı sebebiyle partikül etkisi oluşturmaya yorumlanmaktadır. Yük 2.5 N iken 600°C’de TiSiN kaplamasının düşük sürtünme katsayısı ile yüzeyde oluşan oksit tabakasının kararlılığı ile ilişkilidir. TiSiN kaplamalarının yüksek sıcaklıklardaki tribolojik özelliklerini incelendiği çalışmada, sürtünme katsayısı sıcaklık arttıkça azalan bir eğilim göstermiştir (Luo vd., 2022). AlTiSiN kaplamasında oluşan oksit

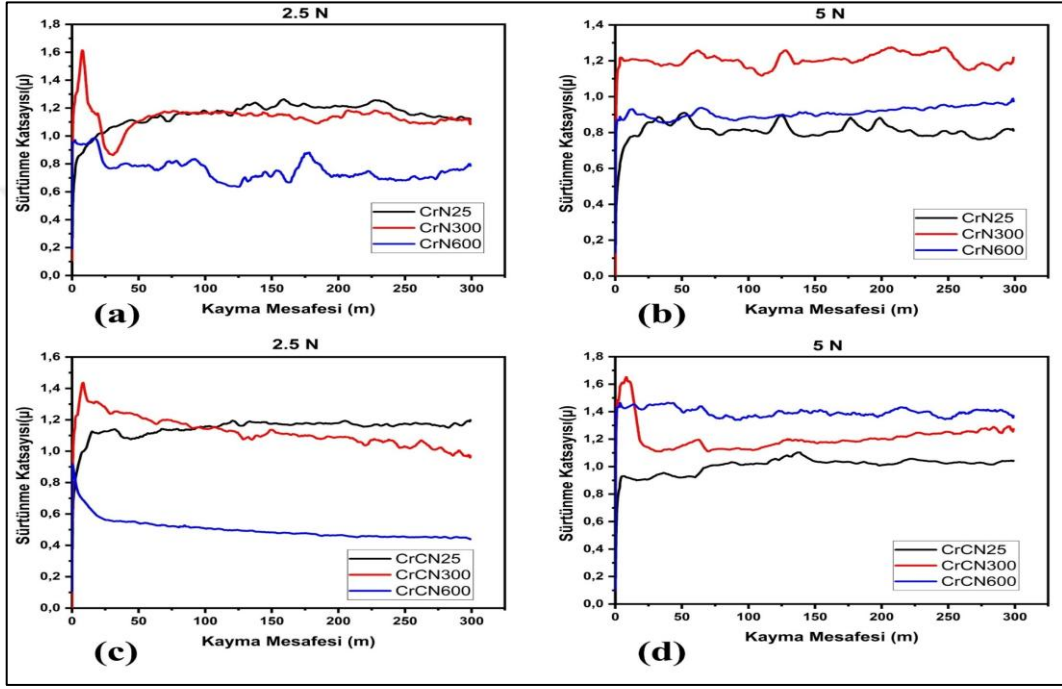
tabakası Al_2O_3 tür. Daha kararlı ve yoğun olan bu tabaka 5 N yük koşulunda da kaplamanın düşük sürtünme katsayısı rejimini korumasını sağlamaktadır. Yüksek sıcaklıklarda oluşan oksit tabakasının aşınmaya karşı koyucu etkisi Li ve arkadaşlarının çalışmasında da belirtilmiştir. İki katmanlı TiSiN , CrAlN/TiSiN ve çok katmanlı CrAlN/TiSiN kaplamalarını incelendiği çalışmada çok katmanlı yapının düşük sıcaklıklarda kohezif kuvvetleri artırarak sürtünme katsayısını azaltırken, yüksek sıcaklıklarda TiO_2 ve Al_2O_3 oksit tabakalarının aşınma direncini geliştirdiklerini ifade etmişlerdir (Li vd., 2021).



Şekil 86. AlCrN ve AlTiCrN kaplamaların 2.5 N ve 5 N yükte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi

Şekil 86, AlCrN ve AlTiCrN kaplamasına ait sürtünme katsayısı grafiklerini göstermektedir. Her iki kaplama da AlTiSiN kaplamasının sürtünme katsayısı grafiğinde görüldüğü gibi 600°C'de daha düşük sürtünme katsayısına sahiptirler. AlTiCrN için 2.5 N yükte sürtünme katsayısı 0.30 değerine kadar düşmektedir. Dejun ve Guizhong 900°C sıcaklıkta yaptıkları aşınma testinde sürtünme katsayısının 0.3 değerine kadar düştüğünü göstermişlerdir (Dejun & Guizhong, 2015). Yüksek sıcaklıkta oluşan oksit tabakasının AlTiCrN kaplamasında en yüksek yağlayıcı etkisini göstermektedir. AlCrN kaplamasında ise 300°C'de kayma mesafesi yaklaşık olarak 150 metreyi geçtikten sonra sürtünme katsayısında bir artış gözlemlenmiştir. Bu artış, oksit tabakasının yüksek sıcaklıktaki

geçirgenliği ile doğrudan ilişkilidir. Yüzeyde artan element difüzyonu ile birlikte, yağlayıcı ajanların hızlı bir şekilde tükenmekte ve kısa çalışma süreleri sonrasında düşük sürtünmeli tribokatmanın kaybı gerçekleşmektedir. Fernandes ve arkadaşları oksit tabakasının zamanla deforme olarak aşınma kalıntıları oluşturduğuna dikkat çekmişlerdir. Çalışmalarında referans kaplamalarına Ag ekleyerek, aşınma kalıntılarını ara yüzeyden daha hızlı uzaklaştırarak daha düşük bir sürtünme katsayısı elde etmişlerdir (Fernandes vd., 2020).



Şekil 87. CrN ve CrCN kaplamaların 2.5 N ve 5 N yükte kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimi

Şekil 87, CrN ve CrCN kaplamasına ait sürtünme katsayısı grafiklerini göstermektedir. CrN yüzeyinde oluşan krom oksit yapısı sıcaklığın artmasıyla daha düşük sürtünme katsayısı eğilimini göstermesini sağlamıştır. Ancak sıcaklığın artmasıyla birlikte 5 N yük altında krom oksit stabilitesinin azalmasına bağlı olarak sürtünme katsayısında artış gözlenmiştir (Chen vd., 2020). CrCN kaplamasında ise aynı sıcaklıklar için yük artışının sürtünme katsayısı davranışında ters bir etki yarattığı tespit edilmiştir. 600°C’de 2.5 N yük altında elde edilen düşük sürtünme katsayısı ara yüzeyde sürtünme ısınması sonrası ince bir oksit filmi oluşumu ile ilişkilendirilebilir. Ancak daha 5 N yük altında oksit tabakasının aşınma kalıntıları ile üç cisimli aşınma mekanizması oluşturması sürtünme katsayısında artış meydana getirmektedir. CrCN için 25°C’de elde edilen düşük sürtünme katsayısı (1.0) ise adhezyon

sonuçlarında belirtildiği üzere kaplama içeriğinde karbon varlığına bağlı olarak oluşan grafit fazının yağlayıcı etkisidir. Benzer davranış TiCN kaplamasına sürtünme katsayısı değerlerinde de elde edilmiştir (Şekil 83) (Adesina, 2022).

3.9. Aşınma Deneyi Sonuçları

Tablo 25 ve Tablo 26’da sırasıyla 2.5 N ve 5 N yük altında aşınma testi yapılan kaplamaların aşınma oranları verilmiştir. (Tablodaki veriler 100 ile çarpılarak verilmiştir.)

Tablo 25. 2.5 N yük altında aşınma testi uygulanan kaplamaların aşınma oranları

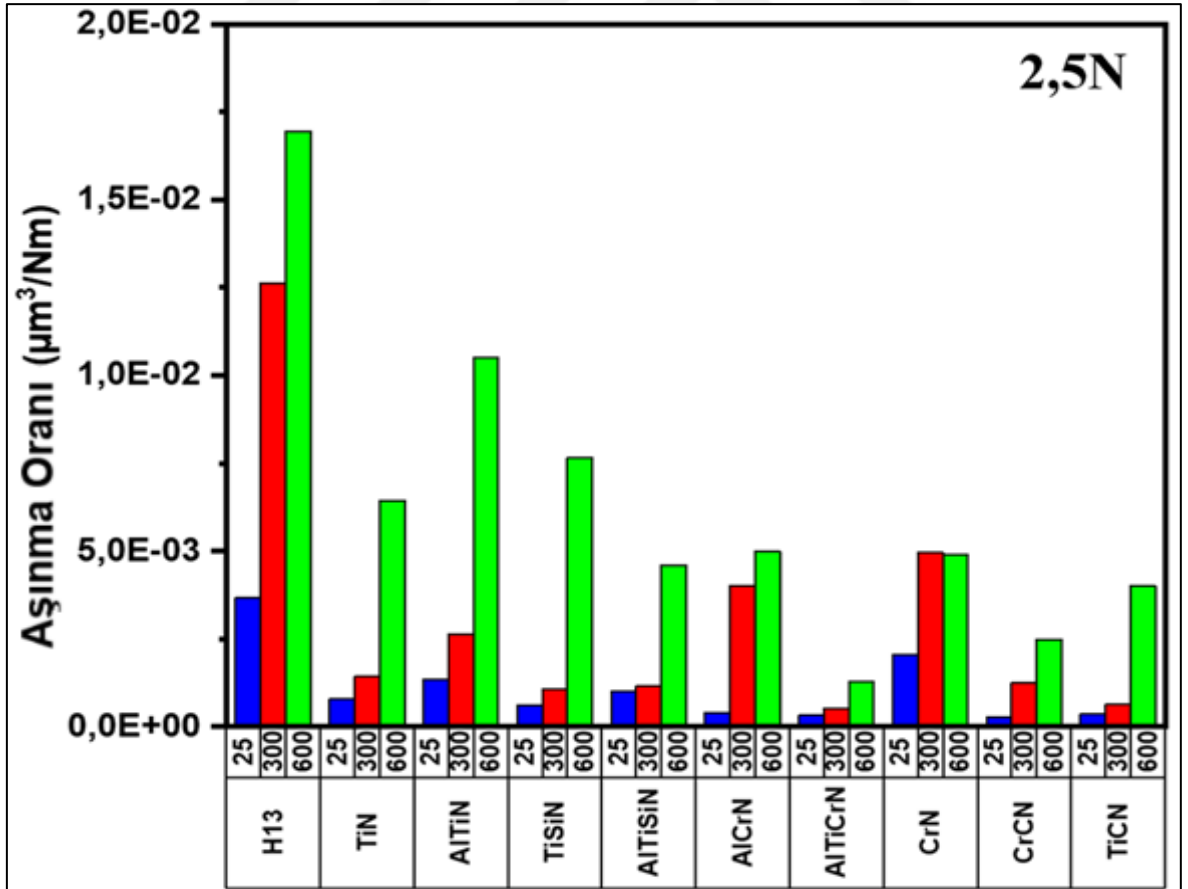
Numune Kodu	% Aşınma Oranı ($\mu\text{m}^3/\text{N.m}$)	Numune Kodu	% Aşınma Oranı ($\mu\text{m}^3/\text{N.m}$)
H25	0.368	AlCrN25	0.041
H300	1.263	AlCrN300	0.402
H600	1.695	AlCrN600	0.498
TiN25	0.079	AlTiCrN25	0.312
TiN300	0.142	AlTiCrN300	0.053
TiN600	0.644	AlTiCrN600	0.129
AlTiN25	0.133	CrN25	0.606
AlTiN300	0.262	CrN300	0.497
AlTiN600	1.050	CrN600	0.488
TiSiN25	0.062	CrCN25	0.026
TiSiN300	0.108	CrCN300	0.124
TiSiN600	0.765	CrCN600	0.249
AlTiSiN25	0.102	TiCN25	0.037
AlTiSiN300	0.116	TiCN300	0.063
AlTiSiN600	0.461	TiCN600	0.400

Tablo 26. 5 N yük altında aşınma testi uygulanan kaplamaların aşınma oranları

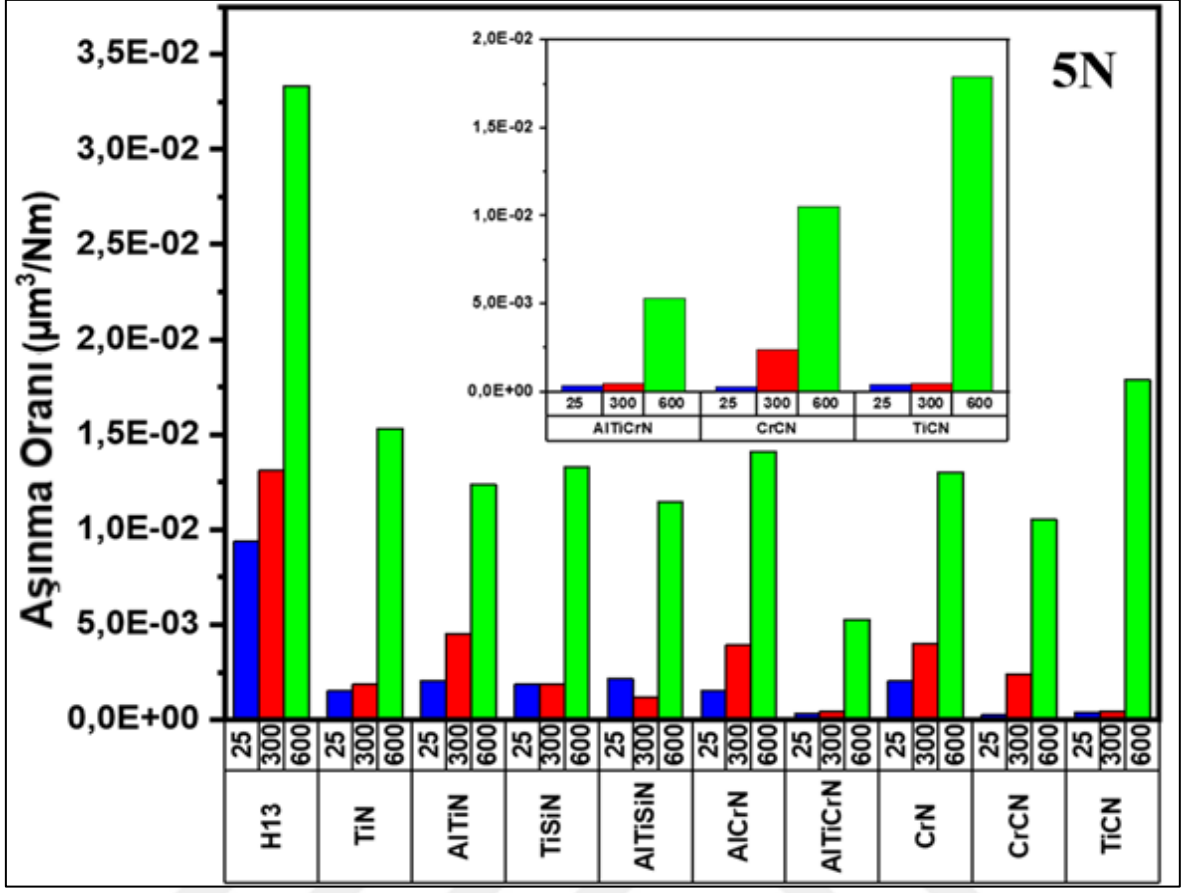
Numune Kodu	% Aşınma Oranı ($\mu\text{m}^3/\text{N.m}$)	Numune Kodu	% Aşınma Oranı ($\mu\text{m}^3/\text{N.m}$)
H25	0.940	AlCrN25	0.151
H300	1.313	AlCrN300	0.392
H600	3.332	AlCrN600	1.411
TiN25	0.152	AlTiCrN25	0.031
TiN300	0.185	AlTiCrN300	0.042
TiN600	1.532	AlTiCrN600	0.528
AlTiN25	0.205	CrN25	0.202
AlTiN300	0.452	CrN300	0.402
AlTiN600	1.237	CrN600	1.301
TiSiN25	0.185	CrCN25	0.024
TiSiN300	0.185	CrCN300	0.239
TiSiN600	1.328	CrCN600	1.051
AlTiSiN25	0.215	TiCN25	0.041
AlTiSiN300	0.120	TiCN300	0.045
AlTiSiN600	1.146	TiCN600	1.787

Şekil 88, 25°C, 300°C ve 600°C sıcaklıklarda, 2.5 N yük altında gerçekleştirilen aşınma testlerinden elde edilen aşınma oranlarını göstermektedir. Tüm kaplamalar, H13 çeliğiyle karşılaştırıldığında, her sıcaklıkta daha iyi aşınma dayanımı sergilemiştir. Kaplamalar arasında karşılaştırma yapıldığında, CN (karbonitrür) kaplamaların ortam sıcaklığındaki aşınma oranlarının diğer kaplamalara göre daha düşük olduğu ve daha iyi aşınma direncine sahip olduğu görülmektedir. Bu performans, karbonun kendiliğinden yağlama etkisinin önemli bir rol oynadığı daha önceki bölümlerde belirtilmiştir. Ayrıca, CrCN ve TiCN kaplamaların sırasıyla 3829 HV ve 3601 HV sertlik değerleri, 25°C'de aşınmaya karşı direnci artıran temel özelliklerindendir (Kenzhegulov vd., 2022). Ancak

sıcaklık arttıkça, karbonitrür kaplamaların aşınma oranlarında belirgin bir artış gözlenmiştir. Özellikle TiCN kaplamada, yüzey EDS sonuçlarında karbon oranının azalması ve yarı kararlı TiO₂ oksidinin artışı, aşınma direncinin önemli ölçüde düşmesine neden olmuştur. Benzer bir durum, daha düşük ölçekte de olsa, CrCN kaplama için de geçerlidir. AlTiN ve AlTiSiN kaplamalar 2100 HV civarında sertlik değerine sahip olmalarına rağmen, 25°C’de yüzey yapışma dereceleri HF4 olarak belirlenmiştir; bu durum, aşınma esnasında dayanımlarını sınırlayan bir faktör olmuştur. Sıcaklık arttıkça, TiN’den AlCrN kaplamalara kadar tüm kaplamalarda aşınma oranında bir artış gözlenmiştir. Bu artışın temel nedeni, kaplamaların sertliklerini yüksek sıcaklıklarda önemli ölçüde kaybetmeleridir. Örneğin, TiSiN kaplama, 25°C’de 2158 HV sertlik değerine sahipken, 600°C’de sertliği yaklaşık yarı yarıya azalarak 1087 HV’ye düşmüştür. AlTiCrN kaplama ise sıcaklık arttıkça aşınma direncinde bir azalma göstermesine rağmen, bu azalma diğer kaplamalara kıyasla en düşük seviyede kalmıştır. Bu durum, AlTiCrN kaplamanın sertliğini büyük ölçüde koruması ve yüksek sıcaklıklarda termal dayanım sergilemesi ile ilişkilendirilmiştir.



Şekil 88. 2.5 N yük altında aşınma testi uygulanan kaplamaların aşınma oranlarının şematik gösterimi



Şekil 89. 5 N yük altında aşınma testi uygulanan kaplamaların aşınma oranlarının şematik gösterimi

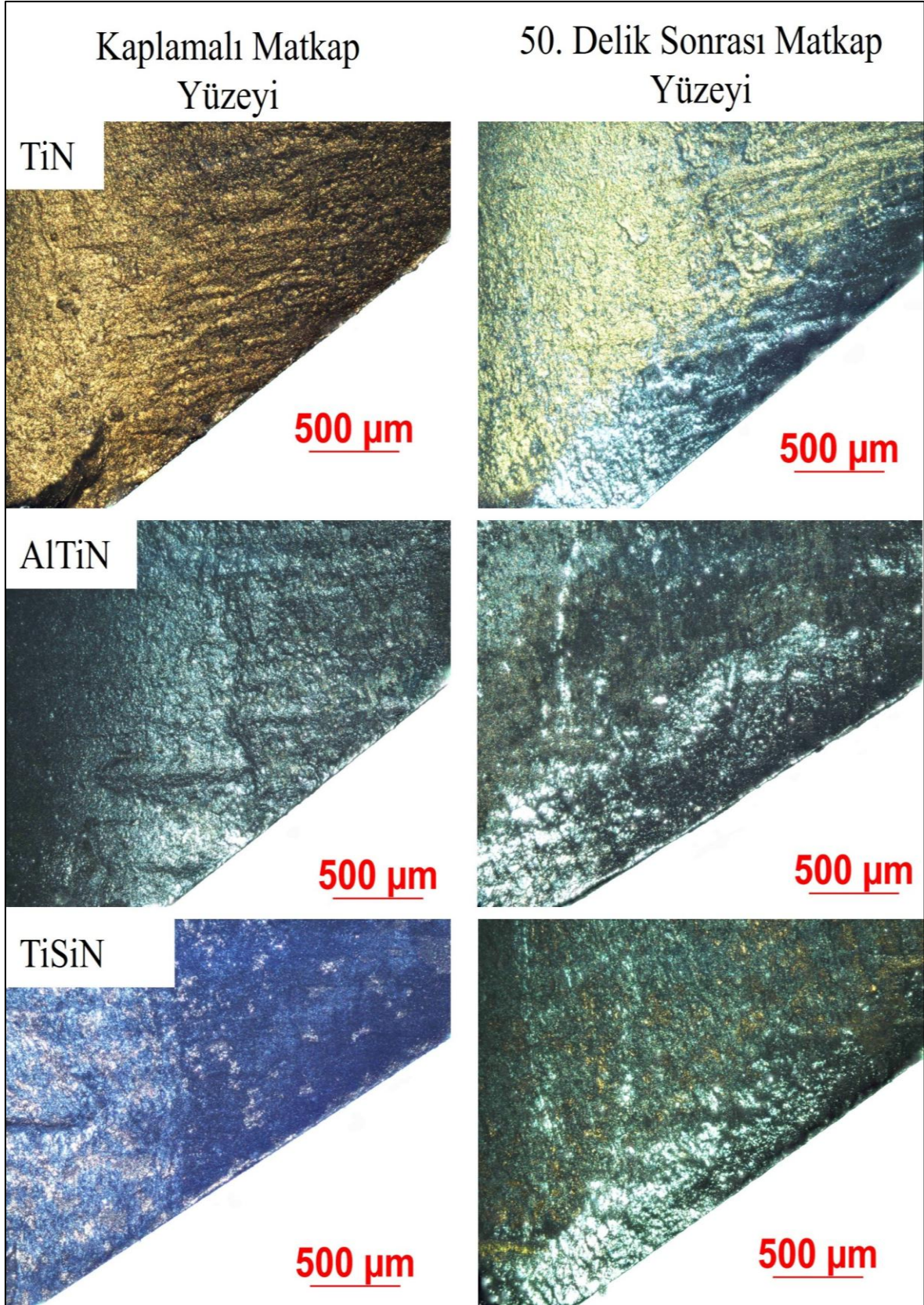
Şekil 89’da, 5 N yük altında 25°C, 300°C ve 600°C sıcaklıklarda gerçekleştirilen aşınma testleri sonrası elde edilen aşınma oranları görülmektedir. Şekil içerisinde, skala farkı nedeniyle detayı görünmeyen kaplamalar ayrıca detaylı şekilde sunulmuştur. Tüm kaplamalar, H13 çeliğine kıyasla tüm sıcaklıklarda daha üstün aşınma performansı sergilemiştir. 2,5 N yük altında yapılan test sonuçlarıyla kıyaslandığında, 5 N yük altında, özellikle 600°C’ye ulaşıldığında, tüm kaplamalarda aşınma oranlarında belirgin bir artış gözlenmiştir. Bu durum, artan temas basınçlarının kaplama yüzeylerinde oluşan koruyucu oksit katmanlarını yüksek sıcaklıklarda koparmasıyla ilişkilidir. Ayrıca, yüksek sıcaklıklardan kaynaklanan malzeme yumuşaması, 5 N yük altında daha belirgin bir etki yaratmıştır. TiCN kaplama, 2,5 N yük altında iyi bir performans sergilemiş olmasına rağmen, 600°C sıcaklıkta 5 N yük altında koruyuculuğunu kaybetmiştir. Rockwell C testlerinde, 600°C sıcaklıkta HF6 adhezyon seviyesine sahip olması ve sertliğini yarı yarıya kaybetmesi, karbon difüzyonu ile birleşerek aşınma direncinde önemli bir düşüşe neden olmuştur (Özkan vd., 2022). Buna karşın, AlTiCrN kaplama, 600°C sıcaklıkta dahi diğer

kaplamalara kıyasla iki kat daha fazla dayanım göstermiştir. Bu kaplamanın 600°C sıcaklıkta yapışma testlerinde HF2 seviyesinde olması ve sıcaklıkla sertliğinde düşüş yaşamaması, aşınma dayanımını olumlu yönde etkilemiştir. Ayrıca, elementel analizlerde iz içlerinde yüksek oranda kaplama elementlerinin yanı sıra azot ve oksijen oranlarının da yüksek bulunması, kaplamanın yapısal bütünlüğünü koruduğunu ve koruyucu oksit filmi sayesinde aşınmayı minimize ettiğini ortaya koymuştur.

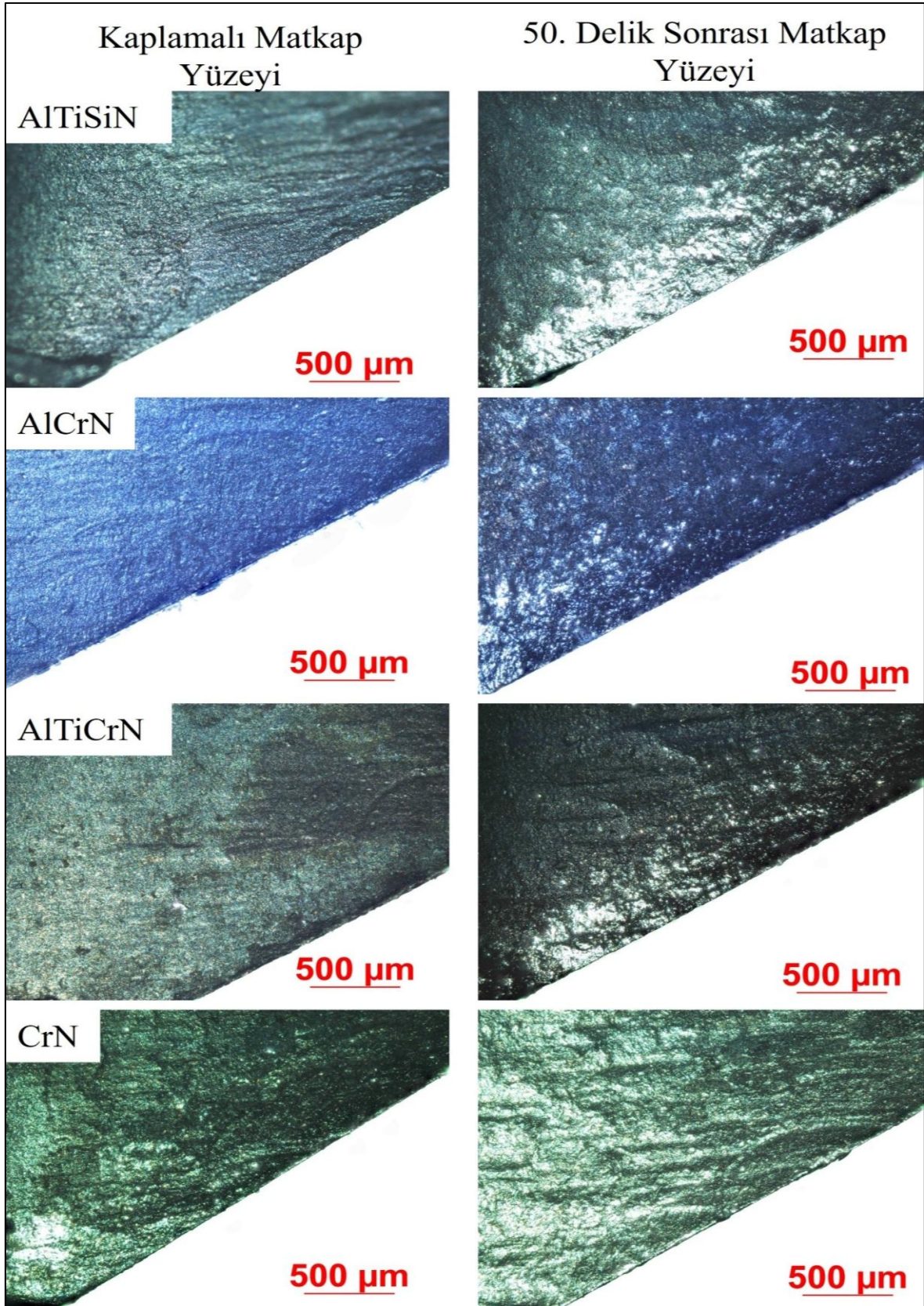
3.10. Delme Testi

Kaplamalı matkap uçları ile gerçekleştirilen delme işleminin ardından elde edilen optik mikroskop görüntüleri, Şekil 90 ve Şekil 91'de gösterilmektedir. Literatürde, yüksek hız çeliklerden imal edilmiş kesici takımlarda işleme sırasında, dengesiz aşınma mekanizmasının baskın olduğu ve bunun sonunda kesici kenarların kırılmasına yol açtığı belirtilmektedir (Endrino vd., 2006).

Delik delme prosesi sonrasında matkap yüzeyinden en yoğun kaplama soyulmasının TiN kaplamasında meydana geldiği tespit edilmiştir. AlTiN, TiSiN ve AlTiSiN kaplamaları ise TiN kaplamasından sonra göreceli olarak daha çok kaplama soyulmasının meydana geldiği kaplama türleridir. Bu yoğun aşınma, matkap ucunda uygulama sıcaklığı altında kaplama yapışmasının yetersiz olmasından kaynaklanmaktadır. CrN, AlCrN ve AlTiCrN kaplamaları ait matkap yüzeylerinde daha az soyulma meydana gelmiştir. Delme performansında elde edilen aşınma davranışları kaplamalara ait adhezyon, sertlik ve aşınma testleri ile örtüşmektedir. CrN, AlCrN ve AlTiCrN kaplamaları 600°C'de en başarılı adhezyon sonucuna sahiptir. Ayrıca AlTiCrN kaplamasının sertlik değerlerinde 300°C ve 600°C'de yapılan aşınma testlerinden sonra bir azalma meydana gelmemiştir.



Şekil 90. Delme işlemi öncesi ve sonrası oluşan TiN, AlTiN ve TiSiN kaplı matkap uçlarının yüzey görüntüsü



Şekil 91. Delme işlemi öncesi ve sonrası oluşan AlTiSiN, AlCrN, AlTiCrN ve CrN kaplı matkap uçlarının yüzey görüntüsü

4. SONUÇLAR

Bu çalışmada katodik ark fiziksel buhar biriktirme yöntemi ile parlatılmış H13 numuneler ve delme takımlarına ikili, üçlü dörtlü ve karbon içerikli çeşitli kaplamalar kaplanmıştır. Elde edilen numuneler hem laboratuvar test ekipmanlarında çeşitli ortam sıcaklıklarında aşınma testlerine tabi tutulmuş hem de gerçek delme işlemleri yapılmıştır. Çeşitli kimyasal ve mekanik analizler yapılarak aşınma ve sürtünme davranışları açıklanmaya çalışılmıştır. Aşağıda sonuçlar özetlenmiştir.

- Kaplama kalınlıklarına bakıldığında CrCN kaplama (8.2 μm) en kalın TiN kaplamanın (1.35 μm) en ince olduğu görülmektedir. Fakat kaplama kesitlerine bakıldığında ise kaplamaların homojen ve yoğun bir şekilde kaplandığı görülmektedir.

- Mikro sertlik değerlerinde H13'ten (607.4 HV) sonra oda sıcaklığında TiN kaplamanın (886.5 HV) en düşük, CrCN kaplamanın (3829 HV) ise en yüksek değere sahip olduğu görülmüştür. Fakat 600°C sıcaklıkta CrCN kaplamada da önemli sertlik düşüşleri görülmüştür. Bu açıdan sertliğini yüksek sıcaklıkta da muhafaza edebilen AlTiCrN kaplama olduğu görülmektedir.

- 25°C sıcaklıkta kaplama yapışmalarında CrCN ve CrN kaplamanın HF1 ile en iyi yüzey yapışma sonucu verdiği görülmüştür. Fakat sıcaklık arttıkça bu adezyonu koruyamadıkları görülmüştür. Bunun yanında AlTiN, TiSiN, AlTiSiN ve AlCrN 25°C sıcaklık altında bile yeterli adezyona sahip olmadıkları görülmüştür. AlTiCrN kaplamanın başlangıçta sahip olduğu HF2 adezyon seviyesini 600°C sıcaklıkta da koruduğu gözlenmiştir.

- Tane boyutu ölçümlerinde sıcaklık artışı ile tane boyutunda artış olduğu görülmektedir. Ayrıca sertlik sonuçları ile kıyaslandığında tane büyümesi ile sertliğin azaldığı görülmektedir. CrN25 (5.2 nm) en küçük tane boyutuna sahip kaplama olurken, en büyük tane boyutuna sahip kaplama ise TiN600 (34.47 nm) olmuştur.

- Yüzey pürüzlülüğü ölçümlerinde sıcaklık artışı ile artış olduğu saptanmıştır. AlTiN25 55.4 nm yüzey pürüzlülüğüne sahipken AlTiCrN600 260.6 nm yüzey pürüzlülüğüne sahiptir.

- AFM yüzey incelemelerine bakıldığında sıcaklık artışı ile beraber yüzeydeki oksit yapılarının daha belirgin olduğu görülmüştür. Ayrıca sıcaklık artışı ile beraber kaplamalardaki boşluk kusurlarının difüzyon ve oksit oluşumu ile büyüdüğü ve derinleştiği

görülmüştür. Özellikle AlTiN, TiSiN, AlTiSiN ve AlCrN kaplamalarda diğer kaplamalar göre daha derin ve geniş boşlukların olduğu görülmüştür.

- Yüzey elementel analizlerinde tüm kaplamalarda artan O elementi yüzeyde oksit tabakası olduğunu göstermektedir. TiN, AlCrN, CrN kaplamalarında 600°C sıcaklıkta yüzeyde N elementine rastlanmaması yüzeyde tamamen oksitlenme olduğunu göstermektedir. TiCN ve CrCN kaplamalarda ise azalan C elementi miktarı karbonun yüzeyden difüze olduğunu göstermektedir. AlTiCrN kaplama diğer kaplamalara göre daha az O elementi olması yüksek sıcaklıklarda yapısını daha iyi koruduğunu göstermektedir.

- İz içi optik ve elementel analizlerinde optik görüntülerde düşük sıcaklıklarda abrazyon aşınmanın daha etkin olduğu görülmekteyken artan sıcaklıkla birlikte kaplamalarda adhezif aşınmaya bağlı malzeme kaybı olduğu görülmüştür. Elementel analizlere bakıldığında özellikle yüksek sıcaklıklarda iz içerisinde O elementi artışı iz içlerinde oksidasyonun arttığını göstermektedir. O elementi ile iz içerisinde kaplama elementlerinin bulunması koruyucu oksit tabakası oluşumunu göstermektedir. Bu durum CrCN ve TiCN kaplamanın 25°C ve 300°C sıcaklıklarda tespit edilmiş olsa da 600°C sıcaklıkta kaplama elementlerinin neredeyse tamamen iz içerisinden aşındığı görülmüştür. Fakat AlTiCrN kaplamada 600°C iz içlerinde bile yüksek miktarda kaplama elementi yoğunluğu bu kaplamada koruyucu film oluşumunu göstermektedir.

- Kaplamalarda genel olarak sıcaklık artışı ile oluşan koruyucu oksit tabakasına bağlı olarak sürtünme katsayısında azalma olduğu görülmüştür. Bu durum TiCN ve CrCN kaplamalarda görülmemiştir. 25°C sıcaklıkta karbon ilavesi kaplamada yağlayıcı görevi gördüğünden sürtünme katsayısının bu sıcaklıkta diğer kaplamalara göre oldukça düşük olduğu tespit edilmiştir. Fakat artan sıcaklıkla birlikte karbonun kaplama yapısı içerisinden difüze olması sebebiyle yüksek sıcaklıklarda sürtünme performanslarında önemli bir azalma görülmüştür. 2.5 N yük altında yapılan testlerde en yüksek sürtünme katsayısına sahip kaplama AlCrN300 (2.0) iken, en düşük sürtünme katsayısına sahip kaplama ise TiCN25 (0.2) olmuştur. 5 N yük altında yapılan testlerde ise en yüksek sürtünme katsayısına sahip kaplama TiSiN600 (2.0) iken, en düşük sürtünme katsayısına sahip kaplama ise TiCN25 (0.2) olmuştur. AlTiCrN600'ün ise sürtünme katsayısı 2.5 N yük altında yaklaşık 0.3'e kadar düşmüştür.

- Tüm kaplamalar H13 çeliğine göre daha iyi aşınma dayanımı göstermiştir. Tüm kaplamalarda sıcaklık artımı ile birlikte aşınma oranlarında artış meydana gelmiştir. Karbonitrür kaplamalar düşük sıcaklıklar ve düşük yüklerde iyi performans sergilese de

yukarda bahsedildiği gibi yüksek sıcaklıklarda karbonun kaplamadan uzaklaşması ile aşınma dayanımında önemli miktarda azalma meydana gelmiştir. Bunun yanında ikili kaplamaların l kaplamalara göre daha düşük performans sergilediği grlmştir. AlTiCrN dörtlü kaplamasının 600°C sıcaklık 5 N yük altında aşınma oranı değer artmış olsa bile en yakın kaplamadan iki kat fazla aşınma direnci sergilediği tespit edilmiştir. 2.5 N yük altında H600 numunesi ($1.695 \mu\text{m}^3/\text{N.m}$) en fazla % aşınma oranına sahip numune iken CrCN25 ($0.026 \mu\text{m}^3/\text{N.m}$) en az % aşınma oranına sahip kaplama olmuştur. 5N yük altında ise H600 numunesi ($3.332 \mu\text{m}^3/\text{N.m}$) en fazla % aşınma oranına sahip numune iken AlTiCrN25 ($0.031 \mu\text{m}^3/\text{N.m}$) kaplaması ise en az % aşınma oranına sahip kaplama olmuştur.

- Yapılan delme testleri sonucunda alınan optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde TiN kaplamalı matkap ucunun daha fazla aşındığı görülürken AlTiCrN kaplamalı matkap ucunun diğerlerine göre daha az aşındığı tespit edilmiştir.

5. ÖNERİLER

- Kaplama büyüme morfolojilerini incelemek için katman kalınlıkları transmisyon elektron mikroskobu kullanılarak incelenebilir.
- Kaplamaların taban malzemeye yapışma özelliklerini arttırmak için metalik adezyon katmanları ve dayanımını arttırmak için TiN ve CrN gibi ara katmanlar ile çok katmanlı bir mimari oluşturulabilir.
- Taban malzemeye nitrürleme işlemi yapılarak dubleks işlem ile sıcaklık etkisi ile taban malzeme yumuşaması önüne geçilerek kaplamaların yük taşıma kapasiteleri artırılabilir.
- Kaplamaların üretimi esnasında sabit tutulan ark voltajı, bias akımı ve gaz akısı gibi değerleri değiştirilerek bu parametrelerin kaplama özelliklerine etkileri incelenebilir.

6. KAYNAKLAR

- Abadias, G., Chason, E., Keckes, J., Sebastiani, M., Thompson, G. B., Barthel, E., & Martinu, L. (2018). Review Article: Stress in Thin Films and Coatings: Current Status. *Challenges and Prospects*.
- Adesina, A. Y. (2022). Tribological Behavior of TiN/TiAlN, CrN/TiAlN, and CrAlN/TiAlN Coatings at Elevated Temperature. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31(8), 6404-6419.
- Ahmed, F. S., El-Zomor, M. A., Ghazala, M. S., & Elshaer, R. N. (2022). Effect of Oxide Layers Formed by Thermal Oxidation on Mechanical Properties and NaCl-Induced Hot Corrosion Behavior of TC21 Ti-Slloy. *Scientific Reports*, 12(1), 19265.
- Akbal, T. (2014). *Fiziksel Buhar Biriktirme (PVD) Yöntemiyle Yapılan Alüminyum Krom Nitrür (AlCrN) İnce Film Kaplamaların Üretimi ve Karakterizasyonu*. İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Akkaş, O. (1998). *TiN Kaplama Parametrelerinin, Aşınma Davranışı Üzerindeki Etkisi*. İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi.
- Alamgir, A., Yashin, M., Bogatov, A., Viljus, M., Traksmas, R., Sondor, J., & Podgursky, V. (2020). High-Temperature Tribological Performance of Hard Multilayer TiN-AlTiN/nAlCo-CrN/AlCrN-AlCrO-AlTiCrN Coating Deposited on WC-Co Substrate. *Coatings*, 10(9), 909.
- Alberdi, A., Marin, M., Diaz, B., Sanchez, O., & Galindo, R. E. (2007). Wear Resistance of Titanium–Aluminium–Chromium–Nitride Nanocomposite Thin Films. *Vacuum*, 81(11-12), 1453-1456.
- Alhafian, M. R., Chemin, J. B., El Adib, B., Penoy, M., Bourgeois, L., & Choquet, P. (2022). Study of the Oxidation Mechanism at High Temperature of Nanofiber Textured AlTiCrN Coatings Produced by Physical Vapor Deposition Using High-Resolution Characterization Techniques. *Corrosion Science*, 201, 110226.
- Aniolek, K. (2017). The Influence of Thermal Oxidation Parameters on the Growth of Oxide Layers on Titanium. *Vacuum*, 144, 94-100.
- Aras, T. F. (2010). *PVD Kaplanmış HOTVAR Sıcak İş Takım Çeliğinin Kuru ve Abrasiv Takviyeli Yağlı Şartlarda Aşınma Davranışlarının İncelenmesi*. Kayseri: Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Arslan, F. K. (2011). *Soğuk İş Takım Çeliklerinde Sıfırlı İşlem Derecesinin Mekanik Özelliklere Etkisi*. Sakarya: Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- ASM. (1990). *Metals Handbook Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and HighPerformance Alloys*. ASM International.

- Astakhov, V. P. (2014). Machinability: Existing and Advanced Concepts. *Machinability of Advanced Materials*, 1-56.
- Aytaç, A., & Malayoğlu, U. (2018). Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemlerinden PVD ve JVD/DVD İnce Film Kaplamaların Karşılaştırılması ve DVD Kaplama Teknolojisinin Endüstriyel Uygulamaları Üzerine Kavramsal, Akademik ve Teorik Bir Analiz. *Savunma Bilimleri Dergisi*, 17(1), 131-164.
- Bakdemir, S. A., Özkan, D., Türküz, M. C., Uzun, E., & Salman, S. (2020). Effect of the Nitriding Process in the Wear Behaviour of Din 1.2344 Hot Work Steel. *Journal of Naval Sciences and Engineering*, 16(1), 45-70.
- Baker, T. N. (2015). Role of Zirconium in Micro-Alloyed Steels: A Review. *Materials Science and Technology*, 31(3), 265-294.
- Başkurt, E. (2010). *Silisyum Karbür İnce Filmlerin Reaktif Doğru Akım Manyetik Alanda Sıçratma Yöntemiyle Üretimi ve Karakterizasyonu*. İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Beake, B. D., & Fox-Rabinovich, G. S. (2014). Progress in High Temperature Nanomechanical Testing of Coatings for Optimising Their performance in high speed Machining. *Surface and Coatings Technology*, 255, 102-111.
- Bhushan, B. (2013). *Principles and Applications of Tribology*. John Wiley & Sons.
- Blau, P. J., & Devore, C. E. (1990). Sliding Friction and Wear Behaviour of Several Nickel Aluminide Alloys Under Dry and Lubricated Conditions . *Tribology International*, 23(4), 226-234.
- Bostan, B. (2015). *Yüksek Hız Takım Çeliklerinin Yüksek Sıcaklık Aşınma Dayanımına Nitrasyon İşleminin Etkisi* . İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Bouzakis, K. D., Skordaris, G., Gerardis, S., Katirtzoglou, G., Makrimalakis, S., Pappa, M., & M'Saoubi, R. (2009). Ambient and Elevated Temperature Properties of TiN, TiAlN and TiSiN PVD Films and Their Impact on the Cutting Performance of Coated Carbide Tools. *Surface and Coatings Technology*, 204(6-7), 1061-1065.
- Bressan, J. D., Hesse, R., & Silva Jr, E. M. (2001). Abrasive Wear Behavior of High Speed Steel and Hard Metal Coated with TiAlN and TiCN. *Wear*, 250(1-12), 561-568.
- Bunshah, R. F. (1994). *Handbook of Deposition Technologies for Films and Coatings: Science, Applications and Technology*. William Andrew.
- Callister, W. D., & Rethwisch, D. D. (2013). *Malzeme Bilimi ve Mühendisliği*. Nobel.
- Camuşcu, N., & Aslan, E. (2005). A Comparative Study on Cutting Tool Performance in End Milling of AISI D3 Tool Steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 170(1-2), 121-126.

- Candelaria, A. F., & Pinedo, C. E. (2003). Influence of the Heat Treatment on the Corrosion Resistance of the Martensitic Stainless Steel Type AISI 420. *Journal of Materials Science Letters*, 22(16).
- Chang, Y. Y., & Lai, H. M. (2014). Wear Behavior and Cutting Performance of CrAlSiN and TiAlSiN Hard Coatings on Cemented Carbide Cutting Tools for Ti Alloys. *Surface and Coatings Technology*, 152-158, 152-158.
- Chang, Y. Y., Yang, S. J., & Wang, D. Y. (2007). Characterization of TiCr (C, N)/Amorphous Carbon Coatings Synthesized by a Cathodic Arc Deposition Process. *Thin Solid Films*, 515(11), 4722-4726.
- Chang, Y. Y., Yang, Y. J., & Weng, S. Y. (2020). Effect of Interlayer Design on the Mechanical Properties of AlTiCrN and Multilayered AlTiCrN/TiSiN Hard Coatings. *Surface and Coatings Technology*, 389, 125637.
- Chawla, V., Puri, D., Prakash, S., Chawla, A., & Sidhu, B. S. (2009). Characterization and Comparison of Corrosion Behavior of Nanostructured TiAlN and AlCrN Coatings on Superfer 800H (INCOLOY 800 H) Substrate. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 8(9), 715-727.
- Chen, L., Wang, S. Q., Du, Y., Zhou, S. Z., Gang, T., Fen, J. C., . . . Xiong, X. (2010). Machining Performance of Ti-Al-Si-N Coated Inserts. *Surface and Coatings Technology*, 205(2), 582-586.
- Chen, R., Tu, J. P., Liu, D. G., Mai, Y. J., & Gu, C. D. (2011). Microstructure, Mechanical and Tribological Properties of TiCN Nanocomposite Films Deposited by DC Magnetron Sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 205(21-22), 5228-5234.
- Chen, R., Wang, Z., Qi, L., Zhong, L., Guan, R., He, J., & Hu, X. (2021). The Carbides, Tensile Properties and Work-Hardening Behavior of Annealed H13 Die Steels with Varied Yttrium Contents. *Materials Science and Engineering: A*, 806, 140856.
- Chen, Y., Wang, S., Hao, Y., Pu, J., Jiang, X., Huang, L. F., & Wang, L. (2020). Friction and Wear Behavior of CrN Coating on 316L Stainless Steel in Liquid Sodium at Elevated Temperature. *Tribology International*, 143, 106079.
- Chen, Y., Xu, Y. X., Zhang, H., Wang, Q., Wei, T., Zhang, F., & Kim, K. H. (2023). Improving High-Temperature Wear Resistance of Arc-Evaporated AlCrN Coatings by Mo Alloying. *Surface and Coatings Technology*, 456, 129253.
- Cheng, Y. H., & Tay, B. K. (2003). Development of Texture in TiN Films Deposited by Filtered Cathodic Vacuum Arc. 252(1-3), 257-264.
- Coşkun, B. (2013). *Sıçratma Tekniği ile Büyütülen Zirkonyum Dioksit İnce Filmlerin Mikro Yapılarının İncelenmesi*. Elazığ: Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Çalışkan, A. (2023). *Toz Metalurjisi ile Üretilen Takım Çeliklerinin Sıcak Daldırma Yöntemiyle Alüminyum Kaplama Sonrası Yüzey Karakterizasyonu*. İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

- Dašić, P., Franek, F., Assenova, E., & Radovanović, M. (2003). International Standardization and Organizations in the Field of Tribology. *Industrial Lubrication and Tribology*, 55(6), 287-291.
- Davis, J. R. (2001). *Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance*. ASM International.
- Decrozant-Triquenaux, J., Pelcastre, L., Courbon, C., Prakash, B., & Hardell, J. (2021). High Temperature Tribological Behaviour of PVD Coated Tool Steel and Aluminium Under Dry and Lubricated Conditions. *Friction*, 9, 802-821.
- Dejun, K., & Guizhong, F. (2015). Friction and Wear Behaviors of AlTiCrN Coatings by Cathodic Arc Ion Plating at High Temperatures. *Journal of Materials Research*, 30(4), 503-511.
- Derflinger, V. H., Schütze, A., & Ante, M. (2006). Mechanical and Structural Properties of Various Alloyed TiAlN-Based Hard Coatings. *Surface and Coatings Technology*, 200(16-17), 4693-4700.
- Diaz, N. V., Schacherl, R. E., Zagonel, L. F., & Mittemeijer, E. J. (2008). Influence of the Microstructure on the Residual Stresses of Nitrided Iron–Chromium Alloys. *Acta Materialia*, 56(6), 1196-1208.
- Ducros, C., Cayron, C., & Sanchette, F. (2006). Multilayered and Nanolayered Hard Nitride Thin Films Deposited by Cathodic Arc Evaporation. Part 1: Deposition, Morphology and Microstructure. *Surface and Coatings Technology*, 201(1-2), 136-142.
- Durmaz, Y. M., & Yıldız, F. (2019). The Wear Performance of Carbide Tools Coated with TiAlSiN, AlCrN and TiAlN Ceramic Films in Intelligent Machining Process. *Ceramics International*, 45(3), 3839-3848.
- Elmkhah, H., Fattah-Alhosseini, A., Babaei, K., Abdollah-Zadeh, A., & Mahboubi, F. (2020). Correlation Between the Al Content and Corrosion Resistance of TiAlN Coatings Applied Using a PACVD Technique. *Journal of Asian Ceramic Societies*, 8(1), 72-80.
- Endrino, J. L., Fox-Rabinovich, G. S., & Gey, C. (2006). Hard AlTiN, AlCrN PVD Coatings for Machining of Austenitic Sainless Steel. *Surface and Coatings Technology*, 200(24), 6840-6845.
- Endrino, J. L., Fox-Rabinovich, G. S., Reiter, A., Veldhuis, S. V., Galindo, R. E., Albella, J. M., & Marco, J. F. (2007). Oxidation Tuning in AlCrN Coatings. *Surface and Coatings Technology*, 201(8), 4505-4511.
- Erdem, K. (2017). *Makina Elemanları Cilt-2*. Akademisyen Kitabevi.
- Eryılmaz, O. L. (2001). *Ark Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemiyle Nanokompozit Mo-N-Cu Kaplamaların Üretimi ve Karakterizasyonu*. İstanbul : İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

- Eser, A., Broeckmann, C., & Simsir, C. (2016). Multiscale Modeling of Tempering of AISI H13 Hot-Work Tool Steel–Part 1: Prediction of Microstructure Evolution and Coupling with Mechanical Properties. *Computational Materials Science*, 113, 280-291.
- Faga, M. G., Gautier, G., Calzavarini, R., Perucca, M., Aimò, E., Cartasegna, F., & Settineri, L. (2007). AlSiTiN Nanocomposite Coatings Developed via Arc Cathodic PVD: Evaluation of Wear Resistance via Tribological Analysis and High Speed Machining Operations. *Wear*, 263, 1306-1314.
- Farahat, A. I., & El-Bitar, T. A. (2010). Effect of Nb, Ti and Cold Deformation on Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels. *Materials Science and Engineering: A*, 527(16-17), 3662-3669.
- Fernandes, F., Al-Rjoub, A., Cavaleiro, D., Polcar, T., & Cavaleiro, A. (2020). Room and High Temperature Tribological Performance of Multilayered TiSiN/TiN and TiSiN/TiN (Ag) Coatings Deposited by Sputtering. *Coatings*, 10(12), 1191.
- Fischer, A., & Bobzin, K. (2009). *Friction, Wear and Wear Protection*. John Wiley & Sons.
- Forsén, R., Johansson, M. P., Odén, M., & Ghafoor, N. (2013). Effects of Ti Alloying of AlCrN Coatings on Thermal Stability and Oxidation Resistance. *Thin Solid Films*, 534, 394-402.
- Fouad, O. A., Ismail, A. A., Zaki, Z. I., & Mohamed, R. M. (2006). Zinc Oxide Thin Films Prepared by Thermal Evaporation Deposition and its Photocatalytic Activity. *Applied Catalysis B: Environmental*, 62(1-2), 144-149.
- Fox-Rabinovich, G. S., Yamamoto, K., Veldhuis, S. C., Kovalev, A. I., & Dosbaeva, G. K. (2005). Tribological Adaptability of TiAlCrN PVD Coatings Under High Performance Dry Machining Conditions. *Surface and Coatings Technology*, 200(5-6), 1804-1813.
- Fuentes, G. G., Almandoz, E., Pierrugues, R., Martínez, R., Rodríguez, R. J., Caro, J., & Vilaseca, M. (2010). High Temperature Tribological Characterisation of TiAlSiN Coatings Produced by Cathodic Arc Evaporation. *Surface and Coatings Technology*, 205(5), 1368-1373.
- Gerth, J., & Wiklund, U. (2008). The Influence of Metallic Interlayers on the Adhesion of PVD TiN Coatings on High-Speed steel. *Wear*, 264(9-10), 885-892.
- Gilewicz, A., Jedrzejewski, R., Myslinski, P., & Warcholinski, B. (2019). Influence of Substrate Bias Voltage on Structure, Morphology and Mechanical Properties of AlCrN Coatings Synthesized Using Cathodic Arc Evaporation. *Tribology in Industry*, 41(4), 484.
- Guan, R. G., & Tie, D. (2017). A Review on Grain Refinement of Aluminum Alloys: Progresses, Challenges and Prospects. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 30, 409-432.

- He, J. L., Lin, Y. H., & Chen, K. C. (1997). Wear Performance of CAP-Titanium Nitride-Coated High-Speed Steel in Different Dry Sliding Conditions. *Wear*, 208(1-2), 36-41.
- Højerslev, C. (2001). *Tool Steels*. Risø National Laboratory.
- Huang, M., Chen, Z., Wang, M., Li, Y., & Wang, Y. (2016). Microstructure and Properties of TiCrN Coatings by Arc Ion Plating. *Surface Engineering*, 32(4), 284-288.
- Hwang, Y. H., Seo, K. J., Kim, T. H., Min, Y. J., Liu, Y., & Kim, D. E. (2024). Tribological Behavior of TiN, AlTiN, and AlTiCrN Coatings in Atmospheric and Vacuum Environments. *Friction*, 12(11), 2611-2626.
- Islam, M. S., Shahruzzaman, M., Khan, M. N., Islam, M. M., Kabir, S. F., Mallik, A. K., & Haque, P. (2022). Composite Materials: Concept, recent Advancements and Applications. S. Haider, & A. Haider içinde, *In Renewable Polymers and Polymer-Metal Oxide Composites* (s. 1-43). Elsevier.
- Jiang, J., Stott, F. H., & Stack, M. M. (2004). A Generic Model for Dry Sliding Wear of Metals at Elevated Temperatures. *Wear*, 256(9-10), 973-985.
- Kaçar, E. (2022). *Çelik Üzerinde Titanyum Karbür Katmanlarının Katodik Ark FBB Temelli Yayındırma Yöntemi ile Üretilmesi*. İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Kang, J. Y., Heo, Y. U., Kim, H., Suh, D. W., Son, D., Lee, D. H., & Lee, T. H. (2014). Effect of Copper Addition on the Characteristics of High-Carbon and High-Chromium Steels. *Materials Science and Engineering: A*, 614, 36-44.
- Kaplan, Ü. (2019). *DC Magnetron Sıçratma Tekniği ile Büyütülen Titanyum İnce Filmlerinin Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi*. Elazığ: Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Karaaslan, A. (2010). *Mühendislik Alaşımları İçin Faz Diyagramları*. Literatür Yayıncılık.
- Karagöz, H. (1994). *Kesici Takım Malzemelerinde PVD CVD Tipi Modern Seramik Katmanların Takım Ömrüne Etkisi*. Kocaeli: Kocaeli Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi.
- Kato, K., & Adachi, K. (2001). *Wear Mechanisms. Chapter 7 of Modern Tribology Handbook*. CRC Press.
- Kaya, E., & Ulutan, M. (2022). Tribomechanical and Microstructural Properties of Cathodic Arc-Deposited Ternary Nitride Coatings. *Ceramics International*, 48(15), 21305-21316.
- Keleş, Ö. (1996). *Matkap Uçlarının Ark PVD ile TiN Kaplanması Prosedür Parametrelerinin Taguchi Metodları ile Optimizasyonu*. İstanbul : İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

- Kenzhegulov, A., Mamaeva, A., Panichkin, A., Alibekov, Z., Kshibekova, B., Bakhytul, N., & Wieleba, W. (2022). Comparative Study of Tribological and Corrosion Characteristics of TiCN, TiCrCN, and TiZrCN Coatings. *Coatings*, 12(5), 564.
- Klocke, F., & Kuchle, A. (2011). Processes with Rotational Primary Movement. *Manufacturing Processes 1: Cutting*, 383-444.
- Kovačević, L., Terek, P., Miletić, A., Kukuruzović, D., Škorić, B., & Panjan, P. (2018). Industrial Evaluation of Duplex PVD Hard Coatings for HPDC. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 40, 1-8.
- Krauss, G. (2015). *Steels: Processing, Structure and Performance*. ASM International.
- Kuo, C. C., Lin, Y. T., Chan, A., & Chang, J. T. (2019). High Temperature Wear Behavior of Titanium Nitride Coating Deposited Using High Power Impulse Magnetron Sputtering. *Coatings*, 9(9), 555.
- Lawal, J., Kiryukhantsev-Korneev, P., Matthews, A., & Leyland, A. (2017). Mechanical Properties and Abrasive Wear Behaviour of Al-Based PVD Amorphous/Nanostructured Coatings. *Surface and Coatings Technology*, 310, 59-69.
- Lee, D. B., Kim, M. H., Lee, Y. C., & Kwon, S. C. (2001). High Temperature Oxidation of TiCrN Coatings Deposited on a Steel Substrate by Ion Plating. *Surface and Coatings Technology*, 141(2-3), 232-239.
- Li, C., Wang, L., Shang, L., Cao, X., Zhang, G., Yu, Y., & Hu, H. (2021). Mechanical and High-Temperature Tribological Properties of CrAlN/TiSiN Multilayer Coating Deposited by PVD. *Ceramics International*, 47(20), 29285-29294.
- Liang, J., Almandoz, E., Ortiz-Membrado, L., Rodríguez, R., de Ara, J. F., Fuentes, G. G., & Jiménez-Piqué, E. (2022). Mechanical Performance of AlCrSiN and AlTiSiN Coatings on Inconel and Steel Substrates After Thermal Treatments. *Materials*, 15(23), 8605.
- Ling, C. L., Yajid, M. A., Tamin, M. N., Kamarudin, M., Taib, M. A., Nosbi, N., & Ali, W. F. (2022). Effect of Substrate Roughness and PVD Deposition Temperatures on Hardness and Wear Performance of AlCrN-Coated WC-Co. *Surface and Coatings Technology*, 436, 128304.
- Liu, Y., Xie, M., Pei, X., Zhang, Y., Mu, R., & Song, X. (2022). Failure Analysis of Thermal Corrosion Cycling of EB-PVD YSZ Thermal Barrier Coatings Exposed to Molten NaCl. *Coatings*, 12(8), 1065.
- Ludema, K. C., & Ajayi, L. (2018). *Friction, Wear, Lubrication: a Textbook in Tribology*. CRC Press.
- Lukaszewicz, K., Sondor, J., Paradecka, A., Pawlyta, M., Chmiela, B., Pancielejko, M., & Tański, T. (2020). Structure and Tribological Properties of AlCrN+ CrCN Coating. *Coatings*, 10(11), 1084.

- Luo, Y., Dong, Y., Xiao, C., Wang, X., & Peng, H. (2022). Impact Abrasive Wear Property of CrAlN/TiSiN Multilayer Coating at Elevated Temperatures. *Materials*, 15(6), 2214.
- Maili, I., Rabitsch, R., Liebfahrt, W., Makovec, H., & Putzgruber, E. (2002). New Bohler Powder Metallurgy High Speed Steel with Excellent Hot Hardness. *In Proceedings of the 6th International Tooling Conference*. 2, s. 1-4. Karlstad: Karlstad Univ.
- Milošev, I., Strehblow, H. H., & Navinšek, B. (1995). XPS in the Study of High-Temperature Oxidation of CrN and TiN Hard Coatings. *Surface and Coatings Technology*, 74, 897-902.
- Mo, J. L., & Zhu, M. H. (2009). Tribological Oxidation Behaviour of PVD Hard Coatings. *Tribology International*, 42(11-12), 1758-1764.
- Mohlfeld, A., Tonshoff, K., Karpuschewski, B., Leyendecker, T., Erkens, G., Fuss, H. G., & Wenke, R. (1998). Performance of Oxygen-Rich TiAlON Coatings in Dry Cutting Applications. *Surface and Coatings Technology*, 108(1), 535-542.
- Mondragón-Rodríguez, G. C., Hernández-Mendoza, J. L., Gómez-Ovalle, A. E., González-Carmona, J. M., Ortega-Portilla, C., Camacho, N., & Alvarado-Orozco, J. M. (2021). High-Temperature Tribology of Hf Doped c-Al_{0.64}Ti_{0.36}N Cathodic Arc PVD Coatings Deposited on M2 Tool Steel. *Surface and Coatings Technology*, 422, 127516.
- Moritz, Y., Saringer, C., Tkadletz, M., Stark, A., Schell, N., Letofsky-Papst, I., & Schalk, N. (2020). Oxidation Behavior of Arc Evaporated TiSiN Coatings Investigated by in-Situ Synchrotron X-ray Diffraction and HR-STEM. *Surface and Coatings Technology*, 404, 126632.
- Murray, J. L. (1981). The Fe-Ti (Iron-Titanium) System. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 2(3), 320-334.
- Musil, J. (2000). Hard and Superhard Nanocomposite Coatings. *Surface and Coatings Technology*, 125(1-3), 322-330.
- Musil, J., & Vlček, J. (2001). Magnetron Sputtering of Hard Nanocomposite Coatings and Their Properties. *Surface and Coatings Technology*, 142, 557-566.
- Musil, J., Hrubý, H., Zeman, P., Zeman, H., Čerstvý, R., Mayrhofer, P. H., & Mitterer, C. (2001). Hard and Superhard Nanocomposite Al–Cu–N Films Prepared by Magnetron Sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 142, 603-609.
- Nikolova, M. P., Valkov, S., Yankov, E., & Petrov, P. (2020). Composition, Structure and Adhesion of Cathodic-Arc and Glow-Discharge Deposited TiN/TiO₂ Coatings: A Case Study. *Journal of Physics: Conference Series*. 1492, s. 12037. Sozopol, Bulgaria: IOP Publishing.
- Nilsson, D. (2004). *Synthesis and Evaluation of TaC: C Low-Friction Coatings*. Uppsala, Sweden: Acta Universitatis Upsaliensis, Doctoral Dissertation.

- Nojit, T., Visuttipitukul, P., & Taweesup, K. (2021). Thermal Oxidation Resistance of Quaternary TiAlCrN Coatings Prepared with Cathodic Arc Evaporation. *Journal of the Australian Ceramic Society*, 57(4), 1209-1218.
- Novotny, P. M. (2001). Tool and Die Steels. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, 9384-9389.
- Oktay, G. (2007). *Katodik Ark FBB Yöntemi ile Ti6Al4V Altlık Malzemesi Üzerine Kaplanmış Magnezyumun Morfolojisine BİAS Geriliminin Etkisi*. İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Omar, N. I., Yusuf, Y., Sundi, S. A., Abu Bakar, I. A., Andre Fabiani, V., Abdul Rahim, T., & Yamada, M. (2023). Influence of Remaining Oxide on the Adhesion Strength of Supersonic Particle Deposition TiO₂ Coatings on Annealed Stainless Steel. *Coatings*, 13(6), 1086.
- Ortega-Portilla, C., Giraldo, A., Cardona, J. A., Ruden, A., Mondragón, G. C., Trujillo, J. P., & Franco Urquiza, E. A. (2024). Effect of Temperature on the Structure and Tribological Properties of Ti, TiN and Ti/TiN Coatings Deposited by Cathodic Arc PVD. *Coatings*, 14(7), 823.
- Özdemir, U., & Erten, M. (2003). Plazma (İyon) Nitrürleme Yöntemi ve Malzeme Özellikleri Üzerindeki Etkisi. *Journal of Aeronautics and Space Technologies*, 1(2), 41-48.
- Özkan, D., Yılmaz, M. A., Erdem, C., Sulukan, E., & Yağcı, M. B. (2022). Wear and Friction Behavior of CrTiN/TiCN and CrTiN/CrCN Multilayer Composite Coatings. *Ceramics International*, 48(10), 13732-13747.
- Özkan, D., Yılmaz, M. A., Karakurt, D., Szala, M., Walczak, M., Bakdemir, S. A., . . . Sulukan, E. (2023). Effect of AISI H13 Steel Substrate Nitriding on AlCrN, ZrN, TiSiN, and TiCrN Multilayer PVD Coatings Wear and Friction Behaviors at a Different Temperature Level. *Materials*, 16(4), 1594.
- Pauschitz, A., Roy, M., & Franek, F. (2008). Mechanisms of Sliding Wear of Metals and Alloys at Elevated Temperatures. *Tribology International*, 41(7), 584-602.
- Pereira, C. B., He, Q., Soares, P., Meruvia, M. S., de Souza, G. B., Amorim, F. L., & Torres, R. D. (2023). Tribological Characterization of PVD TiSiN/AlCrN Coating: A Comprehensive Study on Thermal Effect. *Materials Characterization*, 203, 113135.
- Persson, A., & Bergström, J. (2004). Simulation and Evaluation of Thermal Fatigue Cracking of Hot Work Tool Steels. *International Journal of Fatigue*, 26(10), 1095-1107.
- Persson, A., Hogmark, S., & Bergström, J. (2005). Thermal Fatigue Cracking of Surface Engineered Hot Work Tool Steels. *Surface and Coatings Technology*, 191(2-3), 216-227.

- Pişken, B. (2007). *Titanyum ve Alaşımlarının Termal Oksidasyon Özelliklerine TiN Kaplamanın Etkilerinin İncelenmesi*. İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Popescu, A. A., Tudor, I., Balaceanu, M., Braic, V., Braic, M., Rapeanu, R., & Tudose, A. (2003). Wear Resistance Evaluation of TiN Coated Cutting Tools. In *Fifth General Conference of the Balkan Physical Union* (s. 2237-2240). Vrnjačka Banja, Serbia and Montenegro: Serbian Physical Society.
- Prengel, H. G., Jindal, P. C., Wendt, K. H., Santhanam, A. T., Hegde, P. L., & Penich, R. M. (2001). A New Class of High Performance PVD Coatings for Carbide Cutting Tools. *Surface and Coatings Technology*, 139(1), 25-34.
- Pye, D. (2003). *Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing*. ASM International.
- Ramadoss, R., Kumar, N., Pandian, R., Dash, S., Ravindran, T. R., Arivuoli, D., & Tyagi, A. K. (2013). Tribological Properties and Deformation Mechanism of TiAlN Coating Sliding with Various Counterbodies. *Tribology International*, 66, 143-149.
- Rebouata, L., Tavares, C. J., Aimo, R., Wang, Z., Pischow, K., Alves, E., . . . Odriozala, J. A. (2000). Hard Nanocomposite Ti-Si-N Coatings Prepared by DC Reactive Magnetron Sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 133-134, 234-239.
- Reiter, A. E., Derflinger, V. H., Hanselmann, B., Bachmann, T., & Sartory, B. (2005). Investigation of the Properties of Al_{1-x}Cr_xN Coatings Prepared by Cathodic Arc Evaporation. *Surface and Coatings Technology*, 200(7), 2114-2122.
- Roberts, G. A., Kennedy, R., & Krauss, G. (1998). *Tool Steels*. ASM International.
- Sampath Kumar, T., Balasivanandha Prabu, S., & Manivasagam, G. (2014). Metallurgical Characteristics of TiAlN/AlCrN Coating Synthesized by the PVD Process on a Cutting Insert. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23, 2877-2884.
- Sarıipek, F. (2015). *Başlatıcılı Kimyasal Buhar Biriktirme Yöntemi ile Farklı Uygulamalar için Polimerik Membranların Sentezi ve Karakterizasyonu*. Konya: Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Schlegel, J., & Schneiders, T. (2024). *Hot Work Tool Steel: A Steel Portrait*. Springer Nature.
- Senna, L. F., Achete, C. A., Hirsch, T., & Freire Jr, F. L. (1997). Structural, Chemical, Mechanical and Corrosion Resistance Characterization of TiCN Coatings Prepared by Magnetron Sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 94, 390-397.
- Singh, R. (2020). *Applied Welding Engineering: Processes, Codes and Standards*. Butterworth-Heinemann.
- Singh, V., Grammatikopoulos, P., Cassidy, C., Benelmekki, M., Bohra, M., Hawash, Z., & Sowwan, M. (2014). Assembly of Tantalum Porous Films with Graded Oxidation Profile From Size-Selected Nanoparticles. *Journal of Nanoparticle Research*, 16, 1-10.

- Sjöström, J. (2004). *Chromium Martensitic Hot-Work Tool Steels: Damage, Performance and Microstructure*. Doctoral Dissertatiol.
- Sönmezoğlu, S., Koç, M., & Akın, S. (2012). İnce Film Üretim Teknikleri. *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fen Bilimleri Dergisi*, 28(5), 389-404.
- Stachowiak, G., & Batchelor, A. W. (2004). *Experimental Methods in Tribology*. Elsevier.
- Sun, H., Billard, A., Luo, H., Zheng, W. T., Zheng, X. L., Dai, M., & Sanchette, F. (2021). Influence of Carbon Content on the Mechanical Properties of TiCN–Cu Nanocomposite Coatings Prepared by Multi-Arc Ion Plating. *Vacuum*, 189, 110139.
- Sun, Y., Lv, Y., Wang, L., Shen, J., Jia, X., , Jia, X., & Zhao, J. (2013). Effect of Aluminum on Microstructure and Properties of Martensitic Wear-Resistant and Heat-Resistant Steel. *Oxidation of Metals*, 80, 113-124.
- Szala, M., Walczak, M., Pasierbiewicz, K., & Kamiński, M. (2019). Cavitation Erosion and Sliding Wear Mechanisms of AlTiN and TiAlN Films Feposited on Stainless Steel Substrate. *Coatings*, 9(5), 340.
- Şafak, H. E. (2008). *Yüzeyi PVD Yöntemiyle Kaplanmış Metallerde Tribolojik Özelliklerin Belirlenmesi*. İzmir: Ege Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Terek, P., Kovačević, L., Terek, V., Bobić, Z., Miletić, A., Škorić, B., & Drnovšek, A. (2024). Surface Roughness and Its Effect on Adhesion and Tribological Performance of Magnetron Sputtered Nitride Coatings. *Coatings*, 14(8), 1010.
- Tillmann, W., Urbanczyk, J., Thewes, A., Bräuer, G., & Dias, F. L. (2024). Effect of the TiSiN Interlayer Properties on the Adhesion and Mechanical Properties of Multilayered TiSiCN Thin Films. *Surface and Coatings Technology*, 478, 130467.
- Toboła, D., Brostow, W., Czechowski, K., & Rusek, P. (2017). Improvement of Wear Resistance of Some Cold Working Tool Steels. *Wear*, 382, 29-39.
- Toptop, G. (2010). *Yüksek Hız Takım Çeliklerinde Uygulanan Isıl İşlemler ve Elde Edilen Özellikler Arasındaki İlişkilerin Fiziksel Metalurjik Yönden İncelenmesi*. İstanbul: Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi.
- Totten, G. E. (2007). *Steel Heat Treatment Handbook*. CRC Press.
- Türküz, M. C. (1997). *Ark PVD Yöntemiyle TiN Kaplanmış Kesici Takımların Karakterizasyonu ve Performanslarının İncelenmesi*. İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Türküz, M. C. (2006). *Fiziksel Buhar Biriktirme Yöntemi İle Yapılan Zirkonyum Nitrür İnce Film Kaplamanın Kaplama Parametrelerinin İncelenmesi ve Optimizasyonu*. İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- URL-1. (2024, Aralık 22). <https://www.titanit.com.tr/pvd-kaplama/lubrica-top/> adresinden alındı

URL-2. (2024, Aralık 22). <https://kapco.com.tr/kaplamalar/novacron/> adresinden alındı

URL-3. (2024, Aralık 22). <https://kapco.com.tr/kaplamalar/novalsın/> adresinden alındı

Vepşek, S., & Reiprich, S. (1995). A Concept for the Design of Novel Superhard Coatings. *Thin Solid Films*, 268(1-2), 64-71.

Vepřek, S., Nesladek, P., Niederhofer, A., Glatz, F., Jilek, M., & Šima, M. (1998). Recent Progress in the Superhard Nanocrystalline Composites: Towards Their Industrialization and Understanding of the Origin of the Superhardness. *Surface and Coatings Technology*, 108, 138-147.

Vereschaka, A., Milovich, F., Andreev, N., Sotova, C., Alexandrov, I., Muranov, A., & Tatarkanov, A. (2022). Investigation of the Structure and Phase Composition of the Microdroplets Formed During the Deposition of PVD Coatings. *Surface and Coatings Technology*, 441, 128574.

Volume, A. H. (1989). 16: *Machining*. ASM International.

Wang, D. Y., & Chiu, M. C. (2002). Characterization of TiN Coatings Post-Treated by Metal-Plasma Ion Implantation Process. *Surface and Coatings Technology*, 156(1-3), 201-207.

Wang, L., Northwood, D. O., Nie, X., Housden, J., Spain, E., Leyland, A., & Matthews, A. (2010). Corrosion Properties and Contact Resistance of TiN, TiAlN and CrN Coatings in Simulated Proton Exchange Membrane Fuel Cell Environments. *Journal of Power Sources*, 195(12), 3814-3821.

Wang, M., Wu, Y., Wei, Q., & Shi, Y. (2020). Thermal Fatigue Properties of H13 Hot-Work Tool Steels Processed by Selective Laser Melting. *Metals*, 10(1), 116.

Wang, Q., Zhou, F., & Yan, J. (2016). Evaluating Mechanical Properties and Crack Resistance of CrN, CrTiN, CrAlN and CrTiAlN Coatings by Nanoindentation and Scratch Tests. *Surface & Coatings Technology*, 285, 203-213.

Willmann, H., Mayrhofer, P. H., Persson, P. Å., Reiter, A. E., Hultman, L., & Mitterer, C. (2006). Thermal Stability of Al–Cr–N Hard Coatings. *Scripta Materialia*, 54(11), 1847-1851.

Wilzer, J., Küpferle, J., Weber, S., & Theisen, W. (2015). Influence of Alloying Elements, Heat Treatment and Temperature on the Thermal Conductivity of Heat Treatable Steels. *Steel Research International*, 86(11), 1234-1241.

Witte, M. (2023). Measurement of Coating Thickness with X-Ray Diffraction. *Powder Diffraction*, 38(2), 112-118.

Yalçın, B. (2002). *Yüksek Hız Çeligi Kesici Takım Üzerine Yapılan Titanyum Nitrür Kaplamanın Kesici Takım Performansına Etkilerinin İncelenmesi*. Isparta: Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

- Yang, J., Zheng, Q., Sun, X., Guan, H., & Hu, Z. (2006). Relative Stability of Carbides and Their Effects on the Properties of K465 Superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 429(1-2), 341-347.
- Yıldızlı, K., Odabaş, D., & Nair, F. (2003). Borlanmış AISI 1020 Çeliğinin Eroziv Aşınma Davranışının İncelenmesi. *Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 5(1), 130-140.
- Yu, D., Wang, C., Cheng, X., & Zhang, F. (2009). Microstructure and Properties of TiAlSiN Coatings Prepared by Hybrid PVD Technology. *Thin Solid Films*, 517(17), 4950-4955.
- Zhang, T., Mu, C., Zhao, G., Chu, X., & Lian, Y. (2020). Preparation of CrCN Super-Hard Coating. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29, 7872-7882.
- Zhang, Y., Lu, C., Feng, K., & Shao, T. (2025). Influence of Residual Stress on the High-Temperature Tribological Performance of Nickel-Based Superalloy. *Tribology International*, 202, 110326.
- Zhang, Z., Delagnes, D., & Bernhart, G. (2004). Microstructure Evolution of Hot-Work Tool Steels During Tempering and Definition of a Kinetic Law Based on Hardness Measurements. *Materials Science and Engineering: A*, 380(1-2), 222-230.
- Zhengyang, L., Wubiao, Z., Yong, Z., Guiying, L., & Eryan, C. (2000). Effects of Superimposed Pulse Bias on TiN Coating in Cathodic Arc Deposition. *Surface and Coatings Technology*, 131(1-3), 158-161.
- Zhu, H., Dong, K., Wang, H., Huang, J., Li, J., & Xie, Z. (2013). Reaction Mechanisms of the TiC/Fe Composite Fabricated by Exothermic Dispersion From Fe-Ti-C Element System. *Powder Technology*, 246, 456-461.

ÖZGEÇMİŞ

Kürşat Alp ARPACI, ilköğrenimini Mecitözü Atatürk Pansiyonlu İlköğretim Okulu'nda bitirdikten sonra lise eğitimini 2010 yılında Amasya Anadolu Lisesi'nde tamamladı. 2010-2011 öğretim yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde lisans eğitimine başladı. 2015 yılında bu bölümden mezun oldu. Aynı yıl Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Anabilim dalında tezli yüksek lisans programına başladı. 2019 yılında "AA2024/h-BN/B₄C Hibrit Nanokompozitlerin Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi" başlıklı yüksek lisans tezini sunmasının ardından doktora eğitimine başladı. 2021 yılından itibaren Milli Savunma Üniversitesi Deniz Harp Okulu Dekanlığı Makine Mühendisliği Bölümü'nde göreve başlamış ve şu anda Deniz Mühendis Üsteğmen rütbesinde araştırma görevlisi olarak görev yapmaktadır. İyi derece İngilizce bilmektedir.

Çelebi, M., Çanakçı, A., Güler, O., Özkaya, S., Karabacak, A. H., & Arpacı, K. A. (2022). Investigation of Microstructure, Hardness and Wear Properties of Hybrid Nanocomposites with Al₂₀₂₄ Matrix and Low Contents of B₄C and h-BN Nanoparticles Produced by Mechanical Milling Assisted Hot Pressing. *JOM*, 74(11), 4449-4461.

Karabacak, A. H., Çanakçı, A., Celebi, M., Güler, O., Tunc, S. A., & Arpacı, K. A. (2023). Production of Al₂₀₂₄/h-BN Nanocomposites with Improved Corrosion, Wear and Mechanical Properties. *Materials Chemistry and Physics*, 300, 127566.

Çanakçı, A., Karabacak, A. H., Çelebi, M., Özkaya, S., & Arpacı, K. A. (2024). A Study on the Optimization of nano-B₄C Content For the Best Wear and Corrosion Properties of the Al-Based Hybrid Nanocomposites. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 1-17.