

Ni-Al ve Nano Al₂O₃ Partiküllerinin Plazma Transfer Ark Yöntemi ile
Ti6Al4V Malzeme Yüzeyine Uygulanmasının Araştırılması

Koray Aydın

DOKTORA TEZİ

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Ekim 2017

Investigation of Plasma Transferred Arc Surface Modified Ti6Al4V Materials
by Using Ni-Al and Nano Al₂O₃ Powders

Koray Aydın

DOCTORAL DISSERTATION

Department of Mechanical Engineering

October 2017

Ni-Al ve Nano Al₂O₃ Partiküllerinin Plazma Transfer Ark Yöntemi ile
Ti6Al4V Malzeme Yüzeyine Uygulanmasının Araştırılması

Koray Aydın

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Konstrüksiyon ve İmalat Bilim Dalında
DOKTORA TEZİ
Olarak Hazırlanmıştır

Danışman: Doç. Dr. Osman Nuri Çelik

Ekim 2017

ONAY

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı Doktora öğrencisi Koray Aydın'ın DOKTORA tezi olarak hazırladığı “Ni-Al ve Nano Al₂O₃ Partiküllerinin Plazma Transfer Ark Yöntemi ile Ti6Al4V Malzeme Yüzeyine Uygulanmasının Araştırılması” başlıklı bu çalışma, jürimizce lisansüstü yönetmeliğin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek oybirliği ile kabul edilmiştir.

Danışman : Doç. Dr. Osman Nuri Çelik

İkinci Danışman : —

Doktora Tez Savunma Jürisi:

Üye : Doç. Dr. Osman Nuri Çelik

Üye : Prof. Dr. Nuran Ay

Üye : Yrd. Doç. Dr. Nedret Aydınbeyli

Üye : Doç. Dr. Osman Torun

Üye : Doç. Dr. Mustafa Ulutan

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun tarih ve
..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Prof. Dr. Hürriyet ERŞAHAN
Enstitü Müdürü

ETİK BEYAN

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kılavuzuna göre, Doç. Dr. Osman Nuri Çelik danışmanlığında hazırlamış olduğum “Ni-Al ve Nano Al₂O₃ Partiküllerinin Plazma Transfer Ark Yöntemi ile Ti6Al4V Malzeme Yüzeyine Uygulanmasının Araştırılması” başlıklı DOKTORA tezimin özgün bir çalışma olduğunu; tez çalışmamın tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı; tezimde verdiğim bilgileri, verileri akademik ve bilimsel etik ilke ve kurallara uygun olarak elde ettiğimi; tez çalışmamda yararlandığım eserlerin tümüne atıf yaptığımı ve kaynak gösterdiğimi ve bilgi, belge ve sonuçları bilimsel etik ilke ve kurallara göre sunduğumu beyan ederim. 23/10/2017

Koray Aydın

İmza

ÖZET

Bu çalışmada Ti6Al4V malzeme yüzeyi Plazma Transfer Ark (PTA) yöntemi kullanılarak Ni-Al ve nano Al_2O_3 partikülleri ile alaşımlandırılmıştır. Ni-Al metal tozuna %0,8 ağırlık oranında nano Al_2O_3 partikülleri karıştırılarak veya saf Ni-Al tozları ile yapılan PTA prosesinde 90A, 100A, 110A ve 120A akım değerleri kullanılmıştır. PTA sonrası numunelerin havada ve yağda olmak üzere iki şekilde soğumaları sağlanmıştır.

Kaplamanın mikroyapısı; optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji saçınımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) ve X-ışını difraktogramı (XRD) ile analiz edilmiştir. CSM aşınma (tribometer) cihazı ile lineer harekette levha üzeri bilye (küre-disk) yöntemi kullanılarak numunelere aşınma testi yapılmıştır. Aşınma test verileri incelenerek, kayma mesafesine bağlı olarak ortalama sürtünme katsayıları, sürtünme kuvvetleri ve özgül aşınma oranları hesaplanmıştır.

Sonuç olarak; PTA yöntemi Ni-Al metal tozu ile Ti6Al4V malzeme üzerine başarılı bir şekilde uygulanmıştır. Tüm PTA kaplanan numunelerde mikrosertlik ve aşınma dayanımlarında ana malzemeye göre iyileşme görülmüştür. Yapılan yüzey modifikasyonu işlemi sonrasında yapıda Ti, $NiTi_2$ ve Ti_3Al fazları tespit edilmiştir. $NiTi_2$ kompozit yapının oluşturduğu fazların sertliği ve aşınma dayanımını arttırdığı gözlenmiştir. Kaplama alanındaki sertlik nano Al_2O_3 ilavesi ile artmıştır. Ti6Al4V üzerine Ni-Al tozu kullanılarak yapılan PTA numunelerinde ana malzemeye göre aşınma oranında 2,05 kat iyileştirme sağlanmıştır.

Anahtar Kelimeler: Plazma Transfer Ark Kaynağı, PTA, Yüzey Modifikasyonu, Ti6Al4V Alaşımları,

SUMMARY

In this study, Ti6Al4V material surface were alloyed with Ni-Al and nano Al₂O₃ powders by using plasma transferred arc (PTA) welding process. During PTA process, 0.8w.t.% ratio nano Al₂O₃ powders mixed with Ni-Al or pure Ni-Al were used at arc current values of 90A, 100A, 110A and 120A. Two types of cooling conditions which were air or oil were performed after PTA.

The microstructure of the coating layer was characterized by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX) and X-ray diffraction analysis (XRD). Wear was evaluated by ball-on-disc abrasive wear test conditions by using CSM instrument tribometer. While preparing wear surface cross-sectional area, coefficients of friction versus sliding distance, friction forces and friction coefficient, and also specific wear rate were analyzed.

Ni-Al reinforced composite coatings were successively produced on Ti6Al4V alloys by the PTA process. The microhardness and wear resistances of all of the composite layers produced by the PTA process were enhanced relative to those of the Ti6Al4V substrate. The results indicate that Ti, NiTi₂ and Ti₃Al phases formed in the composite layers produced by PTA on the surface of the Ti6Al4V alloy. NiTi₂ phases in the composite layers were responsible for the improvement in the wear resistance of the alloy and microhardness. Microhardness of composite layer increased by adding nano Al₂O₃ to Ni-Al particles. The wear rate of Ni-Al reinforced composite coatings on Ti6Al4V improved 2.05-fold relative to that of the unprocessed sample.

Keywords: Plasma Transferred Arc Welding, PTA, Surface Modification, Ti6Al4V Alloys,

TEŞEKKÜR

Tez çalışmamın önerilmesi, düzenlenmesi ve yönlendirilmesinde; yapmış olduğum deneylerin yorumlanmasında katkıda bulunan ve manevi desteğini üzerimden hiç eksik etmeyen danışman hocam Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Mühendislik-Mimarlık Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyesi Doç. Dr. Osman Nuri ÇELİK'e en içten teşekkür ve saygılarımı sunarım. Plazma transfer ark kaynağı çalışmasında beni yönlendiren Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Mühendislik-Mimarlık Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyesi Doç. Dr. Mustafa ULUTAN'a; Rietveld analizlerinde yardımını esirgemeyen Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Mühendislik-Mimarlık Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyesi Doç. Dr. Hakan GAŞAN'a; elektron mikroskobunda gerçekleştirilen SEM ve EDX analizlerinin yapılmasında her türlü yardım ve kolaylığı gösteren Anadolu Üniversitesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyesi Prof. Dr. Alpagut KARA, Seramik Araştırma Merkezi Araştırmacı Eda ATAN'a; Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Öğretim Üyesi Yrd. Doç. Dr. Ali ÇELİK'e katkılarından dolayı ayrı ayrı teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca Eskişehir Osmangazi Üniversitesi'nden, beni hep destekleyen ve laboratuvar çalışmalarında yardımcı olan Arş. Gör. Dr. Abdullah SERT'e; plazma transfer ark kaynağı numune çalışmalarında bana yardım eden ve yol gösteren Arş. Gör. Dr. Gökçe Mehmet AY'a ve Yrd. Doç. Dr. Koray KILIÇAY'a; XRD çalışmalarında yardımcı olan Uzman Dr. Gökhan DİKMEN'e; doktora çalışmama destek olan Tusaş Motor Sanayi çalışma arkadaşlarım Emre YAVUZ ve Beşir ÖZGÜMÜŞ ile yardım ve desteğini gördüğüm tüm arkadaşlarıma teşekkür ederim. Öğrenimim süresince beni maddi ve manevi olarak her zaman destekleyen aileme, sabrından dolayı eşime ayrıca teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET	vi
SUMMARY	vii
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xviii
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. YÜZEY KAPLAMA YÖNTEMLERİ.....	3
2.1. Isıl Püskürtme Yöntemleri (Termal Spray)	4
2.1.1. Alevle püskürtme yöntemi	5
2.1.2. Plazma püskürtme yöntemi	6
2.1.3. Patlamalı püskürtme (D-Gun)	8
2.1.4. Elektrik ark ile püskürtme	9
2.1.5. Yüksek hızlı oksijen yakıt (HVOF) püskürtme yöntemi	10
2.2. Ergitme (kaynak) Esaslı Kaplama Yöntemleri	11
2.2.1. Lazer yüzey kaplama.....	11
2.2.2. Elektron ışını ile kaplama	13
2.2.3. Ark esaslı yüzey kaplama yöntemleri	13
2.2.3.1. <u>Toz altı ile kaplama</u>	13
2.2.3.2. <u>Gaz tungsten ark (GTA veya TIG) ile kaplama</u>	14
2.2.3.3. <u>Gaz metal ark kaynağı</u>	16
2.2.4. Plazma transfer ark kaynağı	16
3. AŞINMA	23
3.1. Adhezif Aşınma	24
3.2. Abrasif Aşınma.....	25
3.2.1. İki cisimli abrasif aşınma	25
3.2.2. Üç cisimli abrasif aşınma.....	26
3.3. Yorulma Aşınması	26

İÇİNDEKİLER (devam)

Sayfa

3.4. Korozyon Aşınması	27
3.5. Aşınmayı Etkileyen Faktörler	27
3.5.1. Malzeme seçimi	27
3.5.2. Sürtünme	28
3.5.3. Yüzeye uygulanan yük	28
3.5.4. Sürtünme mesafesi	28
3.5.5. Yüzey sertliği	28
3.5.6. Yüzey pürüzlülüğü	29
3.5.7. Yağlama	29
3.5.8. Ortam şartları	29
3.5.9. Tane boyutu.....	29
3.5.10. Basınç	30
3.5.11. Hız	30
3.6. Aşınma Testleri.....	30
3.6.1. Disk üzerinde çubuk (pin-on-disk, ball-on-disk, küre-disk)	30
3.6.2. Düzlem üzerinde çubuk (pin-on-flat, lineer ball-on-disk, lineer küre-disk)	31
3.6.3. Silindir üzerinde çubuk (pin-on-cylinder).....	31
3.6.4. Sürtünen rondelalar	32
3.6.5. Dönen silindir üzerinde dikdörtgen düzlemler.....	32
3.6.6. Burç içinde çubuk	32
3.6.7. Dört bilye	33
4. TİTANYUM ALAŞIMLARI	34
4.1. Saf Titanyum.....	38
4.2. α -Ti Alaşımları.....	38
4.3. $\alpha+\beta$ Ti Alaşımları.....	39
4.4. β -Ti Alaşımları.....	42
4.5. Titanyum Nikel Alaşımları	43
4.6. Titanyum Alüminyum Alaşımları.....	44

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
4.7. Titanyum ve Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği	45
5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	48
5.1. Literatür Taraması.....	48
5.2. Nano Kaplama	53
5.3. Hertz Yüzey Basıncı	55
6. MATERYAL VE YÖNTEM	58
6.1. Materyal	58
6.2. Yöntem.....	58
6.2.1. Cihazlar	60
6.2.2. Mikroskopa hazırlama.....	62
6.2.3. EDX analizi	66
6.2.4. Sertlik ölçümleri.....	66
6.2.5. XRD analizi.....	66
6.2.6. Aşınma testi.....	66
6.3. Deney Çalışmaları.....	66
6.3.1. Alkol ile hazırlanan deney çalışması.....	66
6.3.2. Sodyum silikat ile hazırlanan deney çalışması	86
7. BULGULAR VE TARTIŞMA	130
8. SONUÇ VE ÖNERİLER	135
KAYNAKLAR DİZİNİ.....	138
ÖZGEÇMİŞ	149

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. Ergitme Esaslı Kaplama Yöntemleri	3
2.2. Termal püskürtme yöntemlerinin temel oluşum aşamaları	5
2.3. Alevle püskürtme yöntemi	6
2.4. Maddenin dördüncü hali olarak plazma oluşumu	6
2.5. Plazma püskürtme yöntemi	7
2.6. Patlamalı püskürtme işlemi	8
2.7. Elektrik arkı ile püskürtme	9
2.8. HVOF sprey tabancasının şematik görünüşü	10
2.9. Lazerle yüzey kaplama	12
2.10. Toz altı kaynağı	14
2.11. Şematik olarak TIG yöntemi	15
2.12. MIG-MAG kaynağında ark bölgesi	16
2.13. (a) TIG, (b) PTA kaynak karşılaştırılması	17
2.14. PTA Kaplama İşlemin Şematik Görüntüsü	19
2.15. PTA kaynağında lüle ve elektrot	20
2.16. PTA kaynak torcu	21
3.1. Tribolojik sistemin faktörleri	23
3.2. Adhezif aşınma oluşumu	24
3.3. İki cisimli abrazif aşınma	25
3.4. Üç cisimli abrazif aşınma	26
3.5. Yorulma yüzeyinde çatlak ilerlemesi ve malzeme kaybı	26
3.6. Korozyif aşınma	27
3.7. Disk üzerinde çubuk aşınma test modeli	31
3.8. Düzlem üzerinde çubuk aşınma test modeli	31
3.9. Silindir üzerinde çubuk aşınma test modeli	31
3.10. Sürtünen rondelalar aşınma test modeli	32
3.11. Dönen silindir üzerinde dikdörtgen düzlemler aşınma test modeli	32
3.12. Burç içinde çubuk aşınma test modeli	33

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
3.13. Dört bilye deney düzeneği	33
4.1. Uçak motorunda kullanılan malzemeler	34
4.2. Farklı malzemelerin çekme dayanımı / sıcaklık karşılaştırması	35
4.3 Eş eksenli (a) ve iğnesel (b) içyapı	38
4.4. Ti6Al4V alaşımında α ve dönüşmüş β fazının mikroyapısı	40
4.5. Widmanstatten yapısının oluşumu	41
4.6. $\alpha+\beta$ titanyum alaşımının a) tavlınması, b) yavaş soğutma sonucu oluşan eş eksenli mikroyapı, c) hızlı soğutma sonucu oluşan iğnemsî mikroyapısı	42
4.7. Ti-Ni denge faz diyagramı	43
4.8. Ti-Al denge faz diyagramı	44
5.1. Düzlem üzerinde küre	55
5.2. Küre ile yüzey arasındaki yer değişimi	56
6.1. Numune ölçüleri	59
6.2. Metal tozu SEM görüntüsü	59
6.3. Metal tozu XRD analizi	60
6.4. PTA makinası (Fronius PTW1500)	63
6.5. Fırın (Protherm)	61
6.6. Mikrosertlik cihazı	62
6.7. Kaynak bölgesi XRD örneği	63
6.8. CSM tribometer cihazı	64
6.9. CSM tribometer cihazı, lineer modül aşındırma esnasında	64
6.10. CSM tribometer cihazının şematik gösterimi	65
6.11. Yüzey profil cihazı (Mitutoyo SJ-400)	65
6.12. Origin 8.6 yazılımı ile yüzey alanı hesabı örnek kesit	66
6.13. Karışımın yerleştirildiği numune	66
6.14. PTA kaynak sonrası numuneler (N1, N2, N3)	67
6.15. PTA kaynak sonrası numuneler (N4, N5, N6)	68
6.16. N1_100A_NiAl_AH numunesi 100X büyütme	69

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
6.17. N2_110A_NiAl_AH numunesi 100X büyütme	69
6.18. N3_100A_NiAlNano_AH numunesi 100X büyütme	70
6.19. N4_110A_NiAlNano_AH numunesi 100X büyütme	70
6.20. N5_120A_NiAlNano_AH numunesi 100X büyütme	71
6.21. N6_130A_NiAlNano_AH numunesi 100X büyütme	71
6.22. N1_100A_NiAl_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X)	72
6.23. N1_100A_NiAl_AH numunesi ana malzeme SEM görüntüsü (2000X)	73
6.24. N1_100A_NiAl_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	73
6.25. N1_100A_NiAl_AH numunesi EDX çizgi analizi	74
6.26. N2_110A_NiAl_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X)	74
6.27. N2_110A_NiAl_AH numunesi kaynak bölgesi SEM görüntüsü (2000X)	75
6.28. N2_110A_NiAl_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	75
6.29. N2_110A_NiAl_AH numunesi EDX çizgi analizi	76
6.30. N3_100A_NiAlNano_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X)	76
6.31. N3_100A_NiAlNano_AH numunesi SEM görüntüsü (2000X)	77
6.32. N3_100A_NiAlNano_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	77
6.33. N3_100A_NiAlNano_AH numunesi EDX çizgi analizi	78
6.34. N4_110A_NiAlNano_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X)	78
6.35. N4_110A_NiAlNano_AH numunesi kaynak bölgesi SEM görüntüsü (2000X)	79
6.36. N4_110A_NiAlNano_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	79
6.37. N4_110A_NiAlNano_AH numunesi EDX çizgi analizi	80
6.38. N5_120A_NiAlNano_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X)	80
6.39. N5_120A_NiAlNano_AH SEM görüntüsü (2000X)	81

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
6.40. N5_120A_NiAlNano_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	81
6.41. N5_120A_NiAlNano_AH numunesi EDX çizgi analizi	82
6.42. N6_130A_NiAlNano_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X)	82
6.43. N6_130A_NiAlNano_AH numunesi kaynak bölgesi SEM görüntüsü (2000X)	83
6.44. N6_130A_NiAlNano_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	83
6.45. N6_130A_NiAlNano_AH numunesi EDX çizgi analizi	84
6.46 Sertlik ölçüm değerleri	85
6.47. Sodyum silikat ile metal tozunun direk karıştırılması (50X büyütme)	86
6.48. PTA kaynak sonrası numuneler (N7, N8, N9)	88
6.49. PTA kaynak sonrası numuneler (N10, N11, N12)	89
6.50. Soğuma hızı, ısı girdisi ilişkisi	90
6.51. N7_90A_NiAl_SH numunesi 100X büyütme	91
6.52. N7_90A_NiAl_SH numunesi 200X büyütme	91
6.53. N8_100A_NiAl_SH numunesi 100X büyütme	92
6.54. N8_100A_NiAl_SH numunesi 200X büyütme	92
6.55. N9_110A_NiAl_SH numunesi 100X büyütme	93
6.56. N9_110A_NiAl_SH numunesi 200X büyütme	93
6.57. N10_90A_NiAl_SY numunesi 100X büyütme	94
6.58. N10_90A_NiAl_SY numunesi 200X büyütme	94
6.59. N11_100A_NiAl_SY numunesi 100X büyütme	95
6.60. N11_100A_NiAl_SY numunesi 200X büyütme	95
6.61. N12_110A_NiAl_SY numunesi 100X büyütme	96
6.62. N12_110A_NiAl_SY numunesi 200X büyütme	96
6.63. N7_90A_NiAl_SH numunesi SEM görüntüsü	97
6.64. N8_100A_NiAl_SH numunesi SEM görüntüsü	97
6.65. N9_110A_NiAl_SH numunesi SEM görüntüsü	98
6.66. N10_90A_NiAl_SY numunesi SEM görüntüsü	98

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
6.67. N11_100A_NiAl_SY numunesi SEM görüntüsü	99
6.68. N12_110A_NiAl_SY numunesi SEM görüntüsü	99
6.69. N7_90A_NiAl_SH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	100
6.70. N8_100A_NiAl_SH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	100
6.71. N8_100A_NiAl_SH numunesi EDX analizi a) 3. Nokta , b) 4. Alan	101
6.72. N9_110A_NiAl_SH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	101
6.73. N9_110A_NiAl_SH numunesi EDX analizi: 3. Nokta	102
6.74. N10_90A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	102
6.75. N10_90A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 3. Nokta, b) 4. Alan	103
6.76. N11_100A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	103
6.77. N11_100A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 3. Nokta, b) 4. Alan	104
6.78. N12_110A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	104
6.79. N12_110A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 3. Nokta, b) 4. Alan	105
6.80. Sertlik değerleri	106
6.81. N1- N12 sertlik değerleri	107
6.82. Kayma mesafesine bağlı olarak ortalama sürtünme katsayısı	107
6.83. Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti (N1, N3, N4 değerleri)	108
6.84. Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti (N3, N4, N5, N6 değerleri)	109
6.85. Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti (N7, N8, N9, N10, N11, N12 değerleri)	110
6.86. Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti (N3, N11 kıyaslaması)	111
6.87. Malzemelere göre aşınma oranı	112
6.88. Aşınmış yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri: a) Ana malzeme 300X, b) Ana malzeme 3000X, c) N1 300X, d) N1 3000X, e) N2 300X, f) N2 3000X....	113
6.89. Aşınmış yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri: a) N3 300X, b) N3 3000X, c) N4 300X, d) N4 3000X, e) N5 300X, f) N5 3000X.....	114
6.90. Aşınmış yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri: a) N6 300X, b) N6 3000X, c) N7 300X, d) N7 3000X, e) N8 300X, f) N8 3000X.....	115

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

Sekil

Sayfa

6.91. Aşınmış yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri: a) N9 300X, b) N9 3000X, c) N10 300X, d) N10 3000X, e) N11 300X, f) N11 3000X	116
6.92. Aşınmış yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri: a) N12 300X, b) N12 3000X ...	117
6.93. Aşınma Testi Ana Malzeme EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	117
6.94. Aşınma Testi N7_90A_NiAl_SH EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	118
6.95. Aşınma Testi N8_100A_NiAl_SH EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	118
6.96. Aşınma Testi N9_110A_NiAl_SH EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	119
6.97. Aşınma Testi N10_90A_NiAl_SY EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	119
6.98. Aşınma Testi N11_100A_NiAl_SY EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	120
6.99. Aşınma Testi N12_110A_NiAl_SY EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta	120
6.100. N7_90A_NiAl_SH numunesine ait XRD paterni	122
6.101. N8_100A_NiAl_SH numunesine ait XRD paterni	123
6.102. N9_110A_NiAl_SH numunesine ait XRD paterni	124
6.103. N10_90A_NiAl_SY numunesine ait XRD paterni	125
6.104. N11_100A_NiAl_SY numunesine ait XRD paterni	126
6.105. N12_110A_NiAl_SY numunesine ait XRD paterni	127
6.106. Rietveld analizi	128

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>Çizelge</u>	<u>Sayfa</u>
4.1. Ti-6Al-4V (dövme) kimyasal özellikleri	40
4.2. Titanyumun fiziksel özellikleri	40
5.1. Temas halindeki Ti6Al4V altlık ve WC kürenin sistem parametreleri	57
6.1. Deney parametreleri	67
6.2. Sodyum silikat ile numune hazırlama yöntemi	87
6.3. Numune / akım değişimi	88
6.4. Rietveld analizi faz oranları	129

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Metallerin fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla yüzey kaplama yöntemleri yaygın olarak uygulanmaktadır. Malzemelerin dış yüzeylerini korozyondan korumak, yüzey sertliklerini arttırmak, sürtünme ve aşınma dayanımlarını iyileştirmek için çeşitli yüzey geliştirme işlemleri mevcuttur.

Yüzey kaplama yöntemleri buhar fazı biriktirme, sol-jel yöntemi, elektrolit kaplama ve ergitme esaslı yöntemler olarak gruplanabilir. Ergitme esaslı yüzey kaplama yöntemlerinden olan kaynak ile yüzey sertleştirme işlemleri, lazer kaynağı ile kaplama, elektron demeti ile kaplama, ark esaslı yüzey kaplama, plazma transfer ark ile kaplama olarak sayılabilir.

Plazma transfer ark, yüksek enerji girdili yüzey kaplama yöntemidir. PTA yönteminde maddenin özel bir gaz hali (veya dördüncü hali) olan plazma prensibi kullanılarak ortaya çıkan yüksek enerji sayesinde yüzeyde korozyon ve aşınmaya dayanıklı kaplamalar yapmak mümkündür. PTA yönteminde birçok metal ve alaşımıyla kaplama yapılabilir. Makine, uzay, havacılık, tıp, otomotiv ve askeri alanda malzeme yüzey modifikasyonu için PTA yöntemi kullanılmaktadır.

Titanyum düşük yoğunluklu, korozyona dayanıklı, çok iyi mukavemet ve özgül ağırlık oranına sahip bir metaldir. Demir, alüminyum ve vanadyum gibi elementler ile alaşımlandırılabilen titanyum özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında başarılı bir şekilde kullanılabilmektedir. Bu özelliklerinden dolayı medikal, enerji, denizcilik, uçak ve uzay sanayinde çok yaygın olarak kullanılır.

Saf titanyum oda sıcaklığında sıkı düzen hekzagonal kristal yapıdadır ve tüm yapı α fazından oluşmaktadır. Bu yapı 882°C 'de β fazı adı verilen hacim merkezli kübik yapıya dönüşür. Titanyum, saf titanyum, α fazlı, α ve β fazlı, β fazlı olmak üzere dört farklı yapı ve gruptadır. En yaygın olarak kullanılan Ti6Al4V α ve β fazlı titanyum alaşımıdır.

Titanyum alaşımları çok iyi mekanik ve fiziksel özelliklere sahip olmasına rağmen zayıf tribolojik davranışlar gösterir. Yüksek sıcaklık dayanımı yüksek olan bu malzeme sürtünme ve aşınmanın etkili olduğu durumlarda yetersiz kalmakta ve malzeme kaybı oluşmaktadır. Titanyumun sürtünme ve aşınma özelliklerini geliştirmek için yüzey modifikasyon işlemleri yapmak gerekmektedir.

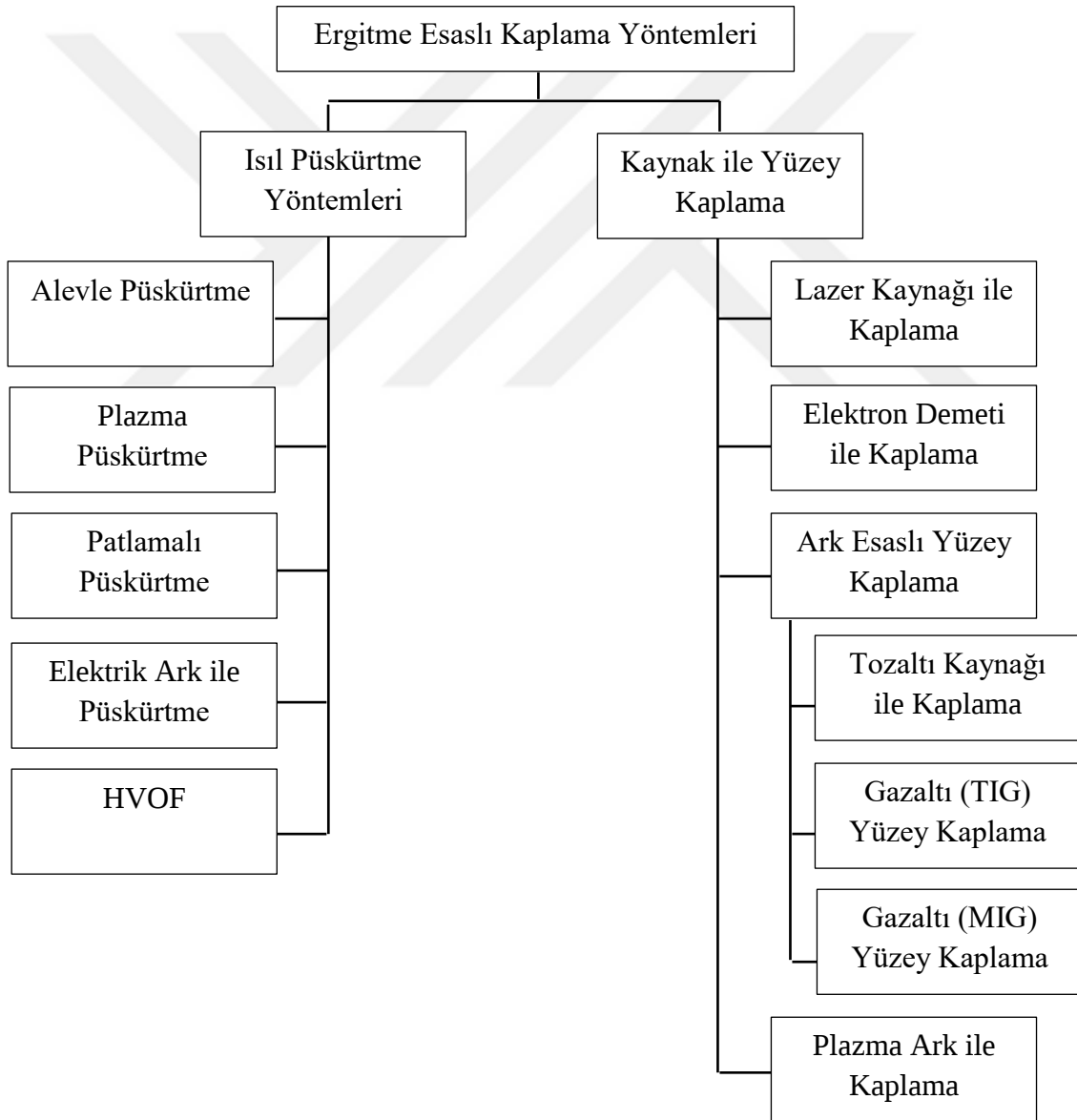
Titanyum alaşımlarına yüzey iyileştirme yöntemi olarak PTA uygulaması literatürde son derece sınırlı olmasına rağmen Ti6Al4V malzeme yüzeyinde PTA yöntemi ile kompozit bir yapı oluşturarak aşınma ve sürtünme davranışının iyileştirilmesi mümkündür.

Bu çalışmada malzeme yüzeyinde oluşacak kompozit yapı ile titanyum alaşımın zayıf olan aşınma ve sürtünme davranışının iyileştirilmesi amaçlanmıştır. Bu kapsamda, Ti6Al4V numuneleri üzerine Ni-Al partikülleri %0,8 ağırlık oranında nano Al_2O_3 partikülleri ile birlikte ve hariç olmak üzere 90A, 100A, 110A, 120A akımlarında PTA yöntemi ile kaplanmıştır. Uygulama sonrası numunelere mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır. CSM tribometer cihazı ile lineer harekette küre-disk yöntemi kullanılarak numunelere aşınma deneyleri uygulanmıştır. Aşınma yüzey kesit alanları çıkarılarak, kayma mesafesine bağlı olarak ortalama sürtünme katsayıları, sürtünme kuvvetleri ve özgül aşınma oranları hesaplanmıştır. Numuneler, taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji saçınımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) ve X-ışını difraktogramı (XRD) ile analiz edilerek sonuçlar yorumlanmıştır.

Yapılan testler sonucunda kaplamasız numunelere göre kaplama yapılmış numunelerde sertliğin 2,7 kat arttığı ve aşınma oranında 2,05 kat iyileştirme sağlandığı görülmüştür. Ayrıca aynı akım değerinde nano Al_2O_3 ilave edilen numuneler ile edilmeyenler kıyaslandığında nano Al_2O_3 ilavesi ile sertliğin %17 ile %33 oranında arttığı tespit edilmiştir.

2. YÜZEY KAPLAMA YÖNTEMLERİ

Yüzey kaplama, malzeme özelliklerinin yüzey temasında yetersiz kaldığı durumlarda, malzemeyi olumsuz dış yüzey koşullarından korumak ve aşınma direncini arttırmak amacıyla yapılan, malzemenin yüzey özelliklerini iyileştirme işlemidir. Kaplama ile malzemenin mukavemet, sertlik, aşınma ve korozyona direnci gibi özellikleri iyileştirebildiği gibi dekoratif amaçlı da uygulama yapılabilir.



Şekil 2.1. Ergitme Esaslı Kaplama Yöntemleri.

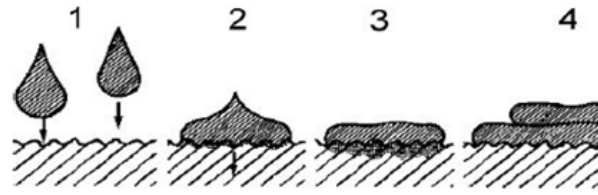
Yüzey kaplama yöntemleri buhar fazı biriktirme, sol-jel yöntemi, elektrolit kaplama ve ergitme esaslı yöntemler olarak dört farklı ana başlıkta toplanabilir. Bu yöntemlerden ergitme esaslı olanlar ise ısıt yöntemler ve kaynak yöntemi olarak iki farklı başlıkta toplanmaktadır (Şekil 2.1) (Ulutan, 2007).

2.1. Isıl Püskürtme Yöntemleri (Termal Spray)

Termal püskürtme kaplamada, tel, çubuk veya toz şeklindeki kaplama malzemeleri yanıcı, yakıcı ve taşıyıcı gazlar ile birlikte malzeme yüzeyinde kaplama oluşturacak şekilde bir püskürtme tabancası ile püskürtülür. İşlem türü ve malzemeye göre değişen farklı türde uygulamalar vardır. Bunlar, toz-tel alev püskürtme, elektrik ark püskürtme, plazma püskürtme, patlamalı püskürtme (D-gun) ve yüksek hızlı oksit-yakıt (HVOF) püskürtme olabilir. Bu yöntemlerde kaplama malzemesi olarak tungsten, alümina, krom, karbür, nikel, titanyum ve demir esaslı tozlar kullanılır. Termal püskürtme yöntemleri ile aşınmaya karşı koruma, tamir amaçlı yüzey kalitesinin iyileştirmesi ve orijinal parça imalatı yapılabilmektedir. Bu yöntemler, uçak motorlarının yanma odası ve kompresör parçalarında, pompa, valf, piston, segman yataklarında ve medikal uygulamalarda kullanılmaktadır (Ulutan, 2007).

Kendi ergime noktalarına varmadan buharlaşmayan malzemeler plazma ile püskürtülebilir. Kaplama için kullanılan metal ve alaşımlarının fiziksel ve mekanik özellikleri, kaplama için kullanılan malzemelerinkinden oldukça farklıdır. Oluşan içyapı lamelli ve homojen değildir (Gür, 2009).

Termal püskürtme uygulamaları dört ana bölüme sahiptir. Ergimiş/yarı ergimiş partikülün taşınması, kaplama malzemesine çarpma, alt malzemeye ısı transferi ve kaplama tabakasının katılaşması ve tabakaların birbirine tutunması olarak açıklanabilir (Şekil 2.2) (Ulutan, 2007).



Kaplamanın oluşumu:

- 1) Sıvı partikülün taşınması,
- 2) Çarpışma,
- 3) Kaplanacak malzemeye ısı transferi,
- 4) Katılma ve tabakaların birbirine tutunması.

Şekil 2.2. Termal püskürtme yöntemlerinin temel oluşum aşamaları (Ulutan, 2007).

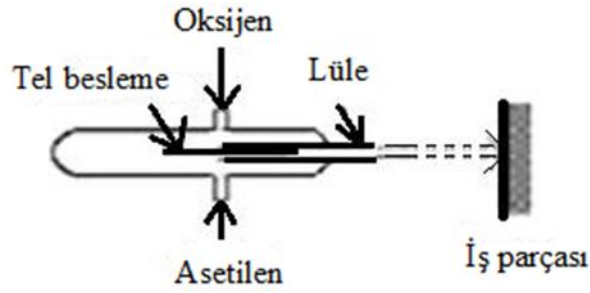
2.1.1. Alevle püskürtme yöntemi

Alevle püskürtme yönteminde, toz ya da tel malzeme yakıt olarak kullanılan oksijen veya sıkıştırılmış hava yardımıyla ergitilir. Düşük maliyetli ve yüksek yanma sıcaklığına sahip olması nedeniyle genellikle asetilen gazı tercih edilir. Ayrıca propan, hidrojen veya doğal gaz, malzemenin ergitilmesi için gerekli kimyasal enerjinin sağlanmasında kullanılır (Şekil 2.3) (Bruno vd., 2006).

Kaplama için toz malzeme kullanıldığında tozlar önce oksijen-gaz esaslı yakıt ortamı içinde ergitilir. Alev vasıtasıyla iş parçasına taşınır. Kaplamaların bağlanma mukavemeti az olmakla beraber partikül hızları düşüktür. Oluşan kaplama gözeneklidir ve yapışma mukavemeti azdır. Kaplama malzemesi olarak tel kullanıldığında, tel alev sayesinde ergimektedir. Atomize olan ergimiş malzeme hava akışı ile iş parçasına yönlendirilir (Gür, 2009).

Bu yöntemde kullanılan cihazlar genellikle ucuz ve taşınabilmelidir. Alevle püskürtme yöntemi hadde merdanelerinde ve pompalarda kullanılmaktadır.

Kaplama esnasında yüksek sıcaklığın uygulanması nedeniyle malzemenin deformasyona uğrayabilmesi bu tekniğin dezavantajıdır (Ulutan, 2007).

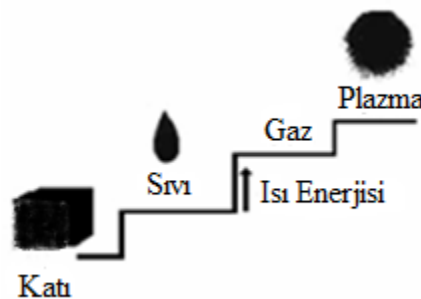


Şekil 2.3. Alevle püskürtme yöntemi (Bruno, vd., 2006).

2.1.2. Plazma püskürtme yöntemi

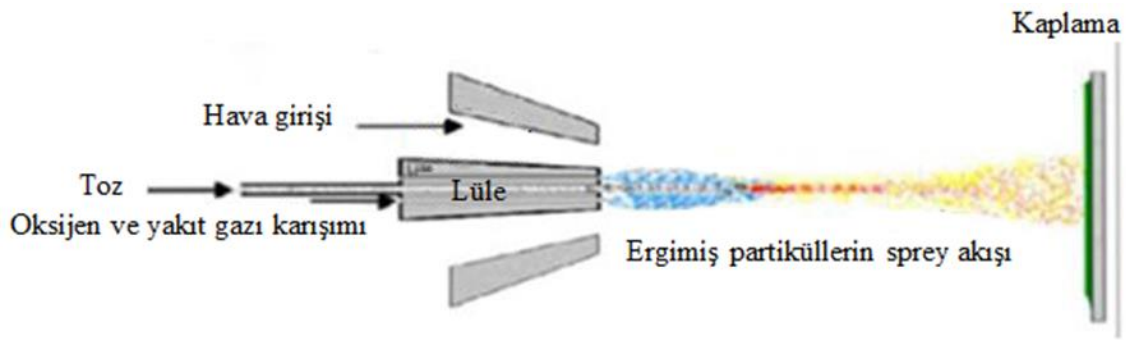
Plazma, genellikle maddenin dördüncü hali olarak adlandırılan yoğunlaştırılmış bir gazdır. Başka bir ifadeyle plazma terimi, malzemenin iyonize edilmiş halini ifade eder. Her madde gaz fazında yüksek bir sıcaklığa kadar ısıtıldığında, moleküllerindeki hareketlenme nedeni ile atomlar dış kabuk elektronlarını yitirerek pozitif yüklü iyonlar haline dönüşür. Sıcaklık yaklaşık 10000-30000 °C arasına ulaştığında, maddeye bağlı olarak değişen bir eşik değerden sonra ortamda yalnız pozitif yüklü iyonlar ve negatif serbest elektronlardan oluşan bir karışım bulunur. Elektriksel açıdan yansız ve yüklü parçacıklardan oluşması nedeni ile iletken olan bu karışıma plazma denir.

Plazma püskürtme yöntemi ile bilinen tüm malzemeleri ergitebilecek derecede yüksek sıcaklık elde etmek mümkündür. Ayrıca bu yöntemde çok iyi ısı transferi yapılabilir (Şekil 2.4) (Gür, 2009).



Şekil 2.4. Maddenin dördüncü hali olarak plazma oluşumu (Gür, 2009).

Yüksek sıcaklıklarda işlemin yapılabilmesi için sıvı bölgesine yakın çalışma imkânı sağlar. Elektrik arkı yüksek frekanslı bir kıvılcımla elde edilir ve yöntemin enerji kaynağını oluşturur. DC plazma tabancalarındaki ark, lüle içindeki silindirik tungsten bir katotla, buna dik bakır bir anot arasında oluşturulur. Bu lülelerde argon, helyum, azot gazları veya bu gazların karışımları kullanılmaktadır. Bu gazlar ark üzerinden geçerken, katodik kaynaktan gelen elektronlarla gaz molekülleri ve/veya atomları arasında reaksiyonlar başlar. Gaz iyonize olarak bir plazma oluşturur. Gazlar ark üzerinden geçerek ısıtılır ve lüle çıkışına doğru genişleşerek hızlanır (Şekil 2.5) (Gür, 2009).



Şekil 2.5. Plazma püskürtme yöntemi (Ulutan, 2007).

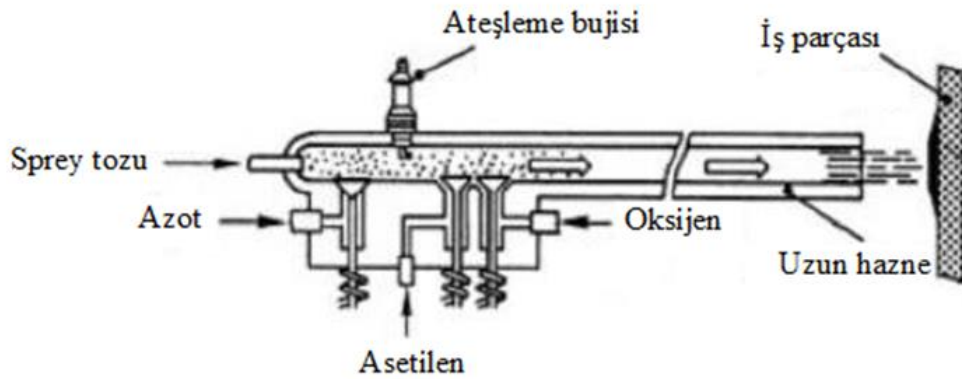
Hızlandırılmış ergimiş partiküller ana malzeme yüzeyine çarpar ve sahip oldukları kinetik enerji ısı ve deformasyon enerjisine dönüşür. Ana malzeme ile temas sonrası partiküller ısılarını malzemeye aktararak hızla soğur ve katılışır.

Bu yöntemde 16000 °C'ye varan çok yüksek sıcaklıklar ortaya çıkmaktadır. Genellikle kaplama malzemesi toz şeklinde kullanılmaktadır. Kaplamalarda yüksek bağlanma mukavemeti elde edilmektedir (Gür, 2009). Tanecik hızları alevle püskürtme ile karşılaştırıldığında çok yüksek olduğundan kaplama ana malzemeye çok iyi bağlanmaktadır. Plazma püskürtmede soy gazın kullanılması yüksek saflık getirmektedir. Böylece oksit içermeyen kaplamaların elde edilmesi mümkündür (Stachowiak ve Batchelor, 2000).

Plazma püskürme yöntemi, yataklar, valf yuvaları, maden makineleri, uçak motorları gibi aşınma ve korozyona dayanıklı uygulamalarda kullanılmaktadır (Ulutan, 2007).

2.1.3. Patlamalı püskürtme (D-Gun)

Patlamalı püskürtme yöntemi, seri patlamalar yardımıyla ergimiş ve hızlandırılmış partiküllerin kaplanacak olan malzemeye iletilmesi ile meydana gelir. Toz karışımı ve oksijen-asetilen gazı bir kapsül içinde tutuşturulur. Ortaya çıkan patlama dalgası ile toz partiküller hızlanır ve yüksek sıcaklıklara ulaşır. Her patlamadan sonra, kapsül içine azot püskürtülerek temizleme yapılır ve işlem saniyede birkaç kez tekrarlanır. Oldukça kaliteli kaplamalar elde etmek mümkündür. Partikül hızları yüksektir ve oluşan kaplamalar yüksek bağlanma mukavemetine sahiptir. En önemli kısıtlarından biri yöntemin pahalı olmasıdır. Diğer dezavantajları, işlem esnasında oluşan 140 desibel gibi yüksek gürültü nedeniyle özel ses yalıtımı ve patlamaya dayanıklı hücreler gerekmesidir (Schwartz, 2002; Ulutan, 2007). Şekil 2.6’da patlamalı püskürtme işleminin şematik gösterimi verilmiştir.



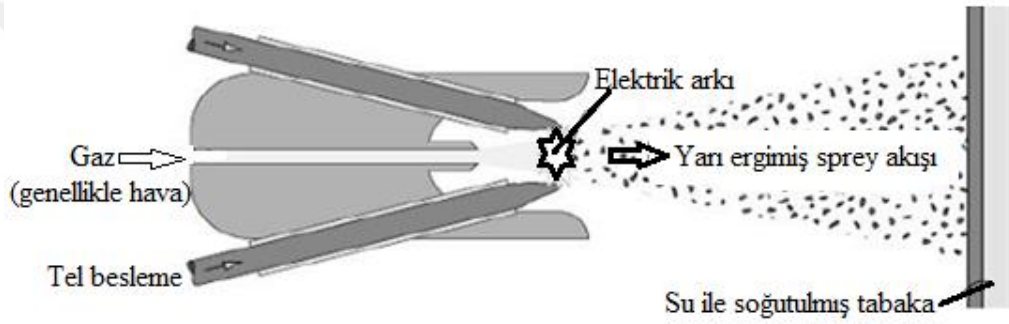
Şekil 2.6. Patlamalı püskürtme işlemi (Ulutan, 2007).

Patlamalı püskürtme yönteminde her patlamada yaklaşık 2,5cm çapında ve 2µm kalınlığında daire şeklinde bir kaplama bölgesi oluşur. Bundan dolayı kaplamalar yüzeye kuvvetli bir bağ ile bağlanmaktadır. Bu yöntem yorulma direnci istenen uçak parçalarında kullanılmaktadır (Schwartz, 2002).

Plazma sprey ile karşılaştırıldığında düzgün, sıkı ve katmanlı bir tabaka oluşur. Çoklu tekrarlanmalar sayesinde yüksek sertlikte kaplamalar elde edilir (Stokes, 2006).

2.1.4. Elektrik ark ile püskürtme

Elektrik ark ile püskürtme yönteminde iki tel elektrot elektrik arkını oluşturur. Yüksek ark sıcaklığı ile ergime oluşur. Atomize haldeki ergimiş partiküller sıkıştırılmış hava ile hızlandırılarak kaplanacak malzemeye yönlendirilir (Şekil 2.7). Diğer termal püskürtme yöntemlerinde olduğu gibi ayrıca bir ısı kaynağına ihtiyaç yoktur. Oluşan alevin kaplanacak malzeme üzerinde olumsuz bir etkisi yoktur. Bundan dolayı bu bölgede sıcaklık çok düşük olmaktadır. Aynı şartlarda yapılan diğer alev püskürtme yöntemlerine göre bağlanma çok daha iyi olmaktadır (Stachowiak ve Batchelor, 2000).



Şekil 2.7. Elektrik arkı ile püskürtme (Stachowiak ve Batchelor, 2000).

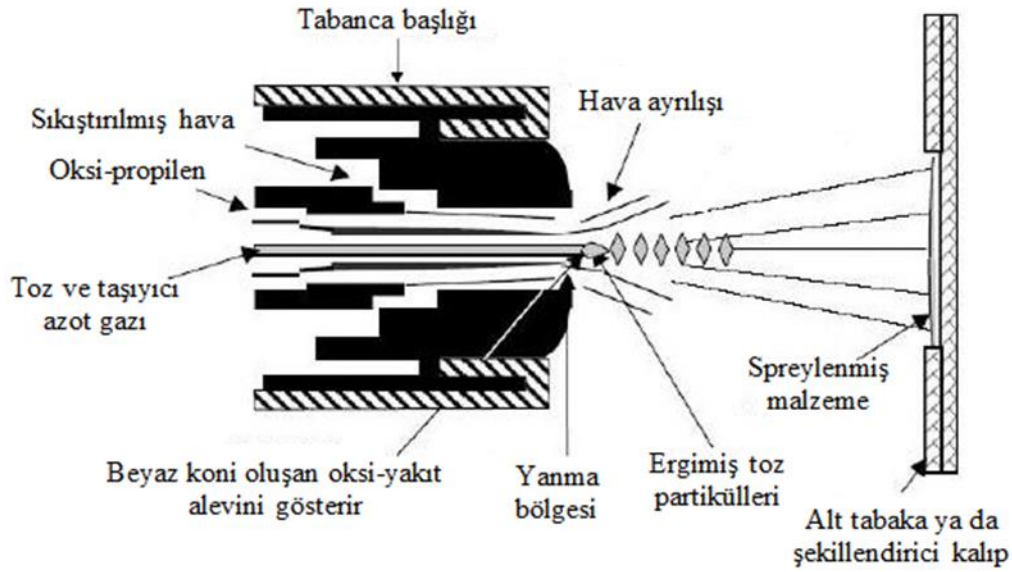
Bu yöntemde, atomizasyon için genellikle sıkıştırılmış hava kullanılır. Ancak argon ya da azot gibi soy gazlar da kullanılmaktadır. Bu şekilde yapılan kaplamalar çok daha serttir ve işlenmeleri çok daha güç olmaktadır. Ancak artan sertlik ile aşınma direnci olumlu yönde etkilenmektedir (Scwartz, 2002).

Elektrik arkı ile püskürtme yönteminde ana malzemenin yüksek sıcaklıklara maruz kalmaması nedeniyle mikroyapıda değişiklikler ve bozulmalar daha az olmaktadır. Yöntemin dezavantajı ise kaplama malzemesi olarak sadece iletken tellerin kullanılması ve bazı kaplamalarda yüzeyin ısıtılması için ayrıca bir ısı kaynağı gerektirmesidir (Ulutan, 2007).

2.1.5. Yüksek hızlı oksji yakıt (HVOF) püskürtme yöntemi

Yüksek hızlı oksji yakıt (HVOF - High Velocity Oxy-Fuel) yönteminde, kaplama alt tabakaya iyi bağlanmakta, yüksek sertlik değerleri elde edilmekte ve daha az gözenek oluşmaktadır. Gaz türbinleri, petrol, otomotiv ve imalat sektöründe uygulamaları vardır (Stokes, 2003).

HVOF termal sprej yönteminde çoğunlukla kaplama malzemesi toz halde kullanılır. HVOF yönteminde, oksijen ve bir yakıt gazının yanmasıyla toz malzeme ergitilir. Toz malzeme basınçlı hava yardımıyla yüksek hızda kaplanacak malzeme yüzeyine iletilerek kaplama meydana getirilir. Bir tür alevle biriktirme tekniğidir (Şekil 2.8). HVOF yönteminde alev sıcaklığı 2300 – 3000 °C arasındadır. Ergimiş ya da yarı ergimiş partiküller, 1350 m/s'nin üzerindeki süpersonik hızlarda tabanca lülesinden kaplanacak malzemeye doğru yönlendirilirler (Ulutan, 2007).



Şekil 2.8. HVOF sprej tabancasının şematik görünüşü (Ulutan, 2007).

HVOF yönteminde, diğer termal sprej yöntemlere göre, partikülün daha kısa sürede yüzeye ulaşması nedeniyle, daha az oksidasyon oluşur. Ayrıca, yüksek partikül hızı nedeniyle uçuş esnasında partiküllerin soğuma süresi daha kısadır ve diğer yöntemlere göre daha düşük partikül sıcaklıkları oluşmaktadır. Plazma ya da ark tabancalarında

operasyon sıcaklıkları 6000 ve 16000 °C iken HVOF'da bu sıcaklık değeri 3000°C (oksijen/propilen karışımı) dolaylarında olmaktadır (Stokes, 2006; Ulutan, 2007).

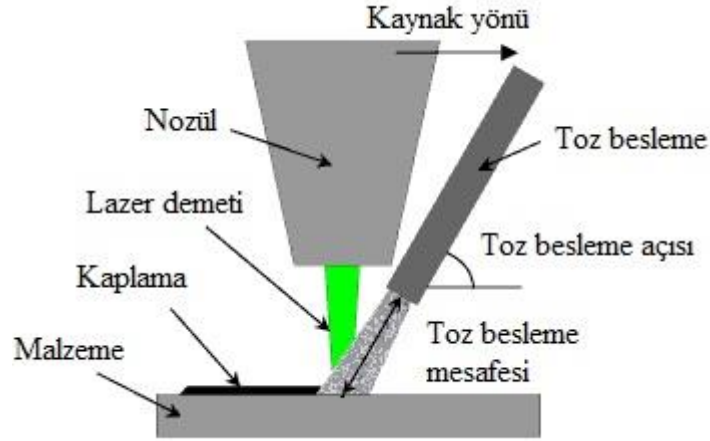
2.2. Ergitme (kaynak) esaslı kaplama yöntemleri

Aynı veya benzer cinsten iki malzemeyi ısı, basınç veya her ikisini birden kullanmak suretiyle, ilave bir malzeme katarak veya katmadan yapılan birleştirmeye kaynak denir (Ulutan, 2007).

Bir iş parçasının temas yüzeylerinin aşınma ve korozyona dayanıklı olması için sert, iç kısmının ise gelen yüklere karşı mukavetli olması için sünek olması istenir. Böylece dış tabakanın aşınma ve korozyon gibi etkilere dayanıklı olması sağlanırken, parçanın iç kısmı gelen yüklere karşı mukavemetli olmaktadır. Malzeme yüzeyinde bu şekilde bir tabakanın olması için bir çok yöntem vardır. Elektrik ark, tozaltı, ve gazaltı kaynak gibi kaynak teknikleri malzeme yüzeyinde bu şekilde ilaveler yapılması için kullanılmaktadır. Ayrıca pahalı uygulamalar olmalarına rağmen lazer ışını ve elektron ışını kaynak teknikleri de kullanılmaktadır. Bu yöntemlerle elde edilen kaplamalarda genellikle malzemede bozulma veya çarpılma meydana gelir. Ayrıca ilave talaşlı imalat işlemleri ile yüzey hassasiyetlerinin düzeltilmesi gerekir. Bu dezavantajlarına rağmen, bu yöntemlerle diğer ergitme yöntemlerine göre daha iyi mikroyapı, aşınma, korozyon ve erozyon direnci gösteren kaplama tabakası oluşturmak mümkündür (Ulutan, 2007).

2.2.1. Lazer yüzey kaplama

Lazer yüzey kaplama yönteminde ısı kaynağı olarak lazer kullanılmaktadır. Yüzeye geçişecek metal, alt tabaka üzerinde önceden hazırlanmış tozun enjeksiyonu, yüzeye toz püskürtülmesi ya da tel besleme yolu ile kaplanacak malzeme yüzeyine aktarılır (Şekil 2.9) (Ulutan, 2007).



Şekil 2.9. Lazerle yüzey kaplama (Yan ve Yu 2015).

Lazerle yüzey kaplama yönteminde ana malzemede çok az bir bölge ısıdan etkilenir. Böylece ana malzemenin çok dar bir alanında malzeme özellikleri değişir. Bununla birlikte kaplama tabakası yüksek dayanıma sahiptir (Ulutan, 2007).

Kaynağın malzemeye nüfuziyeti, malzemeye uygulanan güç yoğunluğu ve kaynak hızına bağlıdır. Uygulanan güç yoğunluğu arttırılıp kaynak hızı azaltıldığında, kaynak nüfuziyet derinliği de artacaktır. En uygun parametreler ise denemeler sonucunda bulunur (Gür, 2009).

Lazerle yüzey kaplama yöntemi kullanılarak imalat süreleri azaltılabilir. Ayrıca bu yöntem parçaların tamiri için de tercih edilen bir yöntemdir. Lazer yüzey kaplama ile farklı malzemelerin enjeksiyonu yapılarak, parçanın farklı malzeme tabakalarına sahip olarak üretilmesi sağlanır. Böylece parçalar farklı fonksiyonel özelliklere sahip olarak üretilebilir (Ulutan, 2007).

Kaplama kalitesinin çok fazla değişiklik göstermesi lazerle yüzey kaplama yönteminin dezavantajlarından biridir. Bunun nedeni, lazer ışının gücü, lazer demeti hızı, toz besleme miktarı gibi değişkenlerin çok hassas olması ve en ufak farkların kaplama kalitesini değiştirmesidir. Lazer yüzey kaplama yönteminin ilk yatırım maliyeti yüksektir. Yöntemin bir diğer dezavantajı ise kaplamanın ana malzemeye çok iyi bağlanamamasıdır (Ulutan, 2007).

2.2.2. Elektron ışını ile kaplama

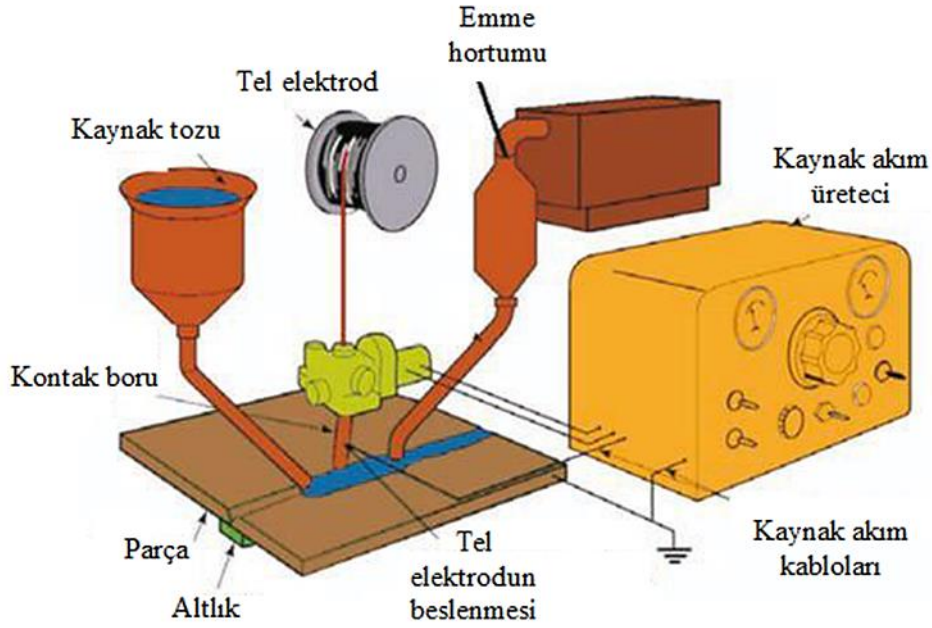
Elektron ışını ile kaplama yönteminde yoğunlaştırılmış ve yönlendirilmiş elektron demetinin sahip olduğu enerji kullanılır. Bu enerji ile toz veya tel malzemeler ergitilerek yüzey kaplanır. Elektron demetinin ihtiyaç duyduğu elektrik enerjisi iki farklı kaynaktan sağlanır. Birincisi bir katottan gereken elektronları sağlarken ikinci elektrik kaynağı ise onların hızlandırılmasını sağlar. Her iki fonksiyonu bir arada yapan sistemler elektron tabancası olarak adlandırılmaktadır (Burakowski and Wierzchon, 1999; Ulutan, 2007).

Elektron demetiyle kaplama (EBWD) yönteminde kaplamanın bağlanma mukavemeti çok yüksek olmakta ve istenen özelliklerde kaplama bileşimi malzeme yüzeyine rahatlıkla yapılabilir. Bu yöntemle yapılan kaplamaların kalınlıkları 17–225 µm arasındadır. Yapılan kaplamalar ile yüksek aşınma dirençleri ve yüzey sertliklerinde artışlar elde edilir (Stepulyak, 2002).

2.2.3. Ark esaslı yüzey kaplama yöntemleri

2.2.3.1. Toz altı kaynağı ile kaplama

Tozaltı kaynağı, arkın koruyucu atmosfer olarak tozaltında oluşturulması ile yapılan bir kaynak türüdür. Tozaltı kaynağında elektrod tel şeklinde ve sürekli beslemelidir. Koruyucu olarak granül ya da toz kullanılır (Şekil 2.10) (Ulutan, 2007). Kullanılan tozun görevi, kaynak bölgesini havanın zararlı ortamından korumak, kaynak dikişinin istenilen özellik ve kalitede olmasını sağlamaktır (MEGEP, 2011). Yüksek akımlar kullanılabilmesi sayesinde kaynak malzemeye çok derin olarak nüfus eder ve herhangi bir kaynak ağzı açılmadan kalın kesitli malzemeler kaynak edilebilir. Bu yöntemde alternatif ve doğru akım kullanılarak birden çok tel ile işlem yapmak ve yüksek kaynak hızlarına çıkmak mümkündür. Doğru akım 3mm ve üzeri derin kaplamalar sağlarken, alternatif akım ve ilave teller, yüksek kaynak metali birikmesine olanak sağlar (Ulutan, 2007).



Şekil 2.10. Toz altı kaynağı (Kahraman ve Gülenç, 2009).

Kaynak sonrası ısıtma işlemi, gerilim giderme, yüzeyde talaşlı imalat gibi ilave işlemler gerekebilir. Ayrıca toz tabakasının kalıntılarının yüzeyden temizlenmesi gerekmektedir. Tozaltı kaynak cihazlarının ilk yatırım maliyetleri yüksektir. Büyük silindirik ve düzlemsel parçalarda uygulama örnekleri oldukça fazladır. Bu yöntemle küçük alanlarda çalışmak, ince kaplamalar elde etmek, ince kesitli malzemeleri kaplamak, küçük iş parçalarına ve işlenmiş parçalara kaplama yapmak pek mümkün değildir (Ulutan, 2007).

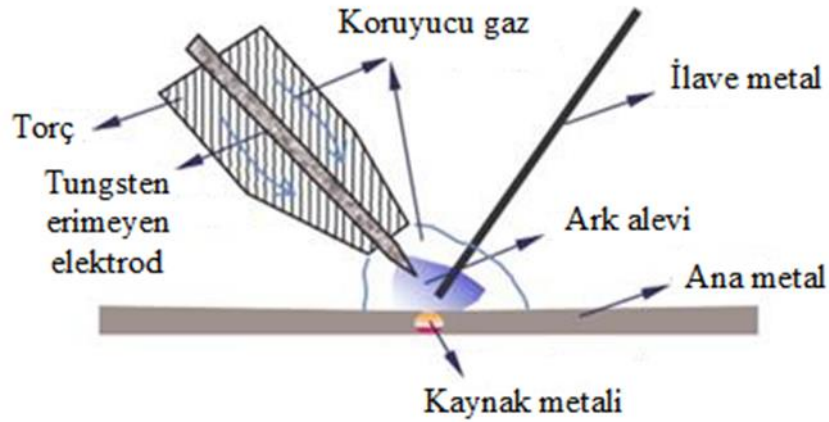
2.2.3.2. Gaz tungsten ark (GTA veya TIG) ile kaplama

Gaz tungsten ark kaynağı (GTA veya TIG), ergimeyen bir tungsten elektrotla arkın gerekli olan ısı enerjisini üretmesi ve kaynak banyosunun argon veya helyum gazı ile korunması sayesinde yapılan bir kaynak yöntemidir. GTA kaynağında ark ana malzemeyi ertirir. Kaynak, gerekiyorsa ilave metal şeklinde bir telle dışarıdan verilerek sağlanır. Dikiş genişliği, dikiş yüksekliği, dikiş nüfuziyeti kullanılan malzeme ve seçilen koruyucu gaz türüne göre değişir. GTA kaynağında He, Ar gazlarının yanı sıra bu gazların karışımları da kullanılır (Buytoz, 2004; Gür, 2009). Titanyum alaşımların kaynağında koruyucu gaz olarak helyum kullanılır ve %2-5 argon ilave edilerek ark kararlılığı sağlanır. Böylece,

argon gazının havadan ağır olması nedeniyle yatay pozisyonda daha iyi kaynak koruması sağlanmış olur. Helyum gazının havadan hafif olması nedeniyle tavan ve dik kaynak pozisyonlarında daha verimli koruma elde edilir (Kilerci, 2011).

Titanyum ve alaşımlarının kaynağında en ekonomik ve en çok kullanılan kaynak yöntemidir. Bu yöntemle; dar bir alanda yüksek ısı yoğunluğu sağlanarak kaynak hızı artırılır ve deformasyon minimuma indirilir (Webster, 1993).

Tungsten elektrot, ark işlemi için gerekli elektronların emisyonunu sağlamak amacıyla yeterince yüksek sıcaklıklara ısıtılır. Ark bölgesinde meydana gelen elektromanyetik alan sayesinde elektrot ve parça arasındaki koruyucu gazın bir kısmı iyonlaşır. Bu yüzden ark bölgesinde gaz iletken ya da plazma haline gelir. Elektrik arkı, iletken hale gelen asal gazdan akımın geçmesiyle üretilir (Şekil 2.11) (Buytoz, 2004; Ulutan, 2007).



Şekil 2.11. Şematik olarak TIG yöntemi (Komaç, 2014).

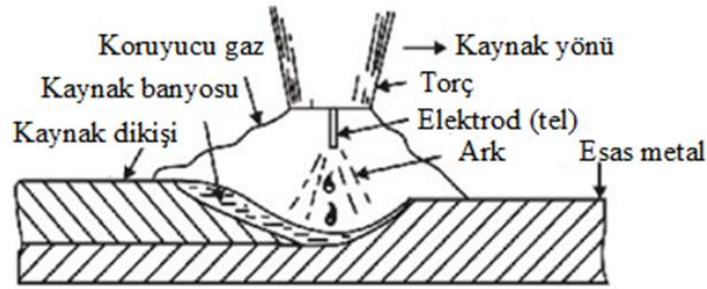
GTA ile alaşımlama yöntemi, uygun bileşime sahip alaşım toz veya tozlarının kaplama malzemesinin yüzeyinde ergitilmesi esasına dayanır. Ergime, her iki malzemede de aynı anda gerçekleşir ve hızla katılaşarak modifikasyon yapılan kaplama malzemesi ile esas metal metalürjik olarak birbirlerine bağlanır (Buytoz vd., 2005; Ulutan, 2007).

Bu yöntemde kaplama yapılırken ilave malzeme tel veya çubuk olabilir. GTA kaynağında çok yüksek kaliteye sahip kaplamalar sağlanabilir. Ancak kaynak işlem hızının

düşük olması, geniş yüzeylerin kaplanmasında yetersiz kalması, kullanılan cihazların pahalı olması ve koruyucu gazlarla çalışma gerektirmesi yöntemin dezavantajlarıdır (Ulutan, 2007).

2.2.3.3. Gaz metal ark kaynağı

Gaz metal ark esaslı kaynak yöntemleri, koruyucu gaz farklılığına göre metal inert gaz (MIG) ve metal aktif gaz (MAG) olmak üzere iki çeşittir. Bu tekniklerde ark, devamlı tükenen metal elektrot ile kaynak edilecek iş parçası arasında meydana gelmektedir (Şekil 2.12) (Gür, 2009). MIG kaynağında helyum veya argon gibi asal gazlar kullanılır. MAG kaynağında ise kullanılan gazlar karbondioksit ve karışım gazlardır (MEGEP, 2006).



Şekil 2.12. MIG-MAG kaynağında ark bölgesi (Gür, 2009).

2.2.4. Plazma transfer ark kaynağı

Son yıllarda yüzey sertleştirme işlemlerinde yüksek enerji girdili yüzey modifikasyon teknikleri kullanılmaktadır. Plazma transfer ark yöntemi (PTA) yüksek enerji girdili yüzey geliştirme yöntemlerinden biridir (Gür ve Orhan 2008).

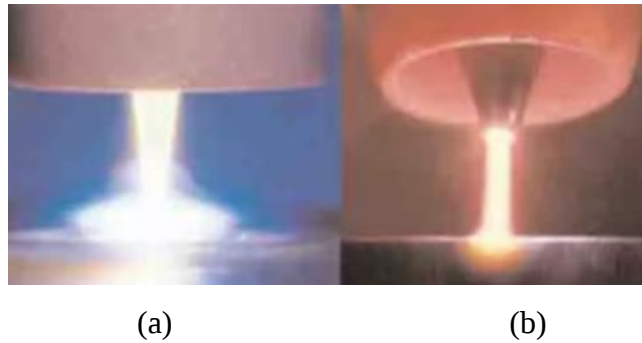
Tosun (2011), PTA yönteminde birçok metal ve alaşımıyla kaplama yapmanın mümkün olduğunu belirtmektedir. Özellikle yüksek ergime sıcaklığına sahip metallere yapılan uygulama ile makine, uzay, havacılık, tıp, otomotiv ve askeri alanda kullanıma sahiptir (Tosun, 2011). NASA 1978 yılında, PTA yöntemini uzay aracı ve istasyonu parçalarında kullanarak yöntemin ticari olarak gelişmesinde ön ayak olmuştur (Teker, 2010).

PTA yöntemi geleneksel yüzey kaynak temel prensiplerinden ortaya çıkmıştır. PTA yönteminde kaynağa göre daha geniş metal ve kompozit kaplama dağılımının çökmesine izin verilir. PTA yönteminde kullanılacak kaplama malzemeleri, tel veya çubuk şeklinde değil toz şeklindedir (Veinthal vd., 2012).

PTA kaynağı TIG kaynağının uzantısı olmasına rağmen, elektrodun torçtaki konumu ve arkın iletim mekanizması gibi farkları vardır. PTA daraltılmış gaz nozulünden çıkan ark plazması sayesinde daha yüksek gaz hızı ve daha yüksek enerji yoğunluğuna sahiptir. Bu yöntemde kullanılan torç merkezde tungsten elektrot, küçük bir çıkışı olan daraltılmış bir nozul ve daha dışta koruma gazının sağlandığı diğer gaz nozulünden oluşur (Kılıç, 2008).

PTA manuel veya otomatik tezgâhlarda uygulanabilir. Torcun iş parçasına olan uzaklığı TIG kaynağına göre daha az önem arz etmektedir. Bu sayede kaynağın takibi daha kolay yapılabilmektedir. Bu da PTA'nın manuel olarak yaygın bir şekilde yapılmasını sağlar.

PTA'da ark enerjisi TIG yöntemine göre daha yoğun olduğundan ark sütun kalınlığı sınırlandırılabilir. Bu sayede daha dar kaynak dikişi elde etmek mümkün olur (Kılıç, 2008). Şekil 2.13'de kaynak esnasında TIG (sol) ve PTA (sağ) kaynaklarının oluşturduğu arkın resmi verilmiştir (Anonim, 2017a).

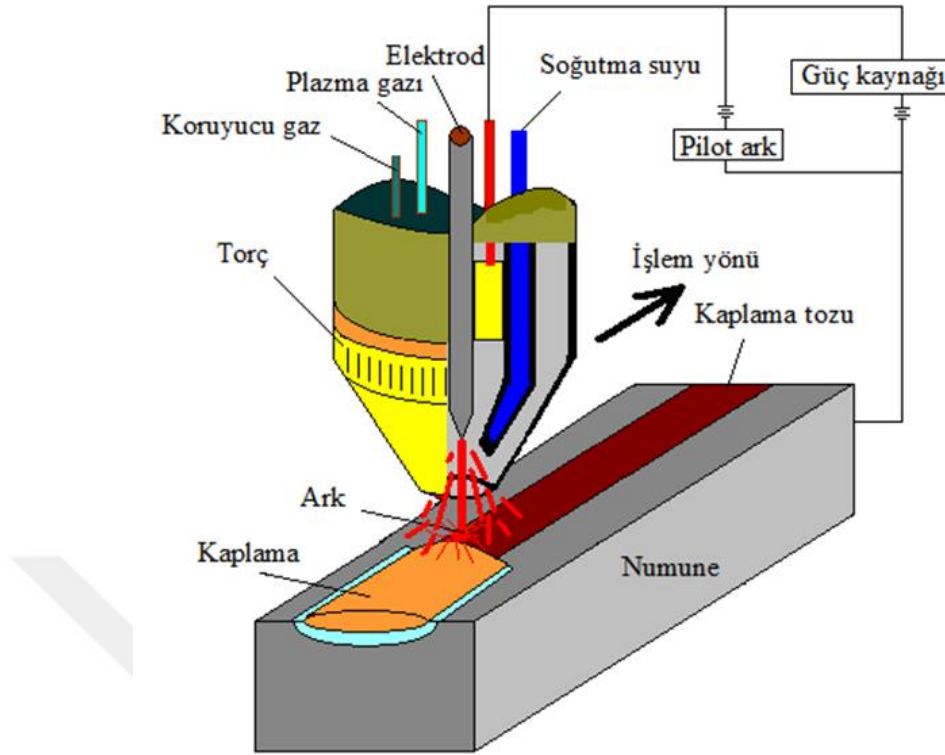


Şekil 2.13. (a) TIG, (b) PTA kaynak karşılaştırılması (Anonim, 2017a).

PTA kaplama yönteminde metal tozlarının yüzeyde biriktirilmesi, lüle ile tungsten elektrot arasında oluşturulan bir torç içerisinde elde edilen plazma ile olur. Metal tozu

yüksek enerji yoğunluğuna sahip bu plazma içerisine yönlendirilir. Bu yüksek enerji ile derin kaplamalar elde edilmektedir. PTA yönteminde 20.000–30.000°C gibi çok yüksek sıcaklıklar ortaya çıkmaktadır. Plazmanın yüksek termal şiddeti tek tabakalı kaplamalarda büyük biriktirme miktarlarına olanak sağlayarak zaman kaybını azaltır (Ulutan, 2007). Bu tip yüzey kaplama işlemlerinde, hızlı ısıtma ve soğutma değeriyle malzemede ince taneli mikroyapılar elde edilmektedir. Böylece, alt tabaka malzemelerinin kendine has özellikleri kaybolmaksızın ısıl iletkenliği, aşınma direnci ve korozyon performansı oldukça arttırılmış olur (Tosun, 2011). Gür vd. (2009), ergitme için uygulanan enerjiyle, alt tabakanın yüzeyinin ergimesi ile alt tabakayla kaplama tabakası arasında metalürjik olarak kuvvetli bir bağ oluştuğunu belirtmiştir. Ulutan'a (2007) göre, kaynağın mükemmel şekil kararlılığı ve kaplama ile ana malzeme arasında yüksek bağlanmanın bulunması PTA'nın önemli özellikleridir.

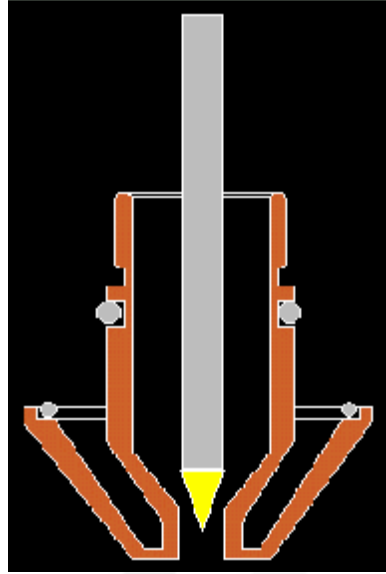
Gür ve Orhan (2008), PTA konusunda önemli çalışmalar yapmış olup, PTA yönteminin düşük maliyeti ve sistemin basitliğinin bu metodun en büyük avantajları olduğunu belirtmişlerdir (Gür ve Yıldız 2008). Wang vd. ye (2009 b) göre PTA prosesinin lazer yüzey kaplama yöntemine göre ekipman maliyeti daha azdır ve daha kolay kullanıma sahiptir. Ayrıca PTA tekniği lazere göre daha düşük soğuma oranları içerir böylece daha düşük termal strese neden olur (Rokanopoulou vd., 2014). PTA yüzey kaplama metodu kullanılarak yüzeyde sert, korozyona dayanıklı ve aşınma özellikleri iyi olan tabakalar elde etmek mümkündür. Şekil 2.14'de PTA yöntemiyle yapılan kaplama işleminin şematik resmi görülmektedir (Gür ve Orhan 2008; Gür ve Yıldız 2008). PTA kaplama yönteminde metal tozu kaynak öncesi yüzeye yapışması sağlanarak veya ilave bir nozul yardımıyla kaynak esnasında yüzeye püskürtülerek yapılabilir.



Şekil 2.14. PTA Kaplama İşlemin Şematik Görüntüsü (Gür ve Orhan 2008).

Plazma arkı ile kaynak yönteminde, TIG kaynak yönteminde olduğu gibi ergime sıcaklığı $3.370\text{ }^{\circ}\text{C}$ olan saf tungsten elektrotlar, toryum veya zirkonyum ile alaşımlandırılmış ergimeyen elektrotlar kullanılır (Dikbaş, 2012).

PTA ark torcunun orta kısmında küçük bir deliğe sahip bir lüle ve lülenin merkezinde tungsten bir elektrot bulunur. Plazma gazı, bu iç içe geçmiş dairesel lüle ile elektrot arasından geçerek delikten dışarı çıkar. Elektrot ile lüle veya iş parçası arasında ark sütunu meydana geldikten sonra, basınçlı plazma jetinin oluşturulması için iyonize olan gaz delikten dışarı püskürtülür (Şekil 2.15) (Gür, 2009). Koruyucu gaz, kaynak banyosunu korumak amacıyla nozulun dış çevresinden kaynak bölgesine iletilir. Soğutucu sıvı, torc içindeki kanallardan geçerek sistemin kapalı devre olarak soğumasını sağlamaktadır (Çalığülü vd., 2012; Anonim, 2015).

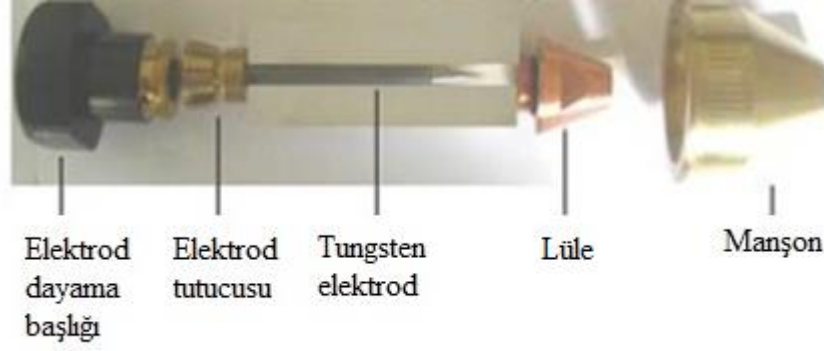


Şekil 2.15. PTA kaynağında lüle ve elektrot (Gür, 2009).

Plazma gazı olarak argon veya helyum koruyucu gaz olarak argon veya % 2-5 hidrojen içeren argon kullanılır. Ancak helyumun daha sıcak bir gaz olması nedeniyle kullanıldığında lülenin verimliliği azalır. Koruyucu gaz olarak, %100 argon, %95 argon + %5 hidrojen, %100 helyum ve %75 helyum + %5 argon gaz veya gaz karışımları kullanılır. Plazma ark kaynağında kullanılacak gazın seçimi, kaynak edilecek malzemeye bağlıdır. Plazma gazının tungsten elektrotun çabuk tükenmemesi için asal (soy) karakterde olması gereklidir. Koruyucu gaz olarak genellikle soy gaz kullanılır. Birçok uygulamada koruyucu gaz ve plazma gazı aynı şekilde tatbik edilir (Dikbaş, 2012). Ti6Al4V malzeme için plazma ve koruyucu gaz olarak argon kullanılabilir. Argon kaynağa ark kararlılığı ve penetrasyon verir. Ayrıca kolay ark başlangıcı sağlar (Gür, 2009).

PTA'da kullanılan kaynak torçları, TIG torçlarından daha büyük çaplı olup, eğik bir kaynak kafası ve tutma sapını içerir. PTA torçlarında, lüle ile elektrot arasındaki radyal açıklığın düzgün olması için tungsten elektrotun merkezde olması önemlidir ve iyi bir soğutma ile elektrotun ve lülenin ömrü uzatılabilir (Dikbaş, 2012).

PTA kaynağı lüle bakırdan üretilir. Lülelerin ömrü ark oluşum sayısı, elektrot ucunun merkezlenmesi ve soğutma işlemine göre değişir (Şekil 2.16).



Şekil 2.16. PTA kaynak torcu (Teker, 2010)

PTA yönteminin başlıca avantajları şunlardır:

- Ana metale çok az enerji girdisi olması nedeniyle ısıdan etkilenen ana malzeme alanı çok dar bir bölgede oluşmaktadır.
- PTA ile kaplamada kaynak esnasında herhangi bir oyuk oluşmaması ve kaplama ana malzemenin en dış yüzeyinde olması nedeniyle tozdan büyük tasarruf elde edilir.
- PTA yönteminde tek seferde kaplamanın sağlanması ve tekrar tekrar işlem gerektirmemesi nedeniyle verimi yüksektir.
- Fe, Ni ve Co-esaslı bir çok alaşım malzemesi kaynak tabakası olarak ve çok çeşitli kaplama malzemeleri kullanılabilir.
- PTA yönteminde çok iyi ark sabitliği sağlanır. Bundan dolayı parçada termal bozulma çok azdır.
- 2-16 mm/s gibi yüksek kaynak hızları kullanılabilir.
- Çevresel etkilerden çok az etkilenmektedir.
- PTA donanımlarının kullanımı kolay ve ucuzdur.
- PTA ile elde edilen kaplamanın metalürjik bağı kuvvetli olduğundan darbe dayanımı yüksektir.
- Elektrot ve iş parçası arasındaki çalışma mesafesi diğer işlemlere göre çok farklı seçilebilir (Ulutan, 2007).

PTA yönteminin MIG-MAG kaynağına göre dezavantajları, makine ve ekipmanın daha pahalı olması, torcun bakımı ve kullanımının dikkat gerektirmesi sayılabilir. Torcun

bakımında, elektrotun yerleştirilmesi için torcun tamamen sökülmesi hassas bir şekilde yeniden ayarlanması gerekir (Dikbaş, 2012).

PTA kaynağı, düşük gerilim ve hassas çalışma imkanı ile takım, kalıp ve döküm kalıplarının tamiratında kullanılır (Kılıç, 2008). Titanyum alaşımların birleştirilmesinde titanyumun düşük yoğunluklu olmasından dolayı yaygın olarak uygulanır (Matthew, 2010).

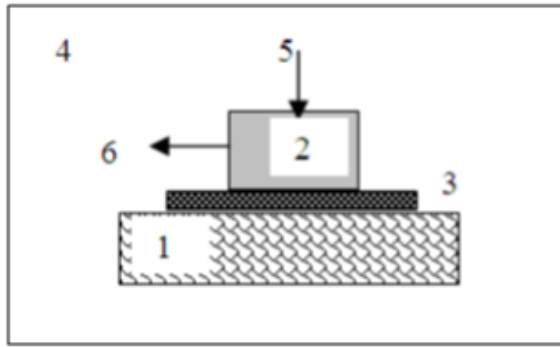
Plazma transfer ark kaynağı; uzay, nükleer, elektronik, gemi inşaatı ve diğer birçok endüstri kollarında kullanılan bir kaynak yöntemidir. Uygulamalarda ince tellerin uç uca kaynağı, ince cidarlı basınçlı kaplar, vakum tüpü elemanları, paslanmaz ve titanyum borular, roket yakıt tankları, türbin motor elemanları rahatlıkla kaynak edilmektedir. Plazma doldurma kaynağı ile esas olarak sert metaller demir, nikel ve kobalt esaslı alaşımlar püskürtülür. Böylece dış yüzeyin aşınma mukavemetini ve korozyon davranışını iyileştirmek mümkün olmaktadır (Gür, 2009).

PTA ile yüzey kaplama yöntemi petrol arama alanlarında kullanılan matkapların yüzey sertleştirilmesi ve pompaların sızdırmazlık elemanlarında da uygulanmaktadır. Enerji santrallerinde en yüksek aşınmanın meydana geldiği buhar ve su valflerinde aşınmanın azaltılması ve verimliliğin artması için valf yataklarında PTA ile yüzey sertleştirme yapılır. Benzer şekilde içten yanmalı motorların valf yatakları erozyon, adezyon, korozyon ve abrazif gibi çeşitli aşınma tiplerine maruz kalır. Yakıt ekonomisi, verimlilik ve güç-hacim oranının artması gibi ihtiyaçlar valflere ilave gerilim yükler. En yüksek aşınmanın meydana geldiği valf yatakları PTA ile kaplanarak yüzey sertleştirme işlemi yapılır. Bu sayede bütün bu zorlayıcı şartların üstesinden gelmek mümkün olmaktadır (Anonim, 2017c).

3. AŞINMA

Birbirine göre izafi hareket yapan elemanlarda sürtünme oluşur. Malzeme kaybı sürtünmenin sonunda birçok unsurun etkisiyle aşınma olarak ortaya çıkar. Aşınma bir tribolojik sistem bütünüdür. Sürtünme katsayısı ve aşınma dayanımı malzemenin özelliği olmayıp, bu tribolojik sistem sonucunda ortaya çıkar. Temel sürtünme elemanı, karşı sürtünme elemanı, ara madde, çevre, yükleme ve hareket tribolojik sistemi oluşturan faktörlerdir (Şekil 3.1). Bir tribolojik sistem bu unsurların birçoğunu içinde bulundurur (Ünlü vd., 2009).

Teknik anlamda aşınma cisimlerin yüzeyinde mekanik etkenlerle mikro taneciklerin kopup ayrılması sonucu malzemede istenilmeyen bir değişikliğin meydana gelmesi olayıdır (Gök, 2008). DIN 50320'e göre aşınma, kullanılan malzeme yüzeylerinden mekanik sebeplerle ufak parçacıkların ayrılması nedeniyle meydana gelen değişiklik olarak tanımlanmaktadır (Zum Gahr, 1987). Moore'a göre (1976) aşınma; kullanılan malzemelerin yüzeylerine gaz, sıvı ve katıların teması neticesinde çeşitli etkenlerle malzemenin yüzeyinden mikro tanelerin kopması sonucu meydana gelen yüzey bozulması olarak tanımlanmıştır (Gök, 2008).



1. Temel sürtünme elemanı
2. Karşı sürtünme elemanı
3. Ara madde
4. Çevre
5. Yükleme
6. Hareket

Şekil 3.1. Tribolojik sistemin faktörleri (Ünlü vd., 2009).

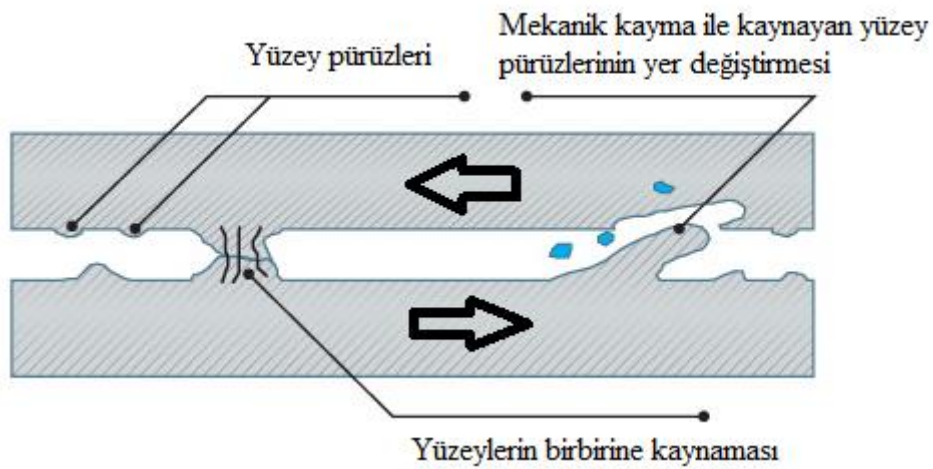
Aşınması incelenen temel sürtünme elemanıdır. Karşı sürtünme elemanı daha az aşınacak şekilde seçilir. Ara madde yağ veya aşınma partikülleri olabilir. Bazı durumlarda hiçbir madde ara maddede yer almayabilir. Çevre, çalışma ortamıdır. Yükleme; darbesiz,

darbeli, sabit veya değişken olabilir. Hareket ise sürekli, kesikli, artan, azalan, sabit şeklinde veya bunların birden fazlasının bir arada bulunması halinde olabilmektedir. Bu parametreler birbirlerini etkilemektedirler. Bu nedenle parametrelerin tribolojik özelliklere etkilerini incelerken, parametrelerden biri değiştirilip diğerleri sabit tutularak, değiştirilen parametrenin etkisi belirlenmeye çalışılır (Ünlü vd., 2009).

Adhezif aşınma, abrazif aşınma, yorulma aşınması, korozif aşınma olmak üzere 4 farklı aşınma durumu vardır.

3.1. Adhezif Aşınma

Adhezif aşınma sürtünme nedeniyle yüzeylerin birbirine yapışması veya mikro kaynaklar oluşturmaları ile meydana gelir (Takadoun, 2008). Yağlı veya yağsız ortamda birbiriyle kayma sürtünmesi yapan metal çiftlerinde meydana gelen kaynaşma olayının sonucunda adhezif aşınma ortaya çıkar. Temas eden metaller arasında gerilmeler küçük yüklemelerde dahi akma gerilmesi sınırına eşit veya geçer. Bu tür durumlarda temas eden metal yüzeyleri arasında yapışma kuvvetleri oluşur. Bir yüzeyden diğerine malzeme geçişi esnasında, soğuk kaynama ve küçük parçacıkların kopması meydana gelir (Şekil 3.2). Eğer her iki metal aynı sertlikte ise aşınma her iki yüzeyde de oluşur. Adhezif aşınma, iki metal arasında yağlama yapılması, yüzeye uygulanan yükün azaltılması ve malzeme sertliklerinin arttırılması ile azaltılır (Bhushan, 1999).



Şekil 3.2. Adhezif aşınma oluşumu

Dişlilerde, kuru ve sınırlı kaymalı yağlanmış kaymalı yataklarda, pistonlarda, tel çekme kalıplarında adhezif aşınma görülebilmektedir (Kosa, 2016).

3.2. Abrazif Aşınma

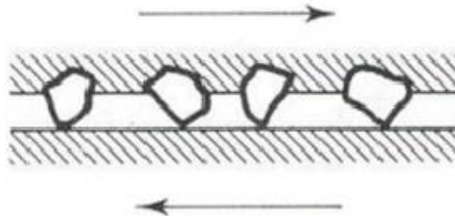
Abrazif aşınma sert malzeme ile daha yumuşak malzemenin teması esnasında oluşur. Bu tip aşınmada çizikler veya aşınma kanalları görülür (Takadoun, 2008). Abrazif aşınma endüstride en çok karşılaşılan aşınma türüdür. Kirli hidrolik sistemler, kırıcılar, toz metalürjisinde kullanılan kalıplar, pürüzlü yüzeyle karşılıklı eş çalışan yüzeyler, toprak kaydırmaya çalışan kepçe abrazif aşınmaya örnek olarak verilebilir (Kosa, 2016).

Abrazif aşınma hızı, yüzeye etki eden temas kuvvetini azaltarak, kayma hızı düşürülerek ya da yüzey kalitesini iyileştirerek düşürülebilir. Ayrıca daha sert alaşım kullanılarak, ısıtma işlemi uygulayarak yüzey sertleştirme veya malzeme yüzeyi sert bir tabaka ile kaplanarak azaltılabilir (Li, 2017).

İki cisimli abrazif aşınma ve üç cisimli abrazif aşınma olmak üzere iki türde açıklanabilir.

3.2.1. İki cisimli abrazif aşınma

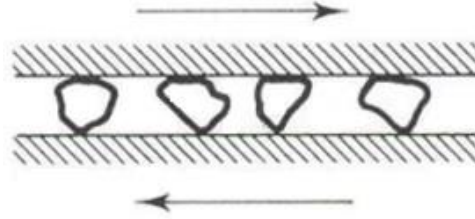
Aşınma sadece iki yüzey arasında oluyorsa buna iki cisim abrazyonu denir. Sert malzemenin yumuşak malzemeyi aşındırması şeklinde oluşur (Şekil 3.3).



Şekil 3.3. İki cisimli abrazif aşınma.

3.2.2. Üç cisimli abrazif aşınma

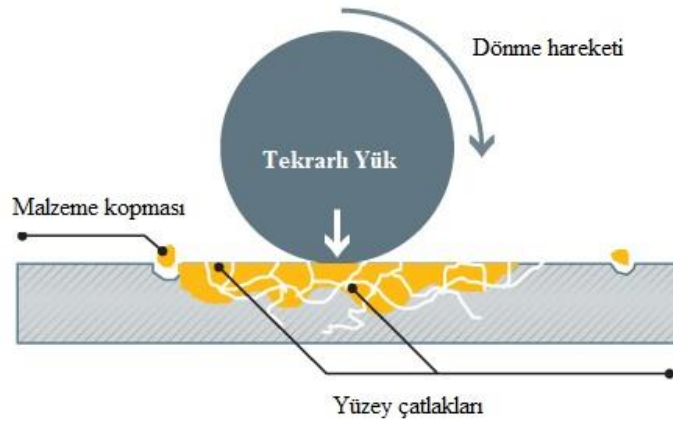
Üç cisimli abrazif aşınma iki türde olabilir. İki kayan yüzey arasındaki dışarıdan giren yabancı bir sert malzeme tek yüzeyi veya her iki yüzeyi aşındırabilir. Diğer türünde yumuşak yüzeyden kopan parçacık diğer yüzeyi aşındırır (Şekil 3.4).



Şekil 3.4. Üç cisimli abrazif aşınma.

3.3. Yorulma Aşınması

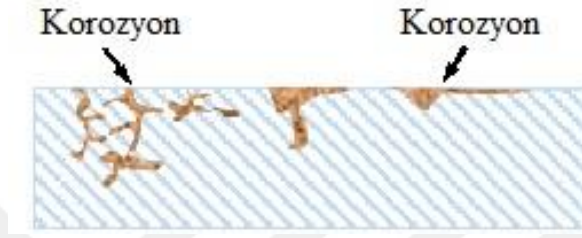
Malzeme sürekli bir gerilime maruz kaldığında temas yüzeyinde yorulma aşınması meydana gelir. Yüzeye paralel olarak oluşan çatlak malzeme içerisine doğru gelişir. Belli bir ölçüye ulaştığında, kabuk şeklinde parçacıklar oluşur ve bunlar malzemeden uzaklaşır (Takadoun, 2008). Sıcak ve soğuk haddelemede, bilyeli rulmanlarda yorulma aşınması olabilmektedir (Kosa, 2016). Şekil 3.5’de yorulma yüzeyinde çatlak ilerlemesi ve malzeme kaybının şematik gösterimi görülmektedir. Yüzey sertleştirme işlemi yapılarak yorulma aşınmasına karşı direnç artırılır (Varol 1994).



Şekil 3.5. Yorulma yüzeyinde çatlak ilerlemesi ve malzeme kaybı (Anonim, 2017b).

3.4. Korozyon Aşınması

Çevre ile yüzeyler arasında kimyasal etkileşim olduğu durumlarda yüzeyde aşındırıcı bir film tabakası meydana gelir. Sürtünme nedeniyle sıcaklığın artması oksit tabakasını geliştirir. Oluşan parçacıklar aşınmaya neden olur (Takadoun, 2008) (Şekil 3.6).



Şekil 3.6. Koroziif aşınma.

3.5. Aşınmayı Etkileyen Faktörler

Aşınmayı etkileyen birçok değişik faktör bulunmaktadır. Aşınmanın kontrol altına alınması için bu faktörlerin mekanik tasarım öncesinde dikkate alınması gerekmektedir.

3.5.1. Malzeme seçimi

Aşınma malzeme seçimi ile yakından ilgilidir. Malzeme seçimi doğru yapılmadığında, beklenen performans elde edilemediği gibi ciddi maddi kayıplara da sebep olabilmektedir.

Birbiri ile temas halinde olan aynı malzemelerin birbirine kaynak yapma özelliği, farklı malzemelerin birbirine kaynak yapma özelliğinden daha yüksektir. Bundan dolayı, birbiriyle sürtünme durumunda olan parçaların malzemeleri farklı seçilerek adhezif aşınmaya karşı olan direnç artırılır (Sarıkaya, 2007).

3.5.2. Sürtünme

Sürtünme ve aşınma arasında doğrudan bir ilişki kurmak da mümkün değildir. Bazı metallerde sürtünme katsayısı düşük olmasına karşın büyük oranlarda aşınma oluşabilmektedir. Bununla birlikte sürtünme katsayısının yüksek olup, aşınmanın çok az olduğu durumlar da görülebilmektedir.

3.5.3. Yüzeye uygulanan yük

Yüzeye uygulanan yük ile aşınma genellikle doğru orantılı olarak artmaktadır. Uygulanan yükün dinamik olması yorulma aşınmasına neden olacaktır. Özellikle rulmanlarda görülen pitting olayı meydana gelir. Bundan dolayı döner rulmanlı yataklarda yük taşıma kabiliyeti dinamik yük sayısı ile belirlenir (Özes, 2017).

3.5.4. Sürtünme mesafesi

Sürtünme mesafesinin artması ile birlikte aşınma miktarında zamana bağlı olarak artış olmaktadır. Hisakado (1976), yaptığı çalışmada kayma mesafesi ile aşınma miktarının orantılı olarak arttığını belirtmiştir (Gür, 2009). Ti6Al4V için ilk temas anında adezyon olan aşınma sürtünme mesafesi arttıkça kopan ve karşıt yüzey parçaları nedeniyle abrazif aşınmaya neden olacaktır.

3.5.5. Yüzey sertliği

Yüzey sertliği aşınmayı etkileyen en önemli parametrelerden bir tanesidir. Abrazif aşınma direnci genelde malzemenin sertliğine bağlıdır (Sarıkaya, 2007). Yüzey sertliği artırılarak aşınma azaltılabilir veya aşınmadan kaynaklanan yüzey deformasyonu sabit tutulabilir.

3.5.6. Yüzey pürüzlülüğü

Temas yüzeyleri çok temiz olduğunda yüzeyler arasında soğuk kaynak oluşumu artar. Diğer taraftan, yüzey kaba ise aşınma yine artacaktır. Özel çalışma ortamları dışında genellikle yüzey pürüzlülüğü 10 ila 70 μm arasında olmasına özen gösterilir.

3.5.7. Yağlama

Yağlama aşınmaya karşı en önemli tedbirlerden biridir. Sürtünen yüzeyler arasındaki yağlama ile metal – metal teması ve dolayısıyla soğuk kaynaklanma önlenir.

3.5.8. Ortam şartları

Ortamdaki sıcaklık ve nem aşınmayı önemli oranda etkiler. Çalışma şartına göre malzeme seçilerek sıcaklık ve nemin etkisi azaltılabilir.

Sürtünen yüzeyler arasında sıcaklığın artması ile yüzey sertliği düşer ve plastik deformasyon kolaylaşır. Yapılan araştırmalarda belli bir değere kadar sıcaklığın artırılmasının aşınmayı etkilemediği ancak daha fazla artışlarda aşınmayı artırdığı ve ergime sıcaklığı yüksek olan malzemelerin yüksek aşınma direncine sahip olduğu belirtilmiştir. Özellikle kaymalı yataklarda ve kızaklarda sürtünen yüzeylerde ısınma probleminin ortaya çıkmaması için sıcaklığın düşürülmesi gerekir. Bunun için ısı iletim görevi yapan yağlayıcılar kullanılır.

Atmosferdeki nem oranının artması sürtünme katsayısının azalmasına ve dolayısıyla da aşınma miktarının azalmasına neden olur (Sarıkaya 2007).

3.5.9. Tane boyutu

Tane boyutu ile malzemenin dayanım değerleri doğrudan bağlantılıdır. Tane boyutu ne kadar küçük ise malzeme o kadar tok ve mukavimdir. Malzemenin kristal yapısının da aşınma üzerinde büyük etkisi vardır. Örneğin kobalt gibi sıkı paket yapıya sahip malzemelerin aşınma direnci yüksektir (Sarıkaya 2007).

3.5.10. Basınç

Tribolojik sistem içerisinde yükün artmasıyla temas alanı da artar. Bu nedenle yüzeydeki sürtünmenin artmasıyla aşınma da artar (Gür, 2009).

3.5.11. Hız

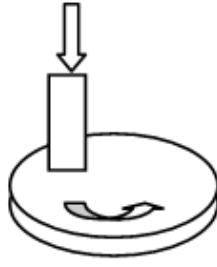
Aşınma esnasındaki hız malzemenin mikroyapısına etki ettiğinden bununla bağlantılı olarak aşınma direncini de etkiler. Bazı araştırmalarda aşınma hızının fazla olmasının, karbürlerin ya da sert takviye elemanlarının miktarının düşmesine neden olduğunu, bunun da ağırlık kaybı ve sertliğin düşmesi sonucunda aşınma direncinde bir azalmaya yol açtığı belirtilmektedir (Gür, 2009).

3.6. Aşınma Testleri

Aşınma test metotlarının birçok tipi vardır. ASTM (American Society for Testing and Materials) ve ASLE (American Society of Lubrication Engineers) tarafından yüz kadar deney sistemi belirtilmiştir (Gür, 2009). Aşınma cihazlarıyla yapılan testler ile malzeme kayıplarının araştırılması, yeni malzeme veya sürtünme ve aşınma azaltıcı yöntemlerin geliştirilmesi gibi çalışmalar yapılabilir (Ünlü, vd., 2009). En çok kullanılan testler disk üzerinde çubuk (pin-on-disk), düzlem üzerinde çubuk (pin-on-flat), silindir üzerinde çubuk (pin-on-cylinder), sürtünen rondelalar, dönen silindir üzerinde dikdörtgen düzlemler, burç içinde çubuk ve dört bilye olarak sayılabilir.

3.6.1. Disk üzerinde çubuk (pin-on-disk, ball-on-disk, küre-disk)

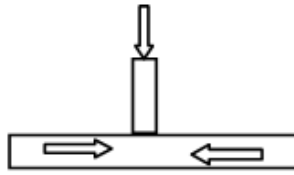
Disk üzerinde çubuk, en yaygın kullanılan ve en basit model deney yöntemlerinden biridir. Bu deneyde metal bileşenlerden oluşan bir döner disk kullanılır. Disk üzerinde çubuk aparatında çubuk sabittir ve disk döner. Çubuk, dönmeyen bir bilye, yarım küre, düz uçlu bir silindir olabilir. Pim üzerinden diske uygulanacak yük, mekanik, pnömatik veya bir hidrolik silindir vasıtasıyla uygulanabilir. Bu test tekniği ile kuru kayma halindeki sürtünme ve aşınma davranışları araştırılabilir (Karaoğlu, 2006). Şekil 3.7’de disk üzerinde çubuk düzeneği görülmektedir.



Şekil 3.7. Disk üzerinde çubuk aşınma test modeli (Ünlü vd., 2009).

3.6.2. Düzlem üzerinde çubuk (pin-on-flat, lineer ball-on-disk, lineer küre-disk)

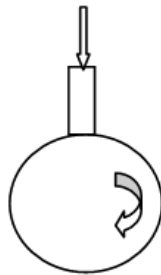
Düzlem üzerinde çubuk veya lineer harekette küre-disk yönteminde sabit duran çubuk bir düzlem üzerinde git-gel hareketi yapar. Çubuk, sabit bir bilye, yarım küre uçlu bir silindir olabilir. Pim üzerinde yük mekanik veya hidrolik bir düzenele sağlanabilir (Şekil 3.8).



Şekil 3.8. Düzlem üzerinde çubuk aşınma test modeli (Ünlü vd., 2009).

3.6.3. Silindir üzerinde çubuk (pin-on-cylinder)

Disk üzerinde çubuk yöntemine benzer. Bu yöntemde farklı olarak çubuk dönen silindir eksenine diktir. Çubuk düzlem veya yarım küre şeklinde olabilir (Şekil 3.9).



Şekil 3.9. Silindir üzerinde çubuk aşınma test modeli (Ünlü vd., 2009).

3.6.4. Sürtünen rondelalar

Bu yöntemde bir rondela düzgün yüzeyi sabit bit diğer rondela üzerinde döner. Yük dönme eksenine paralel uygulanır. Bu uygulamada özellikle mil yatağı ve yüzey contaları gibi uygulamalar için yapılır (Şekil 3.10).



Şekil 3.10. Sürtünen rondelalar aşınma test modeli (Ünlü vd., 2009).

3.6.5. Döner silindir üzerinde dikdörtgen düzlemler

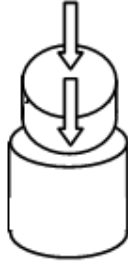
Döner bir silindire dikdörtgen düzlemler ile yükleme yapılır. Yük diskin eksenine dik olarak uygulanır (Şekil 3.11).



Şekil 3.11. Döner silindir üzerinde dikdörtgen düzlemler aşınma test modeli (Ünlü vd., 2009).

3.6.6. Burç içinde çubuk

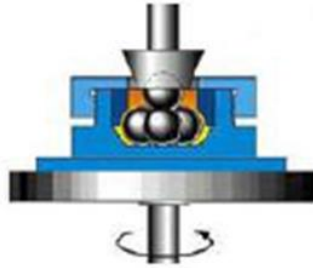
Bu test yönteminde burç içindeki çubuk bastırılır ve bu işlem için gereken aksenal kuvvet ölçülür. Aksenal kuvvet burç içinde radyal yönde burca kuvvet uygular. Aksenal kuvvetin radyal kuvvete bölümü ile sürtünme katsayısı hesaplanır (Şekil 3.12).



Şekil 3.12. Burç içinde çubuk aşınma test modeli (Ünlü vd., 2009).

3.6.7. Dört bilye

Üç adet bilye rahatça hareket edebilecekleri bir taşıyıcı içine yerleştirilirler ve üst taraftaki bilyeye göre hareket eder. Dördüncü bilye ise bir milin ağzında açılan bir yuvaya yerleştirilir ve aşağıya doğru normal bir yük ile bastırılır. Alttaki taşıyıcı döndürülerek milin ağzındaki bilyenin dönmesi sağlanır. Üstteki bilye döner ve diğer üç bilyeye sürtünerek aşınma oluşur (Karabaşoğlu 2008) (Şekil 3.13). Bilyeler üzerinde oluşan çizik ve aşınmalar tespit edilerek ölçümü yapılır. Özellikle basınç altındaki yağların aşınma özelliklerini ölçmek için kullanılan bir yöntemdir.

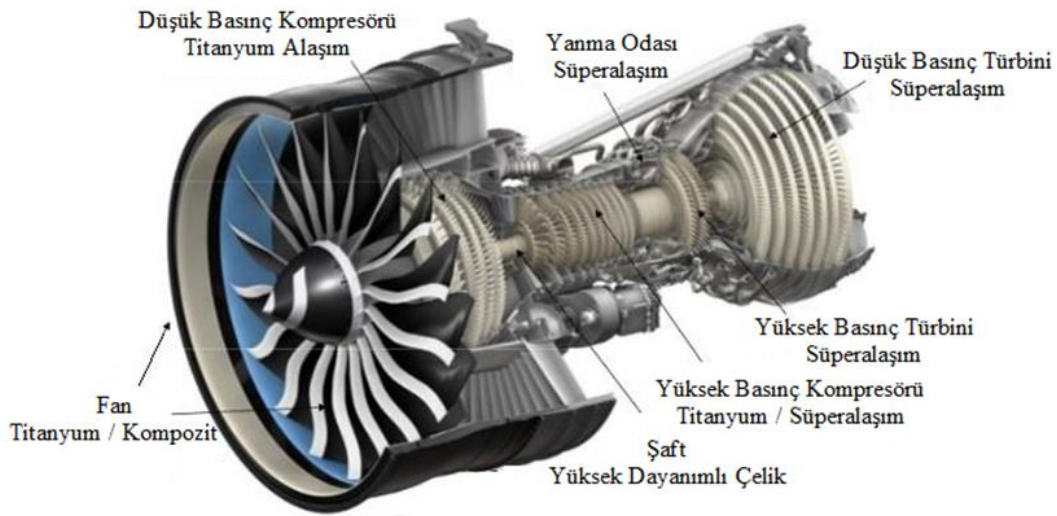


Şekil 3.13. Dört bilye deney düzeneği (Karabaşoğlu 2008).

4. TİTANYUM ALAŞIMLARI

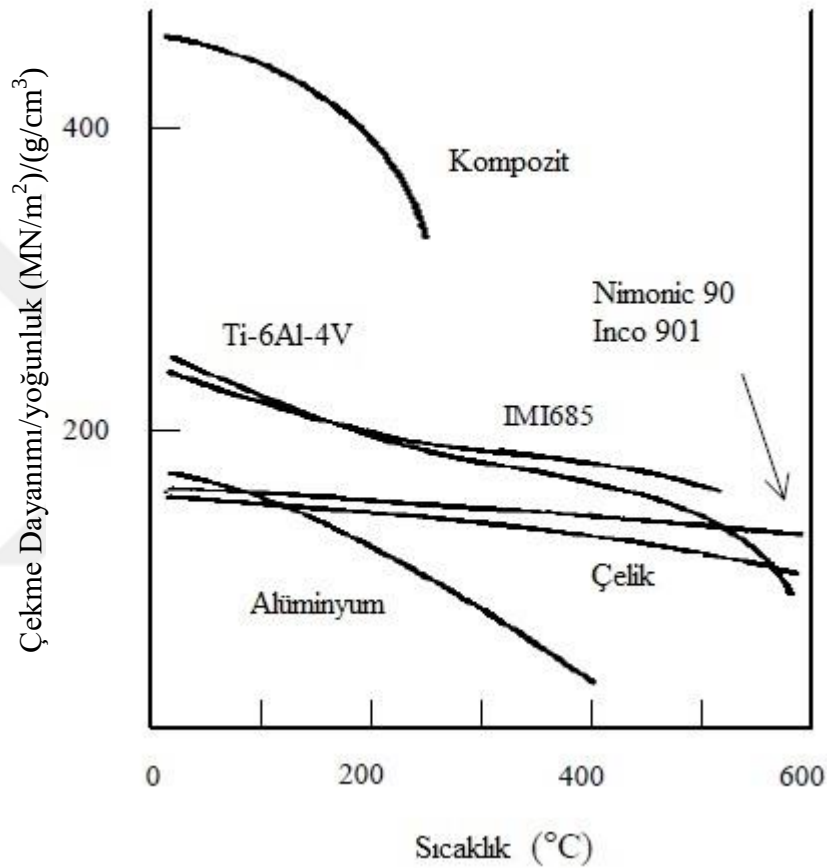
Titanyum alaşımları birçok alanda kullanımı vardır. Korozyon dayanımı nedeniyle kimya ve denizcilikte, medikal uygulamalarda, hafiflik ve sağlamlık gerektiren saat ve gözlük gibi tüketici ürünlerinde yer bulmaktadır. Ancak en yaygın kullanımı havacılık endüstrisidir ve çok iyi mukavemet ağırlık oranına sahip olması nedeniyle havacılık uygulamalarında yoğun olarak kullanılmaktadır.

Büyük ticari uçakların gövdesinde ortalama %5-9 arasında titanyum kullanılmaktadır. Ancak, çalışma sıcaklığının önemli olduğu motorlarda titanyum kullanımı %33-38 civarındadır. Uçak motorlarında hacimsel olarak en çok kullanılan malzeme titanyum alaşımlarıdır. İlk uçuşunu 1952’de yapan DC-7 tipi uçağın motorundaki yanma odası ve uçağın kanatlarındaki motor bağlantı yerlerinde ilk kez titanyum kullanılmıştır (Kilerci, 2011). İlerleyen zamanlarda titanyum ve alaşımlarının kullanımı artarak devam etmiştir. Titanyum alaşımları jet motorlarındaki kompresör diskleri, paleler, uçaklardaki yapısal parçalarda, roket ve uydularda kullanılır. En yaygın kullanılan titanyum alaşım Ti-6Al-4V’dir (Pederson, 2002). Gelişmiş uçak motorlarında %40 süperalaşım, %30 titanyum alaşım, %20 çelik alaşım bulunur. Modern uçak motorunda titanyum alaşım kullanılan parçalar Şekil 4.1’de verilmiştir (ATI Aerospace, 2008).



Şekil 4.1. Uçak motorunda kullanılan malzemeler (ATI Aerospace, 2008).

Farklı malzemelerin çekme dayanımı ile sıcaklık karşılaştırması Şekil 4.2’de gösterilmiştir. Titanyum alaşımları 400-500 °C sıcaklık aralığında en yüksek çekme dayanımına sahiptir. Kompozitler en yüksek çekme dayanımına sahip olmasına rağmen, jet motor uygulamalarında zayıf tokluk, süneklik ve sınırlı sıcaklık kabiliyetleri nedeniyle kullanımları sınırlıdır (Pederson, 2002).



Şekil 4.2. Farklı malzemelerin çekme dayanımı / sıcaklık karşılaştırması (Pederson, 2002).

Titanyum 1660°C ergime sıcaklığına sahip, 4,5 g/cm³ yoğunluğu olan, korozyona dayanıklı bir metaldir. Titanyum alüminyumdan daha dayanıklı ve rijittir (Motorcu, 2009). Bundan dolayı, uçak ve uzay sanayi, medikal, enerji, denizcilik gibi sektörlerde kullanılmaktadır (Cingi, 2010). Pahalı olması en büyük dezavantajıdır. Demir, alüminyum, vanadyum gibi elementlerle alaşım oluşturabilir. Özellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında yüksek performans gösterir (Motorcu, 2009).

İlk Ti malzeme üretimi Titanyum Metals Corporation (TIMET) tarafından 1952 yılında yapılmış ve bu tarihten itibaren üretim miktarı her yıl ortalama %8 oranında artmıştır (Anonim, 2017d; Zhecheva vd., 2005). Ti alaşımları içinde şekillendirilebilirlik, üretim kolaylığı, kaynak edilebilirlik ve 300 derece sıcaklığa kadar mukavemetini koruma özelliklerinden dolayı Ti6Al4V alaşımı %50 ağırlık oranıyla en çok kullanılan alaşımdır (Martin, 2006; Dikbaş, 2012).

Titanyum zayıf tribolojik özelliklere sahip olması nedeniyle özellikle hareketli temaslı uygulamalarda aşırı aşınma ve yapışmaya varan sürünme nedeniyle malzeme kaybı oluşur. Yüksek aşınma sonucunda korozyon direncini sağlayan oksit yapısı bozulur ve aşınma ile birlikte korozyon da meydana gelir. Titanyum zayıf aşınma davranışı karakteristiğine sahiptir. Bu karakteristik özelliğinden dolayı kayma sırasında sürtünme katsayısı sabit değildir ve çok yüksek değerlere çıkmaktadır. Titanyum alaşımlarında sürtünme ve aşınma özelliklerini geliştirmek için yüzey modifikasyon uygulaması gerekmektedir.

Elektron konfigürasyonu, kristal yapısı ve yağlayıcıların etkisizliği titanyumun zayıf tribolojik davranışlarının nedenleridir. Bu durum titanyum yüzeyinin aşırı reaktif olmasına sebep olmaktadır. Her ne kadar SPH yapısına sahip metaller iyi bir sürtünme özelliği gösterse de titanyum diğerlerinden farklı tutulmalıdır. Çünkü metallerde ideal sıkı paket oranı (c/a) 1,633 olmasına rağmen titanyumda bu oran 1,588'dir. Bu durum, taban düzlemlerinin yanı sıra prizmatik düzlemleri kaymaya teşvik ederek kaymanın bu düzlemlerde de olmasına neden olur. Kayma sistemlerinin artması sünekliği artırır ve tribolojik sistem içinde karşıt yüzeyle temas sağlandığı noktalarda plastik deformasyonun artmasına neden olur.

Yağlamanın etkisiz kalması, titanyumun sürtünme özelliğini etkileyen diğer bir etkidir. Ayrıca titanyumun düşük ısıl iletkenliği yağlayıcıların etkisizlik kalmasını artırır. Çünkü yağlayıcıların kullanılması ile yüksek ısıl iletkenliğe sahip yüzeyler arasındaki sürtünmeden kaynaklanan artan ısıyı önlemek amaçlanır. Ancak titanyumun ısıl iletkenliği düşük olması nedeniyle yağlama ile sağlanacak bir iyileşme de yetersiz kalır. Bundan dolayı, titanyum alaşımları adhezif ve abrazif aşınmaya karşı hassastırlar. Temas esnasında

titanyum yüzeylerinin çok reaktif olması temas yüzeylerinin birbirine malzeme transferine neden olmakta ve ciddi aşınmalar meydana gelmektedir.

Titanyum alaşımlarının sünekliği ve kimyasal reaktifliği, yüksek sürtünme katsayılarına neden olur. Çünkü, pürüzlerin birbirine yapışma noktalarının adezyon mukavemetleri titanyum alaşımlarının mukavemetlerinden çok daha yüksektir ve böyle birleşen pürüzlü bölgelerde titanyum pürüzler koparak, aşınmış yüzey üzerinde birçok krater oluşturur. Kopan titanyum ve karşıt yüzey parçaları abrazif aşınmaya neden olur. Kopan parçalarının artmasıyla titanyum yüzeylerde önemli abrazif zararlar oluşmaktadır (Gökdemir, 2005). Diğer taraftan sünek malzemelerde kayma aşınma mekanizması malzemelerin temas yüzeylerinde ciddi miktarda plastik deformasyona neden olmaktadır (Fellah vd., 2014).

Titanyum ve alaşımları, temas bölgelerinde tribokimyasal reaksiyonlar geliştiğinde zayıf bir oksidatif aşınma direnci gösterirler. Kuru kayma aşınması esnasında oluşan sürtünme katsayıları ve aşınma oranları atmosferik oksijen nedeniyle ciddi oranda değişir. Yüksek kayma hızları ile temas bölgesindeki sıcaklık artar ve kontrol dışında bir yüzey oksidasyonu ortaya çıkar. Bundan dolayı, oksitli aşınma izleri ve artan aşınma oranı meydana gelir (Gökdemir, 2005).

Titanyum son derece reaktif bir malzemedir ve zayıf tribolojik özelliklere sahiptir. (Budinski, 1991). Titanyum alaşımlara kaplama yapılarak tribolojik özellikleri iyileştirilebilir. Böylece, sürtünme katsayısı azalır ve malzeme transferi ve adhezif aşınma özellikleri iyileşir (Kustas and Misra, 1992). Titanyum alaşımlara, kimyasal buhar biriktirme (CVD), fiziksel buhar biriktirme (PVD), lazer ve plazma yüzey işlemleri, termal oksidasyon, sol-gel prosesi ve nitrürleme gibi yüzey modifikasyon teknikleri tribolojik özelliklerini iyileştirmek için uygulanabilir (Çelik, 2013).

Titanyum alaşımları, saf titanyum, α fazlı, α ve β fazlı ve β fazlı olmak üzere 4 ana gruba ayrılır (Modgil, 2003).

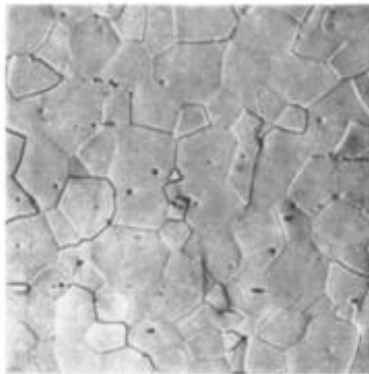
4.1. Saf Titanyum

Titanyum alüminyum, demir ve magnezyumdan sonra en çok kullanılan metallerdendir. Rezervi olan metaller arasında ise 9. sıradadır. Ancak titanyumun saf olarak bulunmaması ve saf hale getirilme işlemleri nedeniyle titanyum pahalı hale gelmektedir (Akyol, 2007).

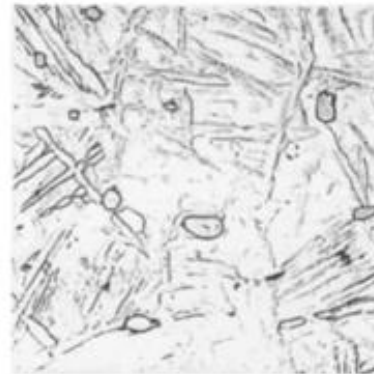
Saf titanyum yaklaşık %98-99.5 oranında Ti içermekte olup alaşımında özellikle yüksek dayanım gerekmediği uygulamalarda ve yüksek korozyon dayanımları için kullanılırlar. Yüksek şekil verilebilme ve kaynak edilebilme özellikleri vardır. Akma dayanımları 170-480MPa arasında değişir (Dikbaş, 2012). Yapıya katılan demir ve oksijen miktarı arttıkça malzemenin dayanımı da artmaktadır (Akyol, 2007).

4.2. α -Ti Alaşımları

Alaşımsız titanyumun oda sıcaklığındaki yapısı %100 α fazındadır. Tavlanmış alaşımsız titanyumun içyapısı, eş eksenli (equiaxed) veya iğnesel (acicular) olabilir (Şekil 4.3a, 4.3b). β fazından α fazına dönüşüm esnasındaki soğuma, iğnesel α fazının oluşumunu etkiler. İğnesel α plakalarının genişliği soğuma hızı arttıkça azalır. Yeniden kristalleşme tavlaması yapıldığında eş eksenli α meydana gelir.



(a)



(b)

Şekil 4.3 Eş eksenli (a) ve iğnesel (b) içyapı (Akyol, 2007).

İğnesel ve eş eksenli yapı birbirinden farklı özellikler gösterir. Eş eksenli alaşımlar yüksek süneklik, yüksek dayanım, yüksek şekillendirme kabiliyeti, çatlak dayanımı,

korozyon direnci gibi özellikler gösterir. İğnesel tane yapısında ise, çok iyi sürünme direnci, yüksek tokluk, çatlak oluşumunda azalma gibi özelliklerin alaşımda görülmesini sağlar (Akyol, 2007).

α fazlı titanyum alaşımlar orta derecede mukavemet, tokluk, iyi sürünme dayanımı, kaynak edilebilirlik ve korozyon dayanımına sahiptirler. Kriyojenik uygulamalar için uygundurlar. Bu alaşımlara örnek olarak Ti-5Al-2,5Sn verilebilir (Pederson, 2002).

4.3. $\alpha+\beta$ Ti Alaşımları

Titanyumun oda sıcaklığındaki, α -fazı adı verilen hekzagonal kristal yapısı, 882°C'de β -fazı adı verilen hacim merkezli kübik yapıya dönüşür (Ensarioğlu ve Çakır, 2005; Martin, 2006). α -fazı genellikle yapının %60-90'ını oluşturur (Anonim, 2016). Al, O, N gibi α -fazı sabitleyicileri dönüşüm sıcaklığını yükseltirken, V, Nb ve Ta gibi β -fazı sabitleyicileri bu sıcaklığı düşürür. Sn ve Zr elementleri ise, α -fazında kullanılırsalar da, α ve β fazları içinde büyük oranda çözündükleri için, yansız elementler olarak adlandırılırlar (Ensarioğlu ve Çakır, 2005). Titanyuma alaşım elementlerinin eklenmesiyle mekanik ve fiziksel özellikleri iyileşir. Alaşıma Cr, Cu, Fe, Mn, Mo ve V gibi kararlı β fazlı elementler ilave edilirse yapı β 'dan α 'nın ergime derecesine iner. Mikroyapı eş eksenli tane ya da β matris içinde uzun α taneleri şeklinde olur (Çalgülü vd., 2012).

α ve β fazlı titanyum alaşımların özellikleri ısıtılma işlemi ile kontrol edilebilir. İyi form verilebilmesi, yüksek sıcaklık mukavemeti önemli özellikleridir. Ancak yüksek sıcaklıklarda sürünme dirençleri α fazlı titanyum alaşımları kadar değildir.

En sık kullanılan titanyum alaşımı olan Ti-6Al-4V, α ve β fazlı alaşım grubuna dahildir. İmplant malzemesi olarak kullanılan Ti-6Al-4V'nin kimyasal özellikleri Çizelge 4.1'de ve fiziksel özellikleri Çizelge 4.2'de verilmiştir. Düşük yoğunluklu bu malzemeler, mukavemet ve korozyona dayanıklılık özelliklerini yüksek sıcaklıklara kadar korurlar (Ensarioğlu ve Çakır, 2005). Ti-6Al-4V çözelti ısıtılma işlemi görmüş ve yaşlandırılmış durumdaki çekme dayanımı 1173 MPa'a ulaşmaktadır (Smith, 2009).

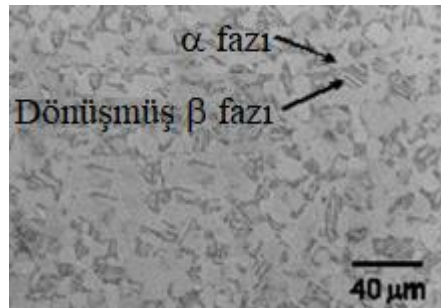
Çizelge 4.1. Ti-6Al-4V (dövme) kimyasal özellikleri (ASTM F1472-14, 2015).

Malzeme	Oran
Alüminyum, Al	%5,5 – 6,75
Vanadium, V	%3,5 – 4,5
Karbon, C	%0,08'den az
Demir, Fe	%0,3'den az
Oksijen, O	%0,2'den az
Nitrojen, N	%0,05'den az
Hidrojen, H	%0,015'den az
İtiryum, Y	%0,005'den az
Titanyum, Ti	Geri kalan

Çizelge 4.2. Titanyumun fiziksel özellikleri (Zhecheva vd., 2005).

Element	Atomik sembol	Atomik sayı	Atomik ağırlık	Yoğunluk (gr/cm ³)	Kaynama noktası (°C)	Ergime noktası (°C)
Titanyum	Ti	22	47,90	4,5	3130	1812

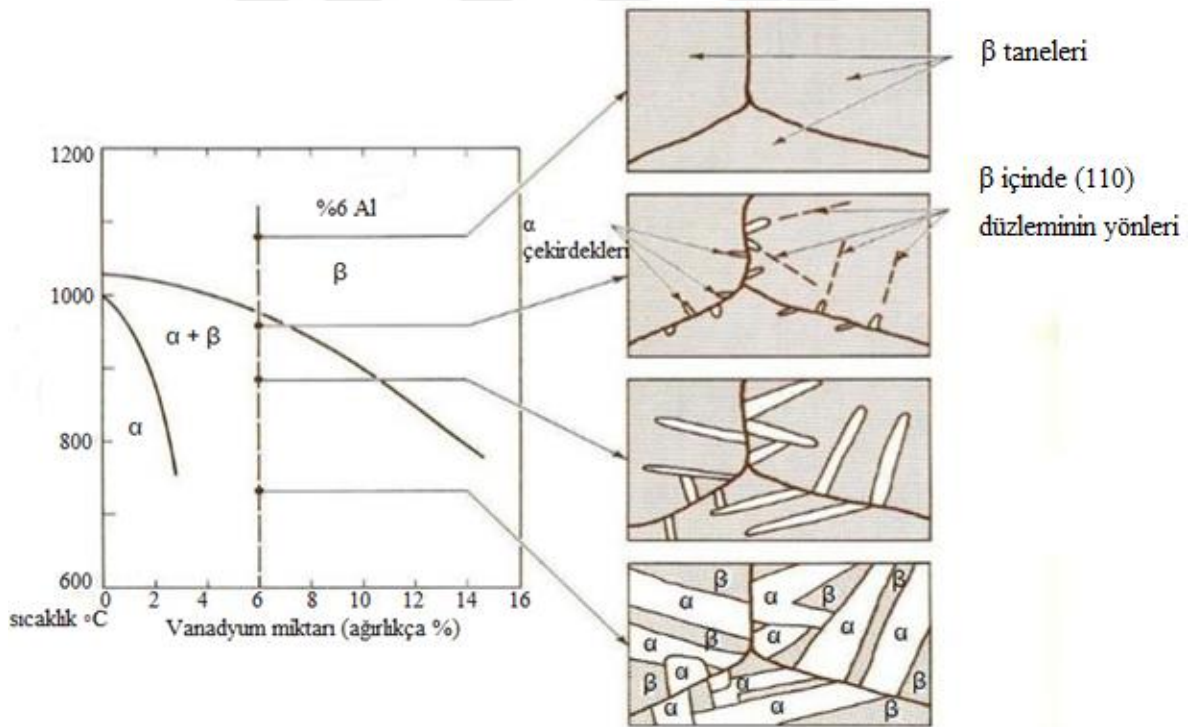
Ti6Al4V mikroyapısı dengelidir ve α taneleri dönüşmüş β taneleri arasında dağılmıştır. Şekil 4.4'de α ve dönüşmüş β faz dağılımı görülmektedir (Modgil, 2003). Bu tür yapıda mukavemet ve süneklik optimize durumdadır. Uzun ve kısa çevrim yorulma için bu alaşımlar uygundur (Gaspar, 2012).

Şekil 4.4. Ti6Al4V alaşımında α ve dönüşmüş β fazının mikroyapısı (Modgil, 2003).

Isıl işlem görmüş titanyum ve alaşımlarının içyapısında β fazından dönüşmüş α fazının yanında, dönüşmeyen fazlar da bulunabilir. Bu fazlara birincil α (primary α) adı verilir.

Sonradan dönüşmüş α fazları iğnemsî, Widmanstatten veya martenzit yapı olarak adlandırılır. Aynı zamanda dönüşmüş β ifadesi, bu α yapılara ve oda sıcaklığında kalan herhangi bir β yapısına ithafen de kullanılır.

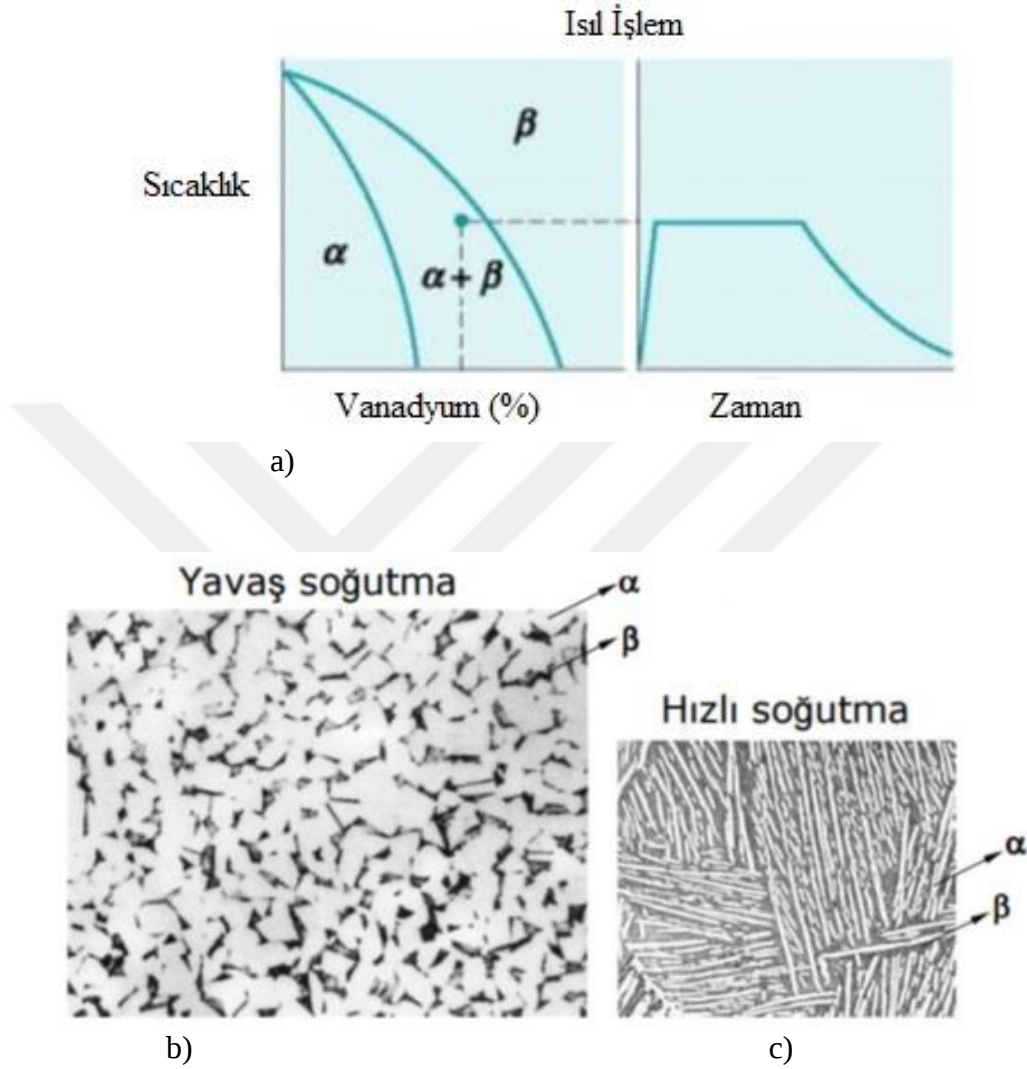
Widmanstatten yapısının oluşumunu Şekil 4.5’de görüldüğü gibi şematize etmek de mümkündür. Ti6Al4V alaşımının β fazından itibaren soğutulması ile mikroyapıdaki α taneleri büyümeye başlar ve β taneler içerisinde atomların en yoğun olarak bulunduğu (110) düzleminde ilerler. Böylece Widmanstatten formunda dönüşmüş β fazı ortaya çıkar (Akyol, 2007).



Şekil 4.5. Widmanstatten yapısının oluşumu (Akyol, 2007).

Şekil 4.6 (a)’da görüldüğü gibi küçük miktarlarda α taneleri oluşturmak ve β fazında tane büyümesini önlemek için, β dönüşüm sıcaklığının hemen altına çıkılmaktadır.

Bu noktadan yavaş soğutma ile mikroyapıda Şekil 4.6 (b)'de görülen eş eksenli taneler; hızlı soğutma ile Şekil 4.6 (c)'de görülen iğnemsî taneler oluşmaktadır.



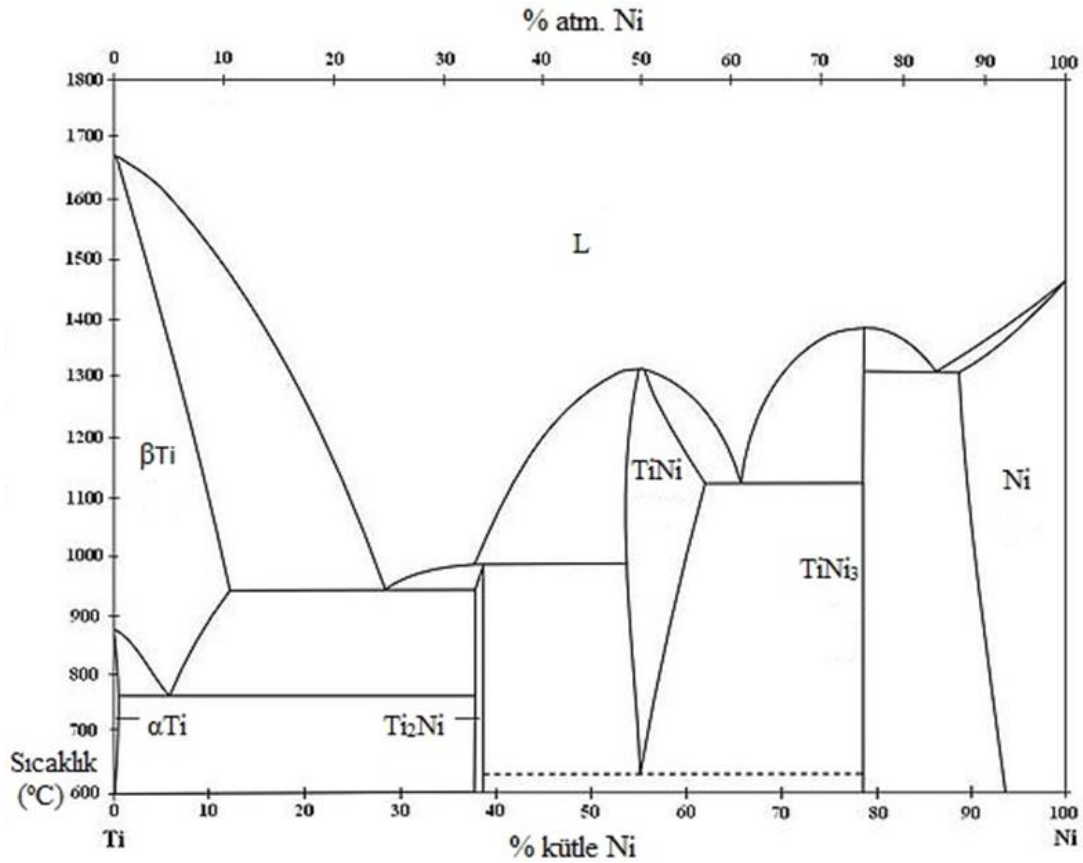
Şekil 4.6. $\alpha + \beta$ titanyum alaşımlarının a) tavlama, b) yavaş soğutma sonucu oluşan eş eksenli mikroyapı, c) hızlı soğutma sonucu oluşan iğnemsî mikroyapısı.

4.4. β -Ti Alaşımları

β fazlı titanyum alaşımları çok yüksek dayanımlar için ısıtılabilir ve kolaylıkla şekillendirilebilir. Ancak yüksek dayanım şartlarında nispeten yüksek yoğunluk ve düşük sünekliliğe sahiptirler. Bundan dolayı kullanımı sınırlıdır. Son yıllarda, uzay araçlarında kullanılması açısından önemini artırmıştır. Ayrıca Mo içeriğine sahip bazı β alaşımları iyi korozyon karakteristiğine de sahiptir (Dikbaş, 2012).

4.5. Titanyum Nikel Alaşımları

Ti-Ni faz diyagramında Ti_2Ni , $TiNi$ ve $TiNi_3$ bulunmaktadır (Şekil 4.7) (Mokgalaka vd., 2014). Ti_2Ni , $TiNi$ ve $TiNi_3$ intermetalik fazları aşınma dayanımına etkili fazlardır (Wang, 2011). $NiTi$ iyi tokluk ve süneklik özelliklerine sahiptir. $TiNi_3$ ve Ti_2Ni matris metallerin güçlendirilmesi için düşünülebilir (Mokgalaka vd., 2014).



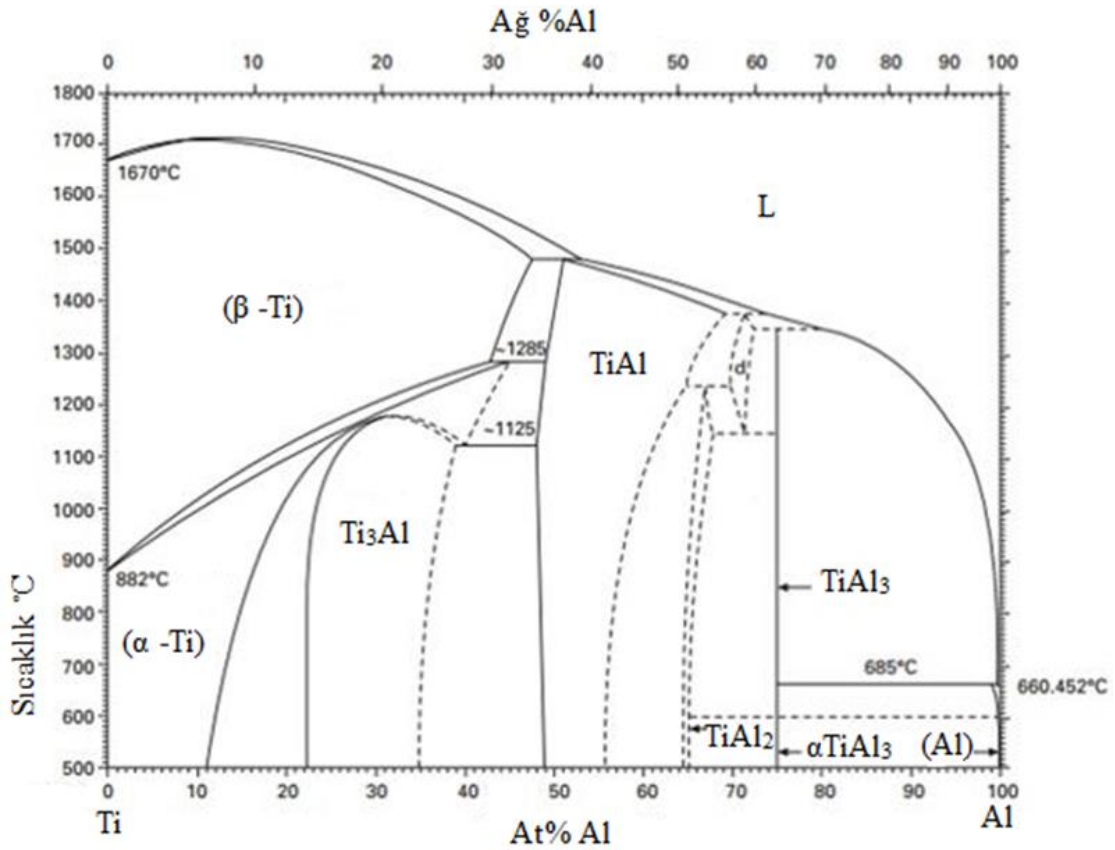
Şekil 4.7. Ti-Ni denge faz diyagramı (Metals Handbook, 1978).

$NiTi_2$ sertliği 700HV ve $NiTi$ sertliği 500HV civarındadır. %70 Ni olduğunda kırılgan $TiNi_3$ oluşur (Hiraga vd., 1999). Ti_2Ni yüzey merkezli kübik kristal yapılı, yüksek sertlik ve güçlü atomik bağları ile aşınma dayanımını arttıran kompozit malzemedir (Gao ve Wang, 2007; Gao ve Wang, 2008). Ti_2Ni yüksek sertliği ile $TiNi$ alaşımının mukavemet ve aşınma dayanımını arttırmak için kullanılır (Zhang vd., 2016).

Gao ve Wang (2007), yaptıkları araştırmada lazer kaplama ile oluşturulan $Ti_2Ni/TiNi$ intermetalik alaşımın aşınma dayanımını incelemiştir. Ti_2Ni sertliği ve sünek yapıdaki $TiNi$ 'nin aşınma dayanımının artmasında önemli bir rol oynadığını ifade etmiştir.

4.6. Titanyum Alüminyum Alaşımları

$TiAl$ sisteminde yedi adet intermetalik faz bulunmaktadır (Şekil 4.8). Bunlar; Ti_3Al (α_2), $TiAl$ (γ), $Ti_{1-x}Al_{1+x}$, $TiAl_2$, Ti_5Al_{11} , Ti_2Al_5 ve $TiAl_3$ fazlarıdır. $Ti_{1-x}Al_{1+x}$, Ti_5Al_{11} ve Ti_2Al_5 fazları yalnızca yüksek sıcaklıklarda kararlıdır. Dar bir aralıkta homojenlik göstermeleri nedeniyle alaşım geliştirmeye uygun değildirler (Gök, 2016).



Şekil 4.8. Ti-Al denge faz diyagramı (Gök, 2016).

Ti_3Al hekzagonal kafes yapısına sahiptir. Al %22-35 ağırlık oranı aralığında kararlıdır. Al %31 civarında 1210°C'ye kadar denge durumunu korur. Ti_3Al 'nin yoğunluğu

4,2 g/cm³'dür ve gevrek yapıdadır. Yüzeyinde Al₂O₃ koruyucu tabaka oluşmaz ve bundan dolayı düşük oksidasyon direnci sergiler.

Ti-Al fazı geniş homojenlik aralığına sahiptir (%45-61 sıcaklığa göre). Tetragonal kafes yapıdadır. TiAl ergime sıcaklığı 1460°C'ye kadar kararlı kalabilir. Ti₃Al'e göre yoğunluğu daha düşüktür (3,7 – 3,9 g/cm³) ve oksidasyon direnci iyidir. 900°C'ye kadar olan uygulamalarda yeterli sürünme özellikleri ve oksidasyon direnci sağlayan TiAl bazlı alaşımlar geliştirilmiştir.

TiAl₃ diğer Ti-Al'lardan daha düşük yoğunluğa sahiptir ve daha iyi oksidasyon direnci vardır. Ancak aşırı gevrek yapısı nedeniyle mukavemeti diğerlerinden düşüktür (Gök, 2016).

Ti₃Al düşük özgül ağırlık, yüksek mukavemet, yüksek sıcaklıkta iyi mekanik özelliklere sahiptir (He vd., 2004; Cvijovic vd., 2008; Djanarthany vd., 2001). Ti₃Al yapısı, yüksek sertliği, düşük özgül ağırlık ve mükemmel kararlı yapısı ile titanyum alaşımının tribolojik özelliklerini geliştirir (Liu vd., 2016). Ti₃Al, TiAl ve TiAl₃ arasında en iyi aşınma dayanımına sahip olan titanyum alüminattır. Saf Ti üzerine yapılan kaplamalarda aşınma dayanımı ciddi şekilde artırır (Pu vd., 2008). Ancak TiAl ve Ti₃Al alaşımlarındaki en büyük problem oda sıcaklığında sünek olmamalarıdır. Bundan dolayı çatlak oluşumuna karşı hassastırlar (Djanarthany vd., 2001).

4.7. Titanyum ve Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği

Titanyum alaşımlarda, Ni-esaslı süper alaşımlar ve paslanmaz çelikler ile kıyaslandığında kaynak esnasında katılaşma nedeniyle çatlak oluşumu ciddi olarak düşünülmez. Titanyum kaynağı esnasında görülen temel hatalar boşluk ve kirlilik nedenli çatlak oluşumdur (Tolvanen, 2016).

Titanyum ve alaşımları oksijene karşı son derece reaktiftirler. Kararlı ve kuvvetli bir oksit tabakası oda sıcaklığında bile hızlı bir şekilde oluşabilir. Böylece kuvvetli bir korozyon direnci sağlayan doğal korumaya izin verir. Oksit tabakasının kalınlığı sıcaklıkla artar. 500°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda titanyumun oksidasyon direnci hızlı bir şekilde

azalır (Dikbaşı, 2012). Eğer titanyum 500°C'yi geçen sıcaklıklarda hava, nem veya hidrokarbonlara maruz kalırsa malzeme oksijen, nitrojen, karbon veya hidrojeni absorbe edecektir. Bu elementler plastik deformasyon gibi davranırlar ve mukavemeti arttıırırlar ancak sünekliğı düşürürler. Eğer kirlilik seviyesi belli bir oranı aşarsa çatlak oluşur. Kirlilik çatlaması kaynak bölgesinin korunması ile engel olunabilir. Bundan dolayı kaynak vakum ortamında veya kaynak Ar veya He gibi koruyucu gaz ortamında yapılmalıdır.

Boşluk yorulma dayanımını düşürmesi nedeniyle özellikle kaynak bölgesinde dikkat edilmelidir. Kaynaktaki boşluk oluşumunun birçok nedeni vardır. Kaynak malzemesi çekmesi, kaynak havuzundaki kimyasal reaksiyon veya koruyucu gaz kullanmama bu nedenlerden bazılarıdır. Boşluklar genellikle şekline göre sınıflandırılır. Küresel boşluklar gaz boşlukları olarak, şekilsiz boşluklar ise kaynak çekmesi nedeniyle oluşur. Titanyum alaşımlarda küresel gaz boşlukları en sık karşılaşılan boşluk hatasıdır.

Hidrojen, titanyum alaşım kaynağında boşluk oluşumuna neden olan bir diğer husustur. Hidrojenin titanyum içindeki çözülebilirliğı sıcaklık düştükçe artar. Bundan dolayı katılaşma esnasında küçük hidrojen boşlukları oluşur.

Kaynak yüzeyinin hazırlanması, kaynak metalleri ve koruyucu gaz hidrojen boşluğuna neden olan diğer hususlardır. Malzemenin yüzey hazırlığı hidrojen boşluk oluşumunu engellemek için son derece önemlidir. Kaynak havuzundaki hidrojen miktarını azaltmak için yüzeydeki oksit tabakası ve diğer kalıntıların temizlenmesi gerekir. Mekanik temizlik veya hidroflorik asit ve nitrik asit solüsyonu ile kimyasal olarak bu işlem yapılabilir. Oksit tabakası tekrar oluşacağı için kaynak hazırlığı ile kaynak arasında geçen sürenin kısa tutulması gereklidir. Yüzey kalitesi dikkat edilmesi gereken bir diğer konudur. Çünkü yüzeydeki küçük çıkıntı ve boşluklar kaynak boşluğuna neden olur (Tolvanen, 2016).

Titanyumun ısı iletkenliğı düşük olduğundan, kaynak dikiş i uzun süre yüksek sıcaklıkta kalmaktadır. Yavaş soğuma, tane büyüklüğü üzerinde etkili olduğundan, soğutma süresinin artması ile tane büyümesine yol açar. Titanyum kaynağında soğuma hızını artırmak için kaynak hızı yükseltilebilir (Kilerci, 2011).

Ti ve alaşımlarının kaynağında TIG, MIG/MAG, plazma transfer ark, lazer ışı, elektron ışın kaynağı gibi ergitme kaynak yöntemleri yaygın bir şekilde kullanılır (Dikbaş, 2012).



5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

5.1. Literatür Taraması

PTA yöntemi, birçok malzeme grubuna uygulanabilmektedir (Deuis vd., 1998). Literatürde özellikle düşük, orta karbonlu ve alaşımsız çeliklerde uygulama örnekleri görülmektedir (Song vd., 2006; Bourithis vd., 2003; Özel vd., 2007; Gür vd., 2008; Gür vd., 2009; Liu vd., 2009; Bourithis ve Papadimitriou, 2009; Bourithis ve Papadimitriou, 2003). Ayrıca paslanmaz çelik malzeme üzerine yapılmış PTA çalışmaları da literatürde oldukça fazladır. Bu çalışmalarda farklı metal tozları uygulanarak yapıdaki değişim ve aşınma dayanımı incelenmiştir.

Tosun (2011), 1010 çeliğine Ni-WC tozları ile PTA yöntemi uygulamış ve mikroyapıdaki değişim açısından incelemiştir. Akım miktarının artışı ile, kaynak metali ve ısı tesirli alanın mikroyapısında fazların cinsi ve miktarı açısından değişim olduğu görülmüştür. Düşük ısı girişi ve yüksek soğutma hızından dolayı kaplama tabakası iğnesel şekil ve kaplama tabakasındaki alaşım elementlerinin varlığından dolayı dendritik yapıların oluştuğu tespit edilmiştir. Oluşan dendritik yapıların kaynak yönüne dik şekilde meydana geldiği görülmüştür. Isı girdisi arttığında kaplamanın tane yapısında incelme meydana geldiği, kaplama tarafındaki dendritlerde azalma olduğu ve tanelerde yönelmelerin oluşmadığı belirtilmiştir.

Cheng vd. (2008), düşük karbonlu çelik malzeme üzerinde yapılan PTA çalışmasında demir-esaslı alaşım tozu kullanmış ve farklı ısı girdileri için akım, sertlik ve aşınma ilişkisini göstermişlerdir.

Bourithis ve Papadimitriou (2009), düşük karbonlu çelik malzeme üzerine Fe-Cr-B, Fe-B, AISI M2 ve MMC-TiC tozları ile PTA uygulamışlardır. Aşınma testleri sonucunda Fe-Cr-B tozu ile PTA yapılan çalışmada AISI D2 takım çeliğine kıyasla 2 kat daha iyi iki cisim abrazif aşınma dayanımı ve 4 kat daha iyi adezyon dayanımı olduğunu belirtmişlerdir. Fe-B ile PTA uygulanan çalışmada iyi adezyon ve abrazif aşınma dayanımı tespit edilmiştir. AISI M2 PTA kaplamada AISI D2 takım çeliğine göre adezyon dayanımı

2 kat daha iyi sonuç elde edilmiştir. MMC-TiC PTA kaplamada yapıdaki çok sert TiC nedeniyle iki cisim abrazif aşınma sonuçları iyi olarak görülmüştür.

Özel vd. (2007), 1020 düşük karbonlu çelik FeCr/FwCr+C tozu kullanılarak yapılan PTA işleminde mikroyapıyı incelenmiş ve ilave edilen karbon miktarına göre sertlik değerinin lineer olarak arttığını belirtmiştir. Yüzey katmanında Cr_xC_y şeklinde farklı tipte karbürler oluşmuştur. En yüksek sertlik değeri FeCr içerisine %5 karbon tozu ilave edilerek elde edilen numunede 1170 HV olarak bulunmuştur.

Gür vd. (2008), 1020 düşük karbonlu çelik yüzeyini PTA yöntemiyle Ni/Ti tozları ile kaplamıştır. Kaplama tabakasında SEM ve EDS analizleri sonucunda elde edilen Ni, Ti, Fe elementlerinin ağırlık oranları üçlü Ni-Ti-Fe faz diyagramına yerleştirildiğinde yapıda Fe_2Ti ve Ni_3Ti fazlarının oluştuğu tespit edilmiştir. Ana malzemenin sertliği 210 HV iken, kaplama alanında 690 HV sertlik değeri ölçülmüştür.

Gür vd. (2009), AISI 1030 çelik malzeme üzerine FeCrC- B_4C -Ti toz karışımı ile PTA uygulamışlardır. Farklı akım değerlerinde enerji girişine bağlı olarak dendritik mikroyapılar gözlenmiştir. Kaplama alanının sertliği artan enerji girdisi ve kaplama tozu miktarının paralelinde artış göstermiştir. Kaplama alanında 400-460 HV sertlik değerleri ölçülmüştür.

Yıldız ve Gür (2011), AISI 1030 çelik üzerine FeMo kaplama tozu ile PTA uygulamışlardır. Koruyucu Argon gazı ortamında N_2 gazı ilavesi ile bu gazın sağladığı ısı kapasitesi artışı ve ısının gecikmesi sonucunda sert fazların oluşumu ve hidrojen dağılması sonucunda da aşınma direnci artışını tespit etmişlerdir.

Liu vd. (2009), AISI 1045 karbon çeliğinin yüzeyi PTA ile kaplamışlardır. PTA sonrası yüzeyde martenzit ve östenit yapı görülmüştür. Silindir üzerinde çubuk aşınma test modeli ile yağsız ortamda aşınma testleri uygulanmıştır. Yüzey sertliğinin 200 HV değerinden 600 HV değerine çıktığı ve aşınma dayanımının arttığını belirtmişlerdir. Aşınma testi sonrasında numunelerde abrazif ve oksidasyon aşınma izleri tespit edilmiştir.

Hou vd. (2009), Q-235 karbon çeliği üzerine Ni esaslı alaşım ve farklı oranlarda Mo tozu ile PTA uygulamışlardır. Bu çalışmada, Mo katılmayan numunelerde %4-%6 oranında Mo katılan numunelere göre daha yüksek sertlik ancak düşük aşınma direnci gösterdiği görülmüştür. Ni esaslı sertleştirilmiş alaşım yüzeyleri iyi yüzey kaliteleri ve yüksek aşınma dayanımı nedeniyle dikkat çekmektedir.

Huang vd (2008), Q-235 karbon çeliği üzerine yaptıkları PTA çalışmasında, Ni-esaslı alaşım tozuna %30 oranında Cr_3C_2 krom karbür tozu katılarak sertlik ve aşınma dayanımı incelenmişlerdir. Bu araştırmacılara göre, Cr_3C_2 tozunun yapıda sertlik ve aşınma direncini arttırdığı belirtilmiştir.

Liu vd. (2010), Q-235 karbon çeliği üzerine, ferrotitanyum, ferrokrom, ferroboron, ferrosilisyum toz karışımları ile $TiC+Cr_7C_3$ kompozit kaplama oluşturmak amacıyla PTA uygulanmışlardır. TiC yapıda kübik ve çiçek şeklinde dentrit yapı oluştuğu görülmüştür. Bununla birlikte yüksek sertlik ve kuru-kayma aşınma testinde mükemmel aşınma dayanımı tespit edilmiştir.

Ulutun vd. (2016), AISI 5115 çelik malzeme üzerine Fe-Cr-C tozu ile PTA uygulandığında sertlik artışı ve aşınma dayanımı olarak iyileşme olduğunu belirtmişlerdir.

Bharath vd. (2008), X45CrSi93 çelik malzemedeki Stellite F kaplama tozu ile PTA yapmışlardır. Bu çalışmada, akım ve gaz akış oranı gibi parametrelerle mikroyapı ve sertlik ilişkisi incelenmiştir.

Yucel (2010), X32CrMoV35 sıcak iş çeliğini Stellite 6 tozu ile PTA kaplamıştır. Oluşan yapı ısıl yorulma açısından incelenmiştir. Araştırmacıya göre, PTA sonrası iyileşme olduğu belirtilmiştir.

Kesavan ve Kamaraj (2010), paslanmaz çelik üzerine nikel esaslı toz ile PTA çalışmaları yapmıştır. Bu çalışmada, yüzeyde sertliğin ve buna bağlı olarak aşınma direncinin arttığı ifade edilmiştir. Aşınma testleri oda ve yüksek sıcaklıklarda yapılarak sonuçlar kıyaslanmıştır. Oda sıcaklığında yapılan testlerde abrazyon aşınma görülürken

yüksek sıcaklıkta yapılan testler sonucunda yüzeyde oksit tabakası oluşmuş ve oksidasyon aşınması tespit edilmiştir.

Rokanopoulou vd. (2014), Fe–Cr–Ni paslanmaz çelik (SAF2205) malzemesine Al_2O_3 ile PTA uygulamışlardır. Bu araştırmacılara göre, aşınma testlerinde artan hız ve yükte Al_2O_3 parçacıkları sayesinde aşınmanın daha yüksek oranda düştüğü belirtilmiştir.

D'Oliveiraa vd. (2002), AISI 304 paslanmaz çelik malzeme üzerine Co-esaslı alaşım ile PTA yapmış olup, sonuçları lazer ile yüzey kaplama yöntemi ile kıyaslamışlardır. Yaptıkları çalışmada, PTA uygulamasında yüksek sıcaklıkta daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir.

AISI 304 paslanmaz çelik malzeme üzerine yapılan bir diğer PTA çalışmasında, Guoqing vd. (2013), Ni-esaslı alaşım ile PTA yapmış ve aşınma özelliklerini incelemişlerdir. Bu çalışmada, aşınma süresi az tutulduğunda ve düşük yükte abrazyon aşınma; yüksek yükte adhezyon aşınma meydana gelmiştir. Süre uzatıldığında ve düşük yükte ise adhezyon aşınma ve oksidasyon aşınması; yüksek yükte yorulma aşınmasının olduğu görülmüştür.

Ozel vd. (2008), AISI 304 paslanmaz çelik üzerine NiTi tozu ile PTA yapmışlardır. Bu çalışmada, 80A, 90A ve 100A akımlardaki mikroyapı incelenmiştir. Araştırmacılara göre, akım arttığında kaplama bölgesindeki NiTi bileşim oranının düştüğü ve artan ısı girişi ile sertliğin azaldığı belirtilmiştir. Yapıda XRD sonucuna göre NiTi ana faz olarak tespit edilmiş ve Cr_2Fe_7Ni , Fe_7Cr_2Ni ve Ni_3Ti fazları bulunmuştur.

Liu vd. (2010), AISI 304 L paslanmaz çelik malzemeye yaptıkları PTA çalışmasında Ni-Cr-Si-B alaşımını kaplama tozu olarak kullanmışlardır ve oluşan yapı mikroyapı olarak incelenmiştir.

Islak vd. (2012), AISI 304 paslanmaz çelik malzemeye Cr_3C_2 ve SiC toz malzeme ile PTA uygulamışlardır. Araştırmacılara göre, PTA uygulanan malzemede kaplama alanındaki sertlik 2,5-3,5 kat artmaktadır. SiC tozu miktarının artması ile sertlik de artış göstermiştir. Yapıda $CrSi_2$, Cr_3Si ve Fe_5SiC gibi fazlar görülmüştür.

Gurumoorthy vd. (2007), 316 LN paslanmaz çelik malzeme üzerine AWS NiCr-B toz ile PTA yapmışlardır. Bu çalışmada, yüksek sıcaklık aşınma testlerinde aşınma oranında ciddi düşme tespit edilmiştir.

Ramachandran vd. (2009), karbon çeliği ve PTA ile yüzeyi sertleştirilmiş paslanmaz çelik malzemelere kuru kayma aşınma testi uygulamışlardır. PTA yapılan paslanmaz çelik malzemedeki karbon çeliğe göre 1,5 kat daha fazla aşınma dayanımı olduğu görülmüştür.

Ti-6Al-4V malzemesi ile PTA uygulaması literatürde son derece sınırlıdır. Bu konuda çalışması olan Çelik (2013), Ti-6Al-4V malzemesi üzerine WC malzemesi ile PTA kaynağı çalışması yapmış ve mikroyapıları incelenerek farklı akım değerlerindeki sertlik ve aşınma oranları tespit edilmiştir. Yapılan çalışmada 70A, 80A ve 90A değerleri kullanılmıştır. En yüksek sertlik ve aşınma dayanımı 70A değeri ile oluştuğu görülmüştür. Ancak tüm PTA yapılmış kaplama alanlarında sertlik ve aşınma dayanımının arttığı görülmüştür. Bu çalışmada özellikle kullanılan partiküllerin Ti alaşımına göre daha yüksek yoğunlukta olmasından dolayı, çalışma özelinde elde edilen sonuçlar değerlendirilmelidir.

PTA'da kullanılan akım ile sertlik ilişkisi yapılan çalışmalar ile incelenmiştir. Farklı akım değerlerinde yapılan çalışmalarda belli bir akım şiddetinin üzerinde sertliğin düştüğü görülmüştür (Ozel vd., 2008; Çelik 2013, Fernandes vd., 2011).

Nano tozların plazma spray ile birlikte kullanıldığında olumlu sonuç alındığı ifade edilmesine rağmen (Wang vd., 2009 a; Song vd., 2006; Luo vd., 2003) nano tozların PTA ile kullanımı son derece kısıtlıdır. Hou vd. (2011), bu konuda yaptıkları bir araştırmada, Ni esaslı alaşım tozlarına nano- Al_2O_3 (α Al_2O_3) ilaveli ve ilavesiz olarak hazırlanan toz karışımlarını PTA yöntemiyle Q235 düşük karbonlu çelik yüzeyine uygulamışlardır. Bu çalışmada araştırmacılara göre, Al_2O_3 ilaveli kaplamaların aşınma direncinin Al_2O_3 içermeyen örneklerle göre 1,57 kat daha yüksek olduğu belirtilmiştir.

Yapılan literatür araştırması Ti6Al4V malzeme için yüzeyde nano partikül katkılı PTA uygulamasının yeni bir çalışma olacağını göstermektedir.

5.2. Nano Kaplama

Nano özellikli kaplama malzemeleri, mevcut mühendislik malzemeleri ile kıyaslandığında fiziksel ve mekanik özelliklerin geliştirilmesinde önemli rol oynarlar. Tane sınırlarındaki artan hacim ile bağlantılı olarak yayılım ciddi oranda artacaktır (Gell, 1998). Song vd. ye (2006) göre, nano $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ kaplaması geleneksel $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ kaplamasına göre iki kat daha fazla bağlanma mukavemeti ve dört kat daha fazla aşınma dayanımı göstermektedir.

Termal sprej veya kaynak ile yapılan nikel esaslı alaşım kaplamaları iyi yüzey kalitesi, yüksek sertlik ve mükemmel aşınma dayanımı sağlar. Fakat nikel esaslı alaşım kaplamalarının kaba mikro yapıları fazla ağırlık kaybına neden olur. Bundan dolayı, Al_2O_3 parçacıklarının kaplamaya ilave edilmesi aşınma dayanımını arttırmak için kullanılan yöntemlerden biridir.

Pavitra Bunsal vd. (2003), geleneksel ve %13 ağırlık oranında nano $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{TiO}_2$ plazma sprej kaplamayı kıyaslamışlardır. Yaptıkları çalışmada nano toz içeren kaplamanın geleneksel yöntemle göre daha iyi aşınma dayanımına sahip olduğunu belirtmişlerdir.

Nejati vd. (2014), yaptıkları çalışmada, nano toz içerikli plazma spray kaplamaların mikro içerikli plazma spray kaplamalara göre aşınma, erozyon ve korozyon dayanımında iyileşme gösterdikleri ve mekanik özelliklerde daha iyi sonuç verdiğini belirtmişlerdir.

Zeng vd. (2002), 60nm, 100nm ve 200nm büyüklükte nano Al_2O_3 ile plazma spray kaplama çalışması yapmışlardır. Bu çalışmada en küçük ölçüdeki nano Al_2O_3 tozunun en iyi yüzey kalitesi, yüzey sertliği ve boşluk değerine sahip olduğunu belirtmişlerdir.

Zhao vd. (2016), plazma spray prosesi kullanılarak nano Al_2O_3 ve mikro Al_2O_3 tozları ile güçlendirilmiş CuAl kaplamaları birbiriyle kıyaslamışlardır. CuAl/n- Al_2O_3 kompozit kaplamanın en yüksek sürtünme katsayısına sahip olmasına rağmen CuAl- mAl_2O_3 ve saf CuAl kaplamaya göre çok iyi aşınma dayanımına sahip olduğunu belirtmişlerdir.

Suresh vd. (2011), yaptıkları çalışmada LM25 alüminyum alaşıma %10 oranında mikro ve nano Al_2O_3 katmışlardır. Nano Al_2O_3 partikül katılan numunede mikro partikül katılan numuneye göre daha yüksek sertlik ve daha iyi dayanım gösterdiğini raporlamışlardır.

Sajjadi vd. (2011), partikül boyutu küçüldükçe dolayısıyla mikrodan nanoya geçildikçe daha yüksek sertlik elde edildiğini yaptıkları çalışmada belirtmişlerdir. Alüminyum malzemeye mikro Al_2O_3 karıştırdıkları numunelerde 62,4 – 64 HBN olarak ölçülen sertlik değerleri nano Al_2O_3 karıştırdıkları numunelerde 67,8- 70,6 HBN sertlik değerleri ölçmüşlerdir. Yaptıkları çalışmada nano partikül katılan numunelerde mikro partikül katılan numunelere göre %8 ile %9 oranında sertlik artışı tespit etmişlerdir.

Salman vd. (2017), yaptıkları çalışmada, nano Al_2O_3 içeren MgO-C malzemesinin mikro Al_2O_3 içeren malzemeye göre daha iyi oksidasyon dayanımı gösterdiğini ifade etmişlerdir. Bunun nedeni olarak nano partikül içeren numunelerde yüzey alanının artması olarak belirtmişlerdir.

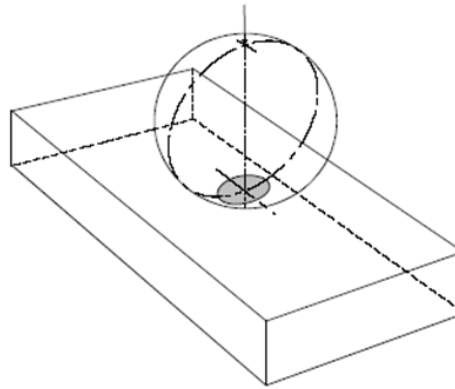
Termal sprey ve kaynak teknikleri ile kıyaslandığında PTA yüksek birikme oranı, düşük boşluk ve iyi metalürjik bağlanma nedeniyle, malzemelerin aşınma dayanımını iyileştirmek için daha fazla dikkat çekmektedir. Çünkü diğer iki yöntemde, iyi bağlanma ve düşük boşluk elde edilmesine rağmen düşük birikme oranı nedeniyle bu iki yöntemi sınırlar. Fakat literatürde bu konuda yapılmış çok fazla inceleme yoktur.

Yapılan deneysel sonuçlar incelendiğinde nikel esaslı alaşıma ilave edilen nano Al_2O_3 içeriğinin en uygunu % 0,5-1,0 ağırlık aralığında olduğu görülmüştür. Bu oranın üzerinde nano Al_2O_3 katılması ise aşınma dayanımını olumsuz yönde etkilemektedir. Hou ve arkadaşları (2011) yaptıkları çalışmada bu oranı % 0,8 ağırlık olarak belirlemiş ve nano Al_2O_3 nikel esaslı alaşım tozuna ilave edildikten sonra Q235A düşük karbonlu çelik üzerine kaplama yapmışlardır (Hou vd., 2011).

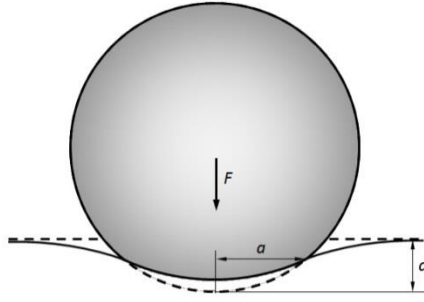
5.3. Hertz Yüzey Basıncı

Yuvarlak yüzeyli bir cisim başka bir yuvarlak cisme veya yüzeye kuvvet altında dokunuyorsa, dokunma yerlerinde deformasyon oluşur (Şekil 5.1, 5.2). Bu temas yerlerindeki basma gerilmeleri ilk defa Hendrick Hertz tarafından 1881 yılında ortaya konmuştur ve Hertz yüzey basıncı olarak adlandırılır. Gerilme hesaplamaları Hertz'in varsayımlarına göre yapılır. Bunlar:

- Yüzeyler temiz ve sürtünme kuvveti mevcut değildir,
- Temas alanında sadece elastik şekil değiştirmeler vardır,
- Malzemeler homojen ve izotropdur,
- Küçük bir alan olarak düşünülen temas noktasında veya çizgisinde yalnız normal kuvvet var sayılır.
- Temastaki deformasyon parçanın diğer boyutlarına göre çok küçüktür (LeCain, 2011; Oğuz, 1993).



Şekil 5.1. Düzlem üzerinde küre (Popov, 2010).



Şekil 5.2. Küre ile yüzey arasındaki yer değişimi (Popov, 2010).

R eşdeğer yarıçap ve E^* eşdeğer elastisite modülü olup,

$$\frac{1}{R} = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2}, \quad \frac{1}{E^*} = \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \quad (5.1)$$

şeklinde hesaplanır. Burada E_i elastisite modülü ve ν_i Poisson oranlarıdır.

Temas radyüsü a ve maksimum basınç P_0 parametrelerini bulabilmek için denklem 1 değerleri kullanılır (Popov, 2010; Nordin, 2013).

$$a = \left(\frac{3FR}{4E^*} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (5.2)$$

$$P_0 = \frac{3F}{2\pi a^2} \quad (5.3)$$

Temas halindeki Ti6Al4V altlık ve WC kürenin sistem parametreleri Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge. 5.1. Temas halindeki Ti6Al4V altlık ve WC kürenin sistem parametreleri.

Parametre	Sembol	Küre	Altlık
Poisson oranı	ν_1, ν_2	0,24	0,342
Elastisite modülü (GPa)	E_1, E_2	430	113,8
Çap (mm)	d1	3	---
Yük (N)	F	3	---

Denklemler (5.1), (5.2), (5.3) ve Çizelge 5.1'deki değerler kullanılarak, Ti6Al4V malzeme üzerinde 3mm çapında WC kürenin 3 N yükte oluşturduğu maksimum Hertzian temas basıncı P_0 1656 MPa olarak bulunur. Ti6Al4V için akma gerilmesi 968MPa olduğu durum için sistemde plastik deformasyon oluşmaktadır.

6. MATERİYAL VE YÖNTEM

6.1. Materyal

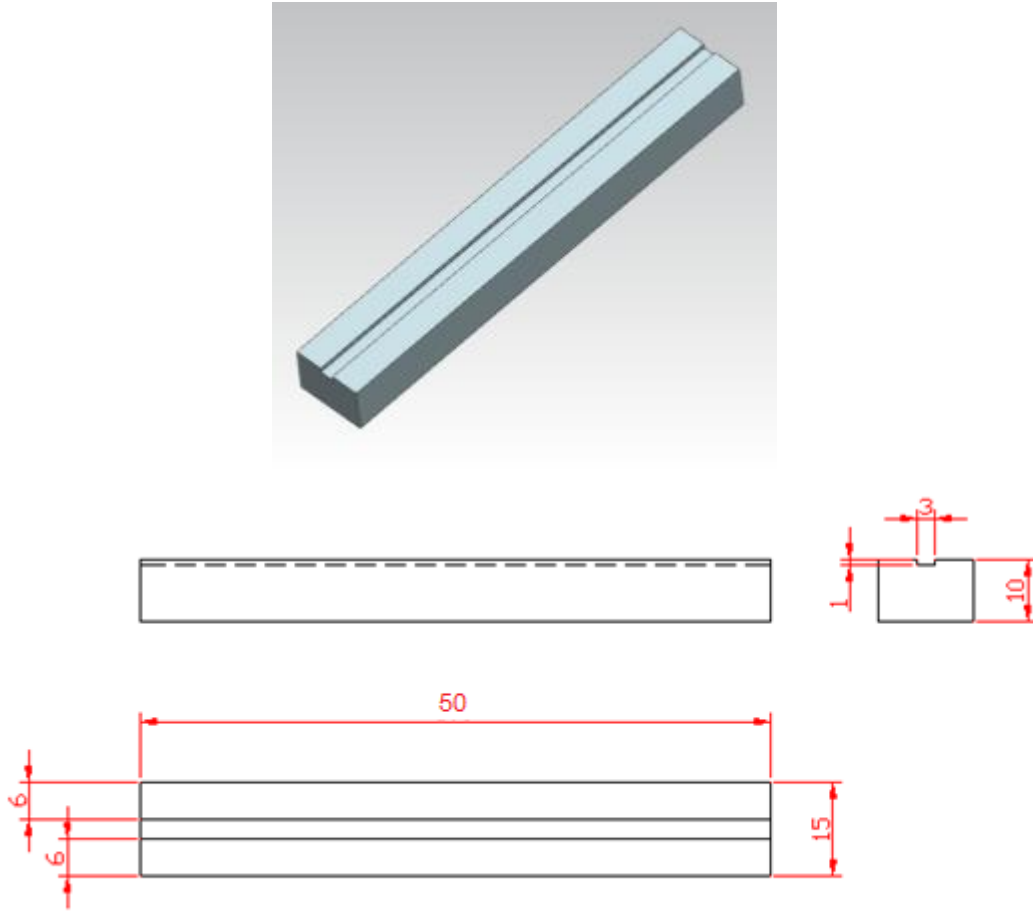
Titanyum alaşımları özellikle yüksek sıcaklık, ileri teknoloji uygulamalarında tercih edilen malzemelerdir. Ancak zayıf tribolojik özelliklere sahiptir. Literatürde PTA ve Ti alaşımı kullanılarak yapılmış çalışmalar oldukça azdır. Ancak Ti alaşımı PTA ile kaplanarak titanyumun mükemmel malzeme özelliklerinin yanında zayıf tribolojik özelliklerini geliştirecek malzeme yüzeyinde kompozit bir yapı oluşturulabilir. Yapılan çalışmada malzeme yüzeyinde oluşacak kompozit yapı ile titanyum alaşımının aşınma ve sürtünme davranışının iyileştirilmesi amaçlanmıştır.

Çalışmada Ti6Al-4V numuneleri üzerine yüksek karbonlu mikro seviyede toz metalürjisi ile üretilen Ni-Al partikülleri nano Al_2O_3 partikülleri ile birlikte ve hariç olmak üzere farklı akımlarda PTA yöntemi ile kaplanmıştır. Uygulama sonrası numunelere aşınma ve sertlik testleri yapılmış, numuneler taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji saçınımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) ile analiz edilerek sonuçlar yorumlanmıştır.

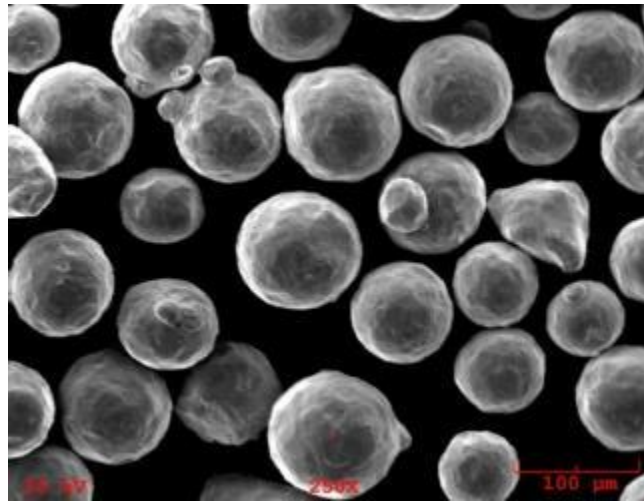
6.2. Yöntem

Ti-6Al-4V malzemeden 50x15mm ölçülerinde hazırlanmış numunelere 3mm genişliğinde 1mm derinliğinde karışımın konacağı kanallar açılmıştır (Şekil 6.1).

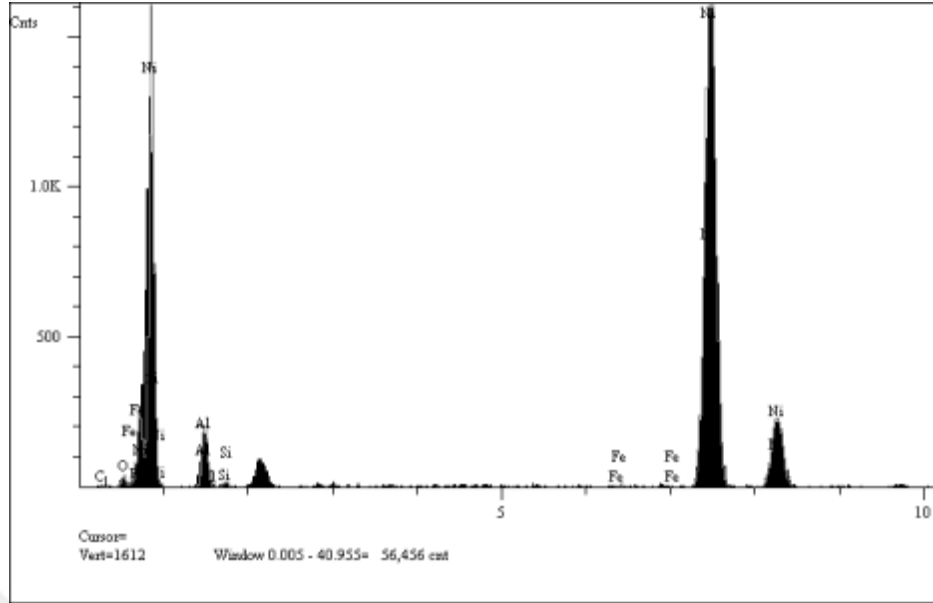
Metal tozu olarak nikel-alüminyum tozu (Ni %92,655, Al %4,777, O %1,117, C %0,921, Si %0,376, Fe %0,154) (Askaynak Kobatek SyproWeld 7100) (Şekil 6.3) ve nano toz olarak %99,9 saflıkta 135 nm tane boyutlu alfa Al_2O_3 (US Research Nanomaterials) kullanılmıştır. Şekil 6.2’de metal tozunun SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.1. Numune ölçüleri.



Şekil 6.2.Metal tozu SEM görüntüsü.



Element	% Ağırlık	% Atomik	
Al	9.229	4.777	
Fe	0.144	0.154	
C	3.997	0.921	
O	3.641	1.117	
Si	0.698	0.376	
Ni	82.292	92.655	
	100.000	100.000	Toplam

Şekil 6.3. Metal tozu XRD analizi.

Numuneler alkol ve sodyum silikat ile hazırlanmıştır. Alkol ile hazırlanıp PTA uygulanan numuneler N1, N2, N3, N4, N5, N6 kodları ile belirtilmiştir. Sodyum silikat ile hazırlanan numuneler PTA işlemi sonrasında havada ve yağda soğutulmuştur. Havada soğutulan numuneler N7, N8, N9 kodları ile ve yağda soğutulan numuneler N10, N11, N12 kodları ile gösterilmiştir.

6.2.1. Cihazlar

PTA kaynağında koruyucu (10L/dak) ve plazma gazı (0,5L/dak) olarak Argon ve 3,2mm çapında Tungsten Toryumlu elektrot kullanılmıştır. Şekil 6.4’de kullanılan PTA makinası (Fronius PTW1500) verilmiştir.



Şekil 6.4. PTA makinası (Fronius PTW1500)

Karışımın numunelere yapışması için numuneler 200°C 'de 2,0 saat fırında bekletilmiştir (Şekil 6.5).



Şekil 6.5. Fırın (Protherm)

6.2.2. Mikroskopa hazırlama

Mikroskop ile inceleme yapılabilmesi için numuneler sırasıyla 180, 220, 320, 500, 800 ve 1000 mesh zımpara ile zımparalanmıştır. Parlatma işlemi 3µm elmas solüsyonu ile yapılmıştır. Dağlama %2NH₄HF₂ (amonyum hidrojen diflörür) ve %98 H₂O ile yapılmıştır.

6.2.3. EDX analizi

Numunelerin mikroyapısı Zeiss EVO50 SEM ile geri yansıyan elektronla 2000X büyütmede incelenmiştir.

6.2.4. Sertlik ölçümleri

Sertlik ölçümleri FUTURE-TECH FM-700 cihazı ile 100gf 10 sn süre ile Vickers olarak ölçülmüştür (Şekil 6.6). Yüzeyden içeriye ilk ölçüm 100 µm ve diğer ölçümler 150µm aralıklarla yapılmıştır.

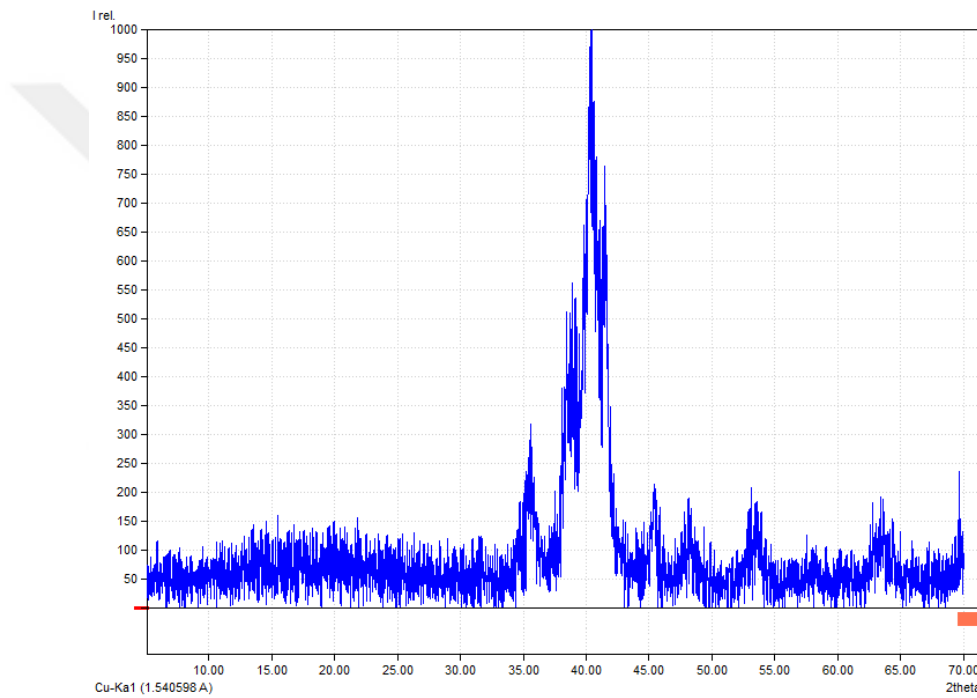


Şekil 6.6. Mikrosertlik cihazı.

6.2.5. XRD analizi

XRD analizleri Panalytical Empyrean cihazı ile tarama aralığı 2θ (derece) 10-90° aralığında gerçekleştirilmiştir.

Kaynak bölgesinden direk XRD yapıldığında aşırı gürültü nedeniyle (Şekil 6.7) analiz yapılamamıştır. Bundan dolayı kaynak bölgesinden talaş çıkarılıp toz halindeki talaşlardan XRD analizi uygulanmıştır.



Şekil 6.7. Kaynak bölgesi XRD örneği.

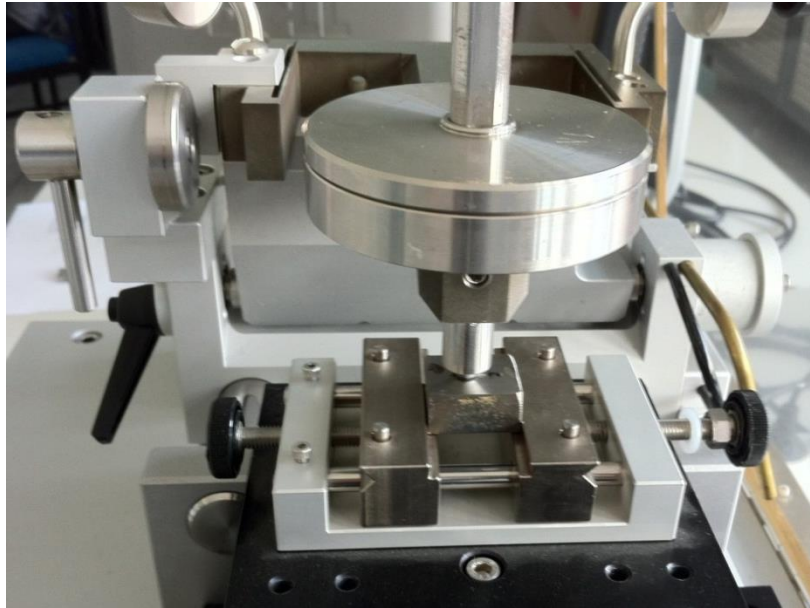
XRD analizleri Match (ver 3.2.2 Build 83) programı ile ve Rietveld Analizi MAUD (Materials Analysis Using Diffraction ver 2.79) programı kullanılarak yapılmıştır. MAUD programı Marquardt least-squares metodu kullanılarak malzeme yapısı ve kristal yapısını inceler. Piklerin şekli pseudo-Voigt fonksiyonu ile modellenmiştir. Analizler uyumun iyiliği derecesi (GOF -goodness of fit) 1'e yakın olana kadar gerçekleştirilmiştir.

6.2.6. Aşınma testi

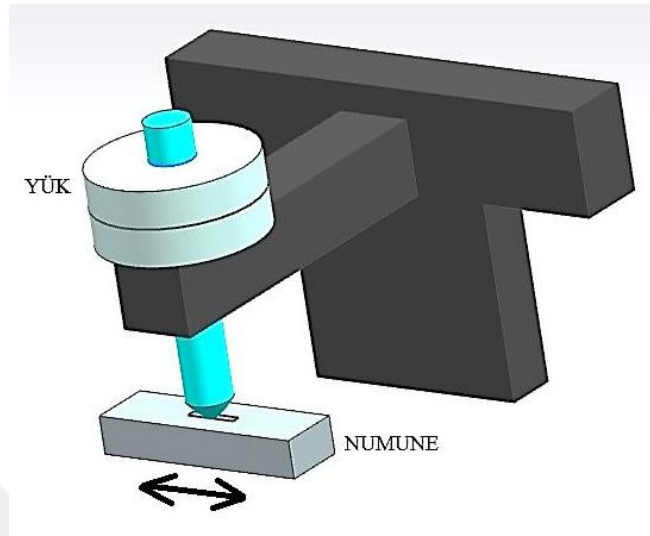
Aşınma testi öncesi numunelerin üst yüzeyi taşlanmıştır. Numuneler CSM tribometer cihazı ile lineer harekette küre-disk yöntemi kullanılarak aşındırma yapılmıştır (Şekil 6.8- 6.10). Karşı cisim olarak 3mm çapında WC bilye kullanılmıştır. Tüm testler 23°C sıcaklıkta, %38 bağıl nem oranında, 3N yük, 50m mesafe (tek tur 4mm olarak) ve 2,5cm/s kayma hızı ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 6.8. CSM tribometer cihazı.



Şekil 6.9. CSM tribometer cihazı, lineer modül aşındırma esnasında.

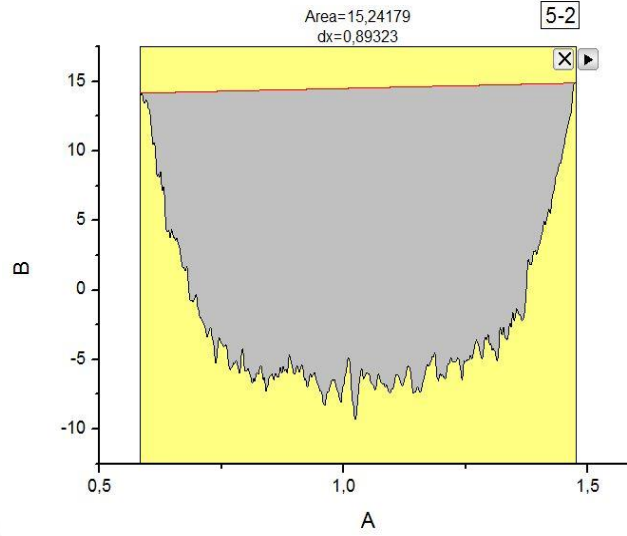


Şekil 6.10. CSM tribometer cihazının şematik gösterimi (Çelik, 2013).

Aşınma yüzeylerinin kesit ölçümleri yüzey profil cihazı (Mitutoyo SJ-400) ile yapılmıştır (Şekil 6.11). Aşınma yüzey alan hesabı için Origin 8.6 yazılımı kullanılmıştır (Şekil 6.12).



Şekil 6.11. Yüzey profil cihazı (Mitutoyo SJ-400).



Şekil 6.12. Origin 8.6 yazılımı ile yüzey alanı hesabı örnek kesit.

6.3. Deney Çalışmaları

6.3.1. Alkol ile hazırlanan deney çalışması

Hou ve arkadaşları nano Al_2O_3 içeriğinin en uygun sonucu 0,5-1,0 wt% aralığında yapılan katkıda olduğunu belirtmiş ve yaptıkları deneysel çalışmada 0,8wt% değerini almışlardır (Hou vd., 2011). Bundan dolayı yaptığımız çalışmada 0,8wt% karışım oranı ele alınmış ve 19,8gr Ni ile 0,2gr nano Al_2O_3 cam şişe içerisinde karıştırılmıştır. Karışım alkol ile karıştırılıp numune üzerindeki kanala konmuştur (Şekil 6.13).



Şekil 6.13. Karışımın yerleştirildiği numune.

PTA öncesi ön ısıtma, kaynak esnasında metal soğuma hızını azalttığı için çatlak oluşumunu engelleyici etkiye sahip olmasına rağmen (Owa and Shinoda, 2006) ön ısıtma yapılmadan deneyler gerçekleştirilmiştir.

Literatürde Ti-6Al-4V malzemesi üzerine WC malzemesi ile PTA kaynağı çalışmasında 70 akım değerinin 80A ve 90A akım değerlerine göre daha yüksek sertlik ve aşınma dayanımı gösterdiği görülmüştür (Çelik, 2013). Bundan dolayı referans olarak ilk çalışmada başlangıç akım değeri olarak 70A seçilmiştir. Ancak Ni malzemesi ile yapılan numune çalışmalarında 100 amper ve üzerinde daha iyi ergime olduğu görülmüştür.

Bundan dolayı N1 ve N3 numunelerinde 100 amper, N2 numunesinde 110 amper değerleri uygulanmıştır (Şekil 6.14) (Çizelge 6.1).

Çizelge 6.1. Deney parametreleri.

Numune	PTA Amper	Metal Tozu
N1_100A_NiAl_AH	100	Ni+Al tozu
N2_110A_NiAl_AH	110	Ni+Al tozu
N3_100A_NiAlNano_AH	100	Ni+Al tozu ve nano Al_2O_3
N4_110A_NiAlNano_AH	110	Ni+Al tozu ve nano Al_2O_3
N5_120A_NiAlNano_AH	120	Ni+Al tozu ve nano Al_2O_3
N6_130A_NiAlNano_AH	130	Ni+Al tozu ve nano Al_2O_3

N1 numunesi



N2 numunesi

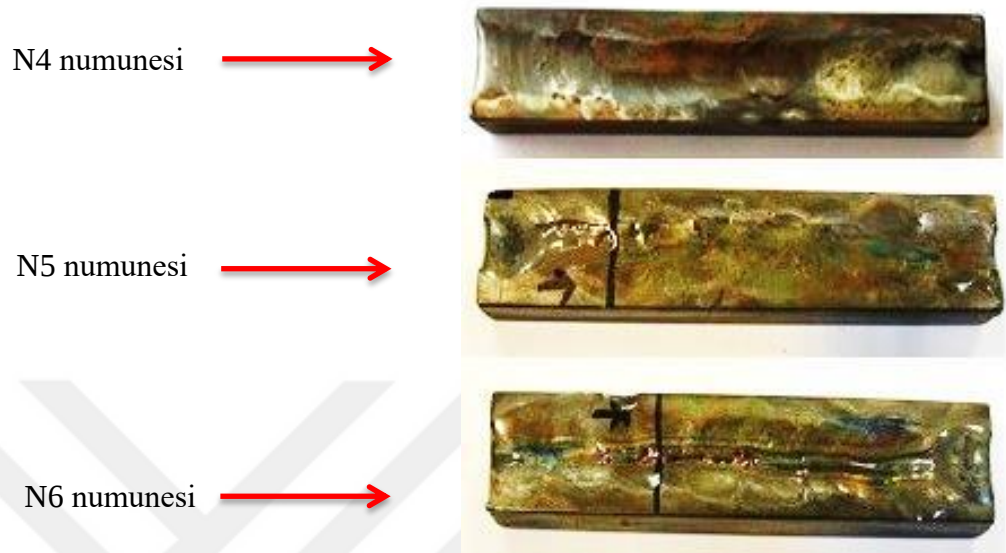


N3 numunesi



Şekil 6.14. PTA kaynak sonrası numuneler (N1, N2, N3).

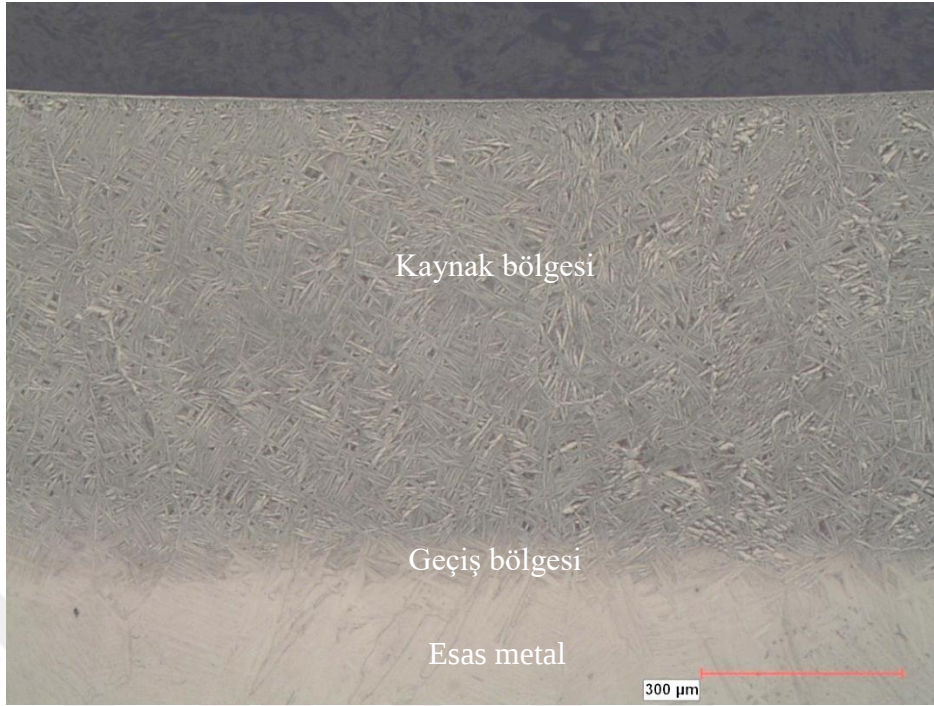
N4, N5 ve N6 numunelerinde sırasıyla 110, 120, 130 amper değerleri uygulanmıştır (Şekil 6.15).



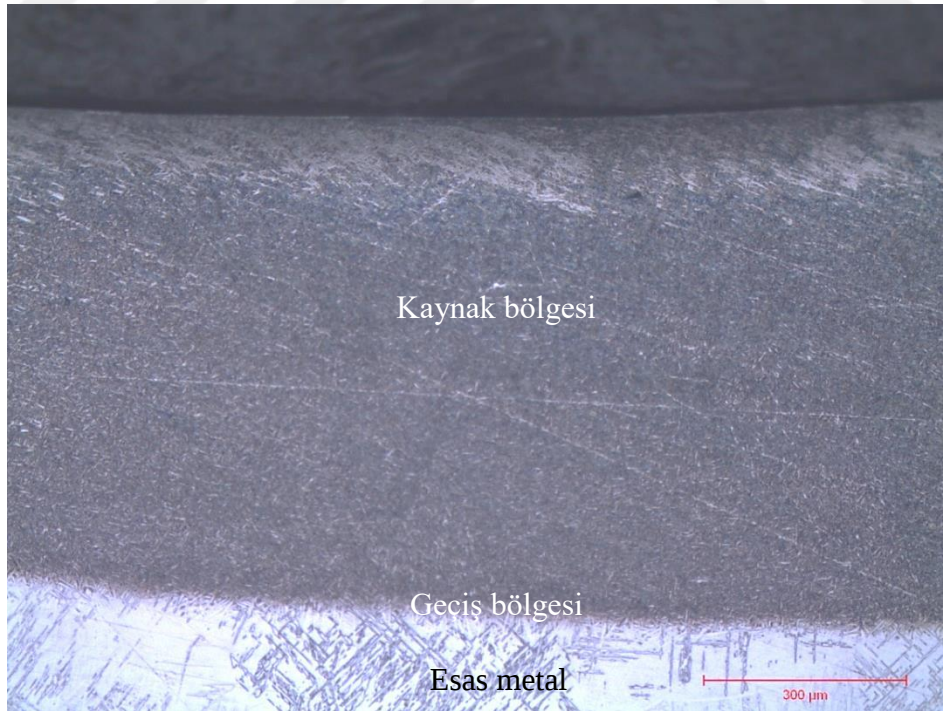
Şekil 6.15. PTA kaynak sonrası numuneler (N4, N5, N6).

Nano tozun PTA kaynağındaki etkisini görebilmek için N1 numunesi sadece Ni-Al tozu ile kaplanırken N4 ve N3 numunelerinde Ni-Al tozuna %0,8 oranında nano Al_2O_3 karıştırılarak numuneye alınmıştır.

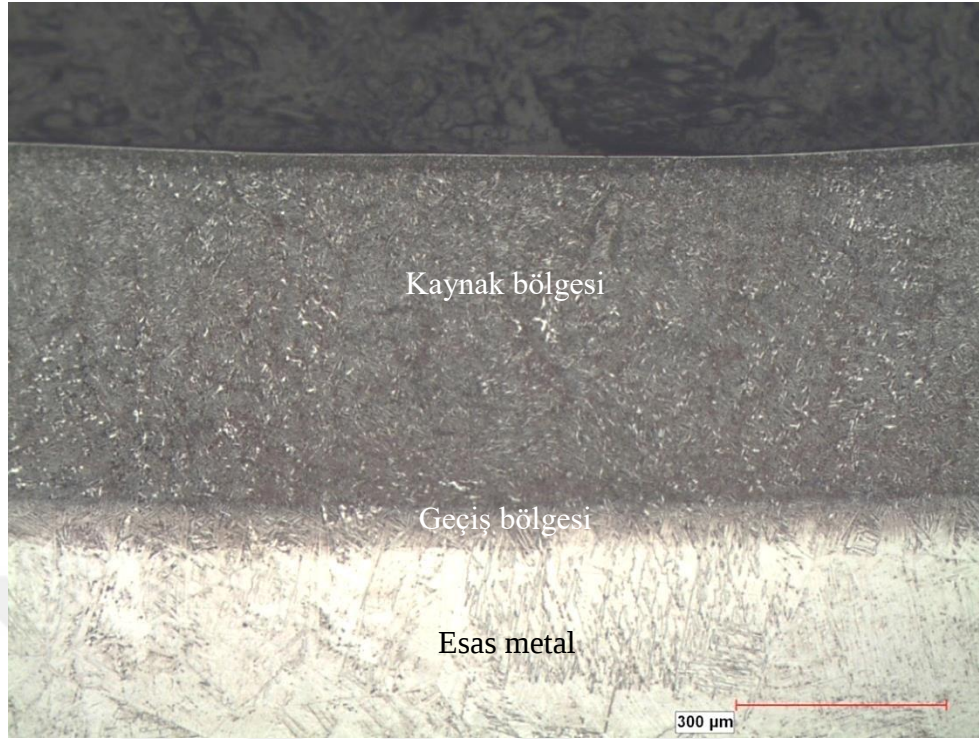
Mikroskop dijital fotoğraflar Şekil 6.16- 6.21’de verilmiştir.



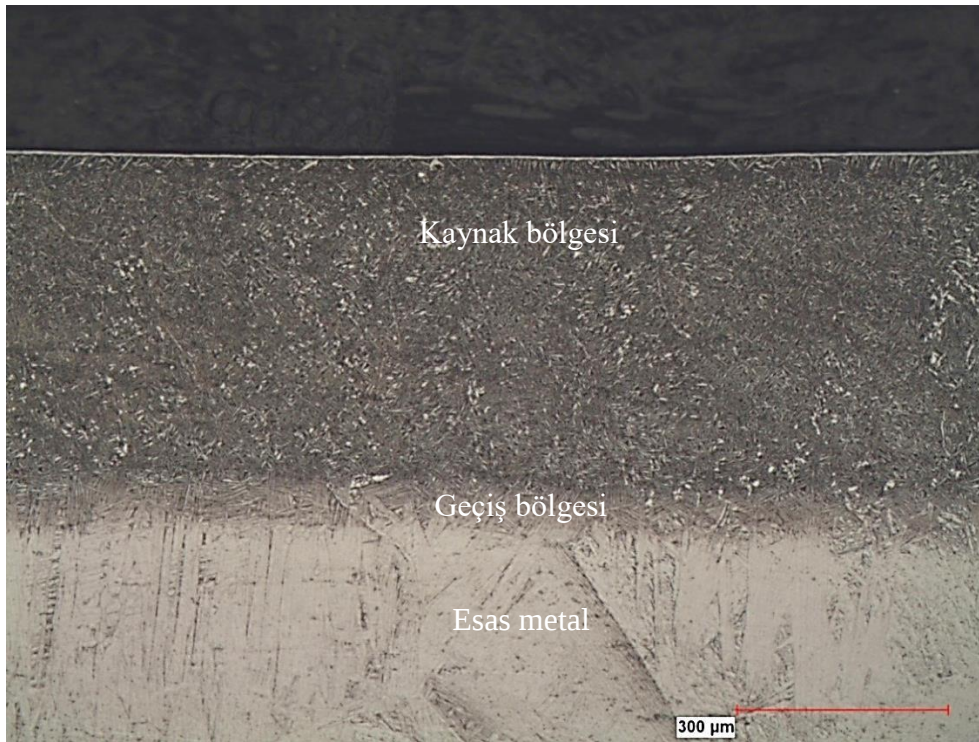
Şekil 6.16. N1_100A_NiAl_AH numunesi 100X büyütme.



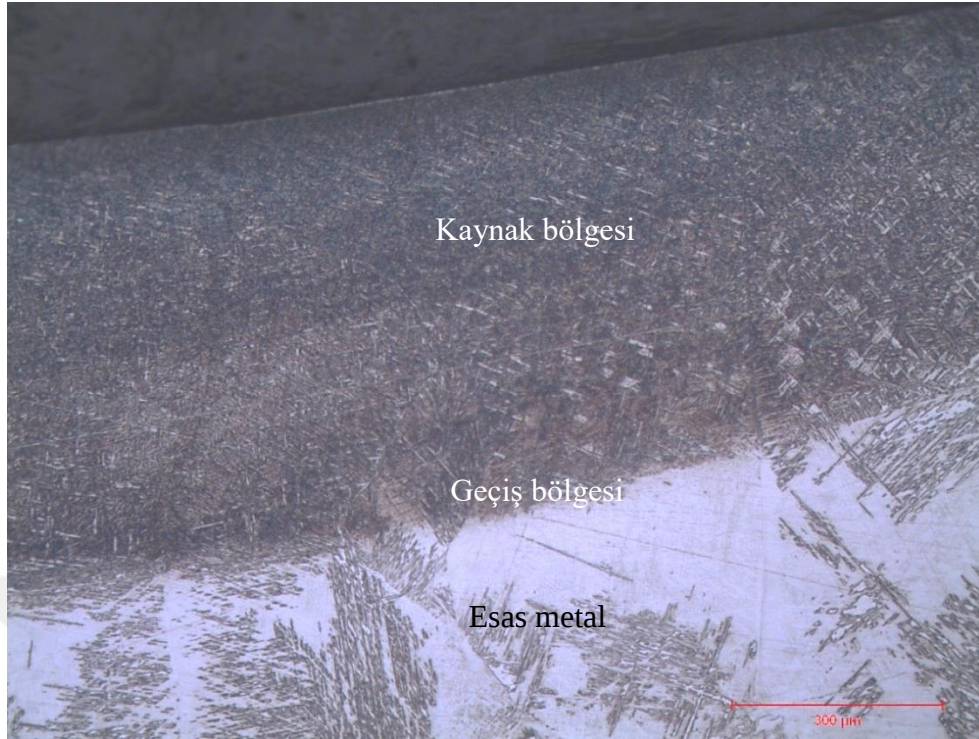
Şekil 6.17. N2_110A_NiAl_AH numunesi 100X büyütme.



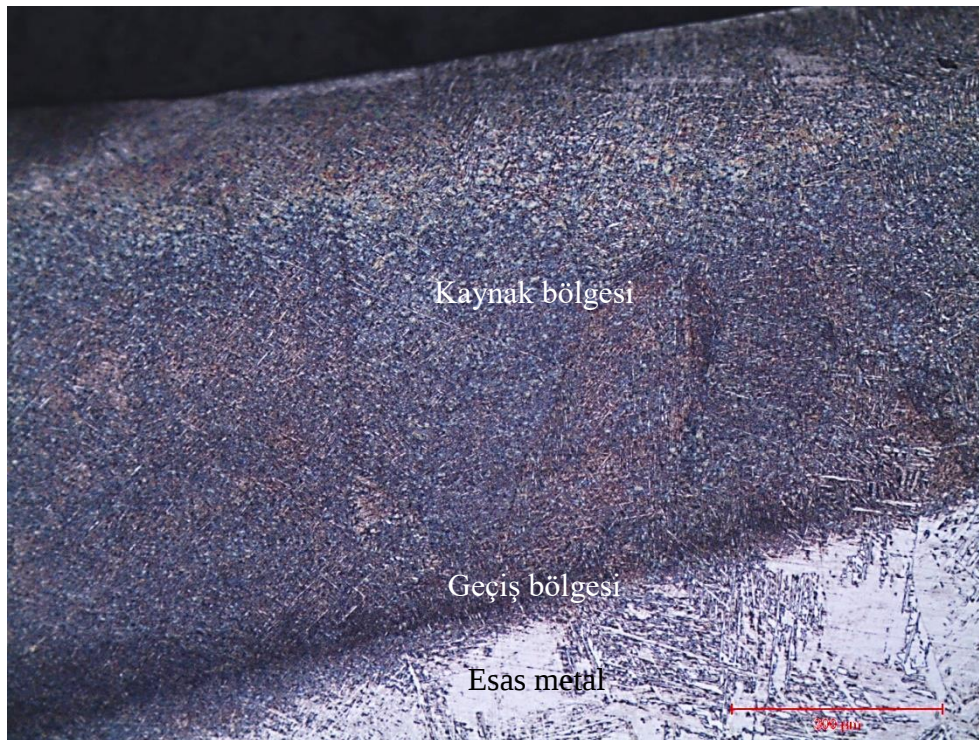
Şekil 6.18. N3_100A_NiAlNano_AH numunesi 100X büyütme.



Şekil 6.19. N4_110A_NiAlNano_AH numunesi 100X büyütme.



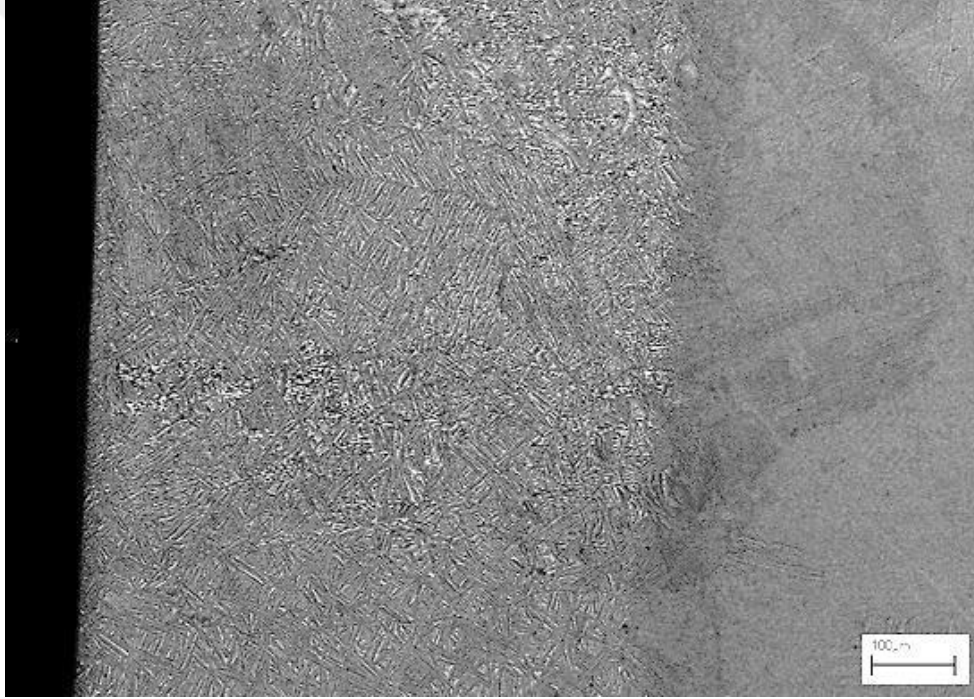
Şekil 6.20. N5_120A_NiAlNano_AH numunesi 100X büyütme.



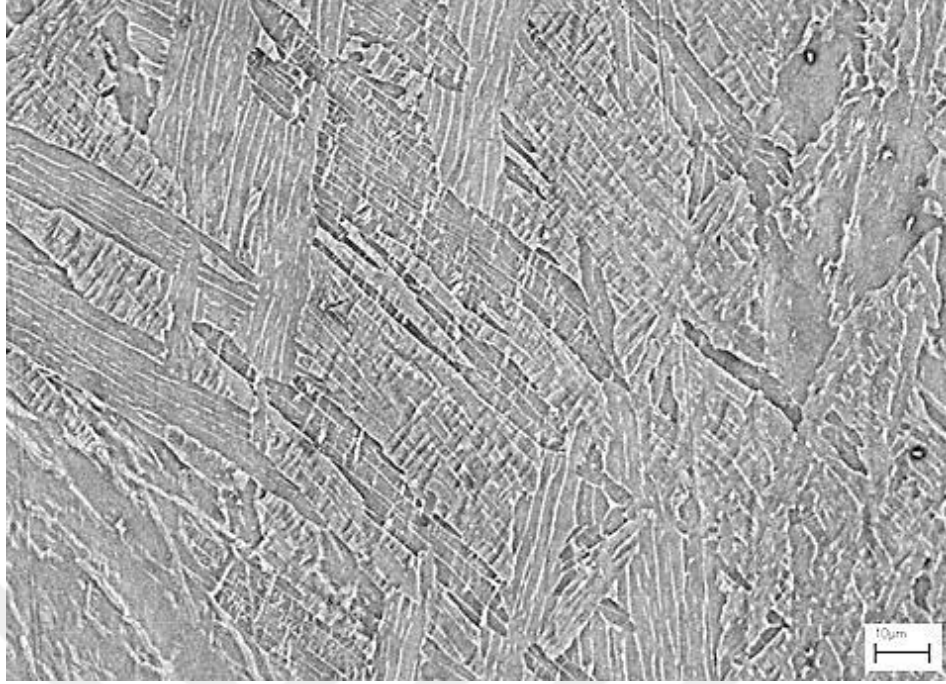
Şekil 6.21. N6_130A_NiAlNano_AH numunesi 100X büyütme.

Mikroskop görüntüleri incelendiğinde, hızlı ve aşırı enerji girdisi ve hızlı soğuma nedeniyle geçiş bölgesinin son derece dar bir alanda gerçekleştiği görülmektedir. Bu durum difüzyonun yüksek olması ile açıklanabilir. Yüksek difüzyon, yüksek ısı girdisi ve hızlı soğuma ile ısıdan etkilenen alan (ITAB) dar olarak gerçekleşir (Sivaramakrishnan ve Nadarajan, 2014). Bu durum PTA kaynağının önemli bir özelliğini teşkil eder.

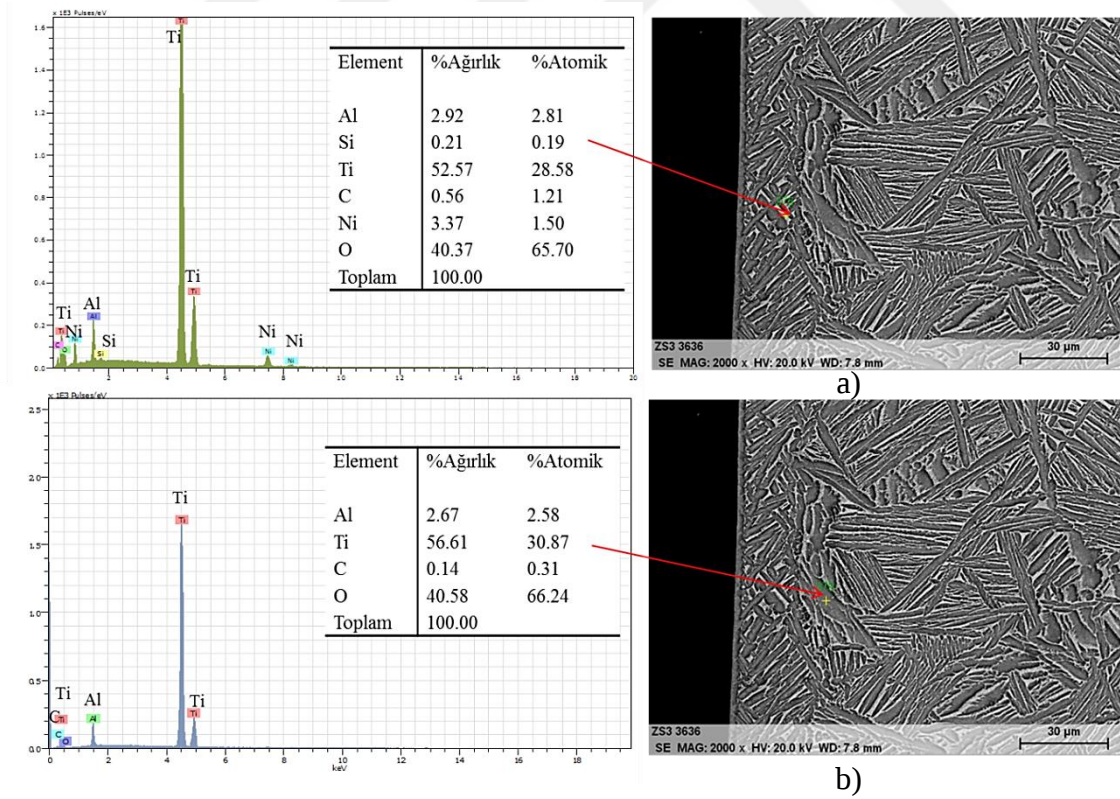
EDX için noktasal analiz ve çizgi analizi yapılmıştır. Numunelerin kaynak bölgelerine ait SEM mikroskop görüntüleri ve EDX analizleri Şekil 6.22-6.45’de verilmiştir.



Şekil 6.22. N1_100A_NiAl_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X).

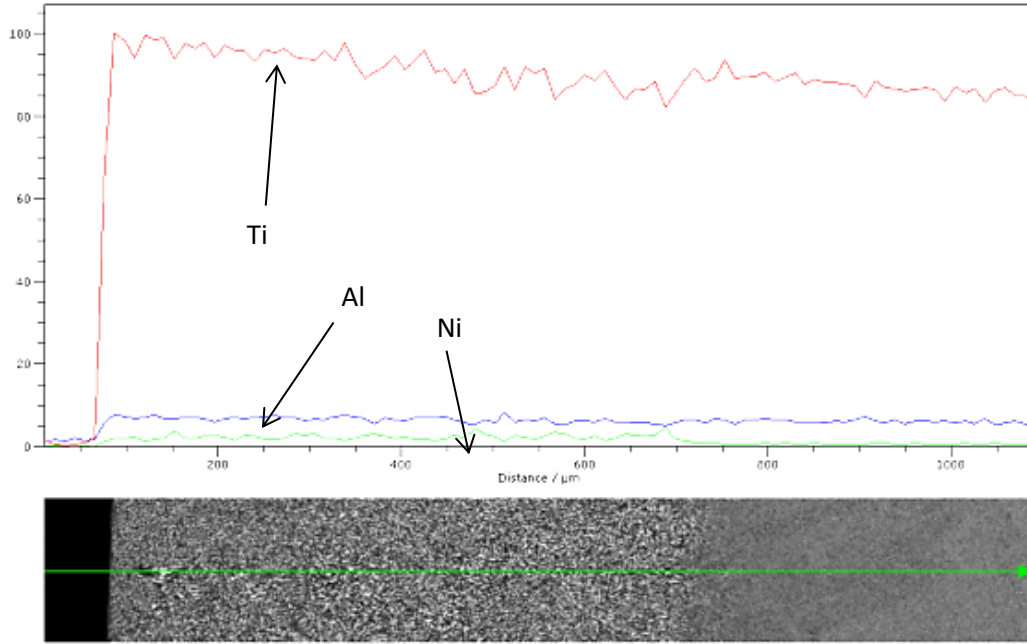


Şekil 6.23. N1_100A_NiAl_AH numunesi ana malzeme SEM görüntüsü (2000X).



Şekil 6.24. N1_100A_NiAl_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta

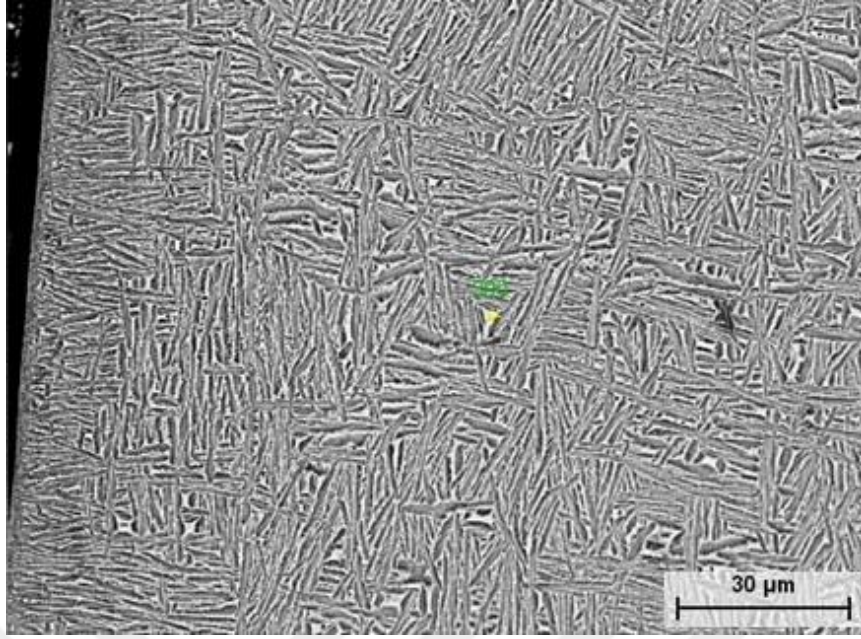
SEM resimlerinde kaplamanın yüksek enerjiye maruz kalmış ve hızlı soğuyan yüzeyinde çok ince dendritlerden oluştuğu, içeriye doğru yaklaşık 20 mikrondan sonra ise soğuma hızının düşmesi ile daha kaba dendritlerin olduğu görülmektedir.



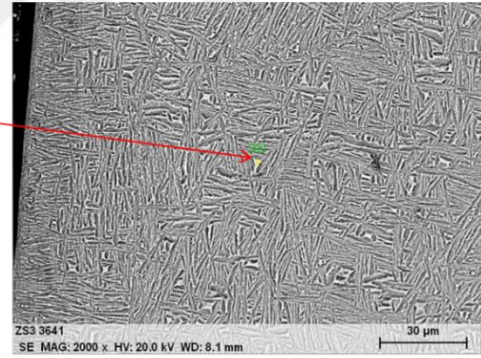
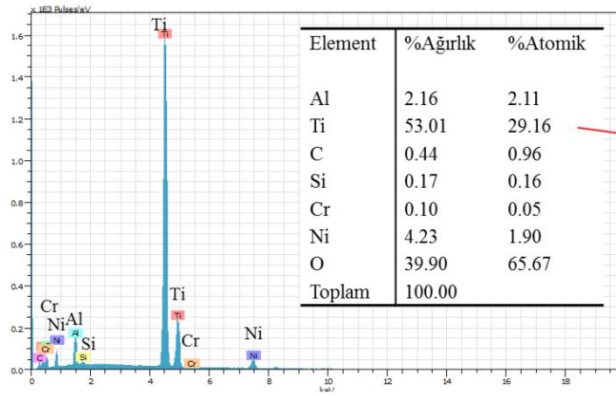
Şekil 6.25. N1_100A_NiAl_AH numunesi EDX çizgi analizi.



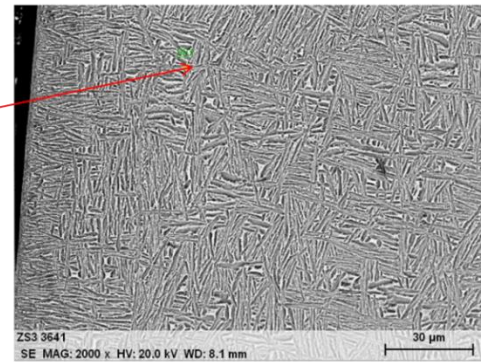
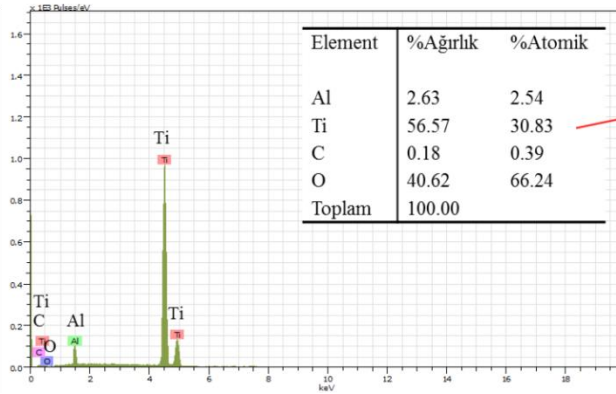
Şekil 6.26. N2_110A_NiAl_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X).



Şekil 6.27. N2_110A_NiAl_AH numunesi kaynak bölgesi SEM görüntüsü (2000X).

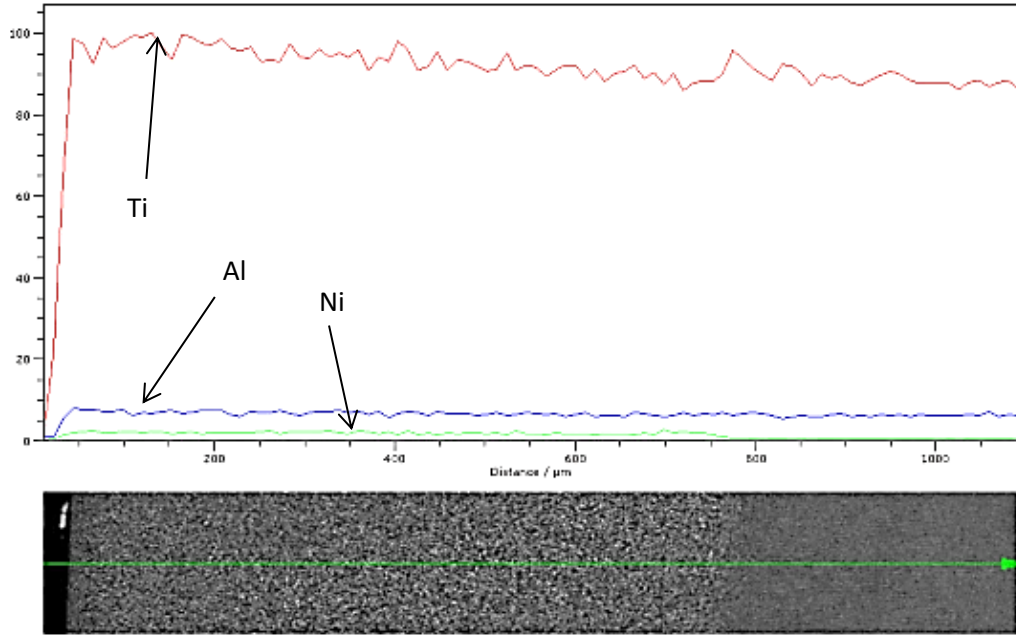


a)



b)

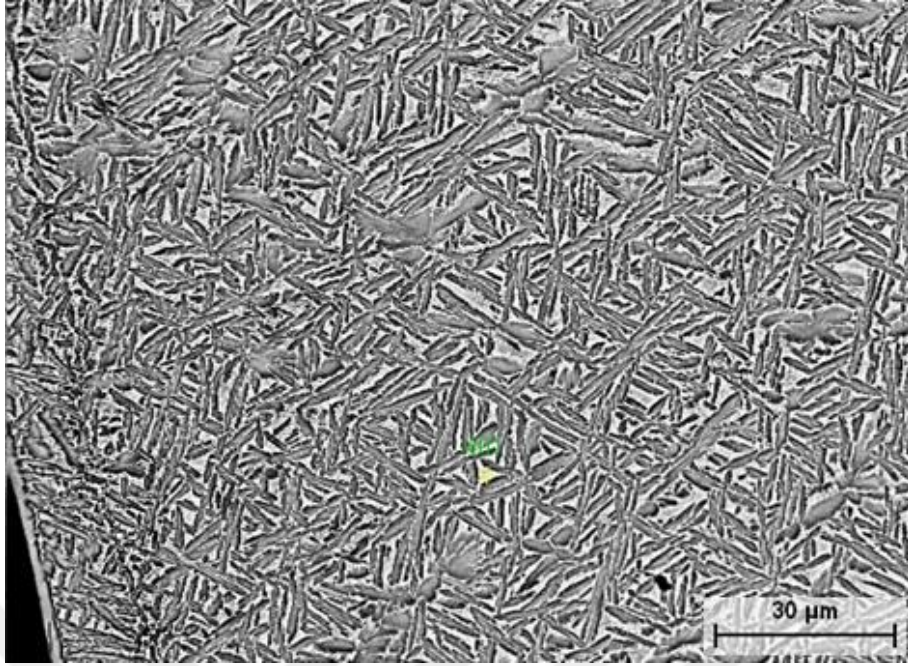
Şekil 6.28. N2_110A_NiAl_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



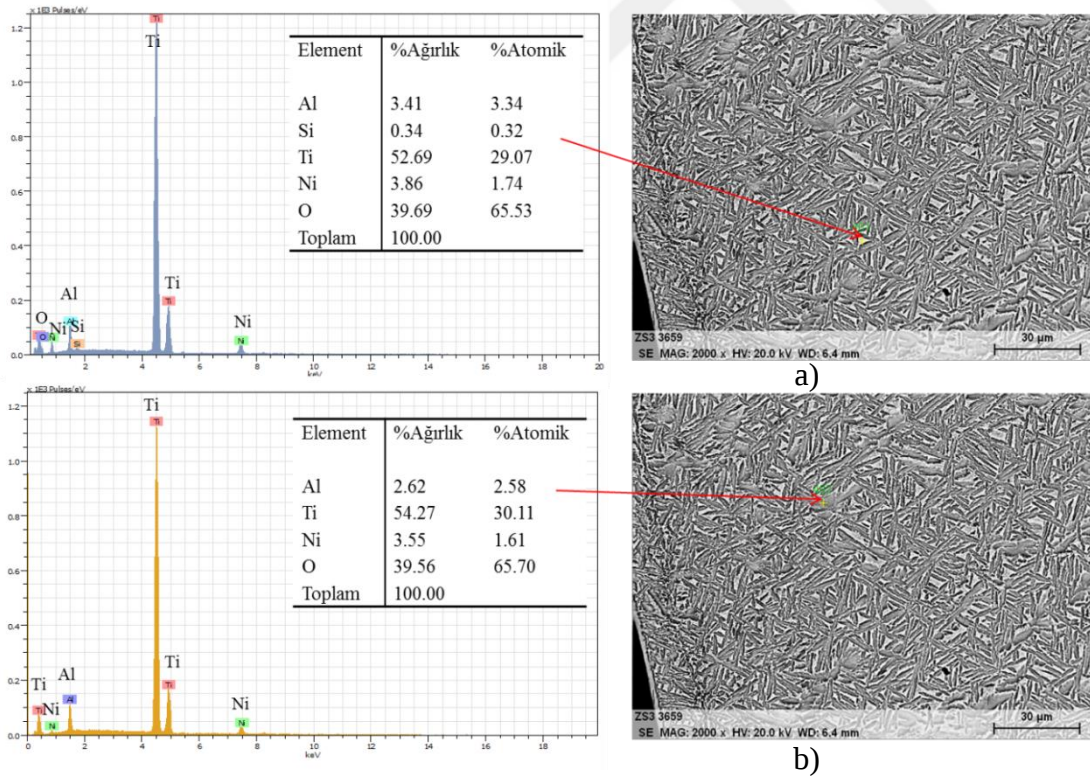
Şekil 6.29. N2_110A_NiAl_AH numunesi EDX çizgi analizi.



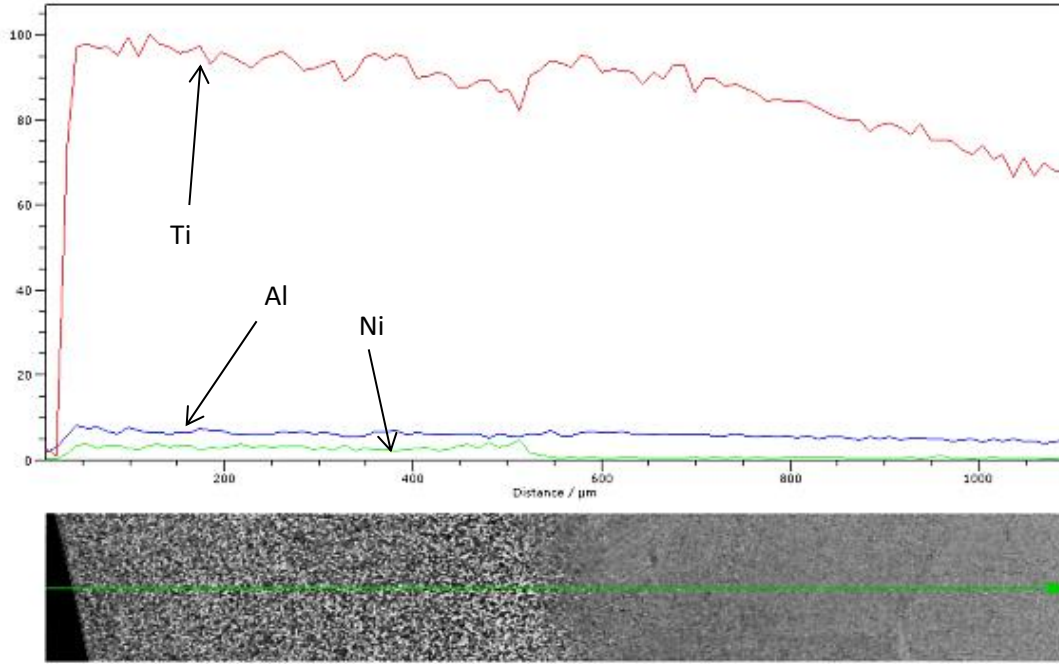
Şekil 6.30. N3_100A_NiAlNano_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X).



Şekil 6.31. N3_100A_NiAlNano_AH numunesi SEM görüntüsü (2000X).



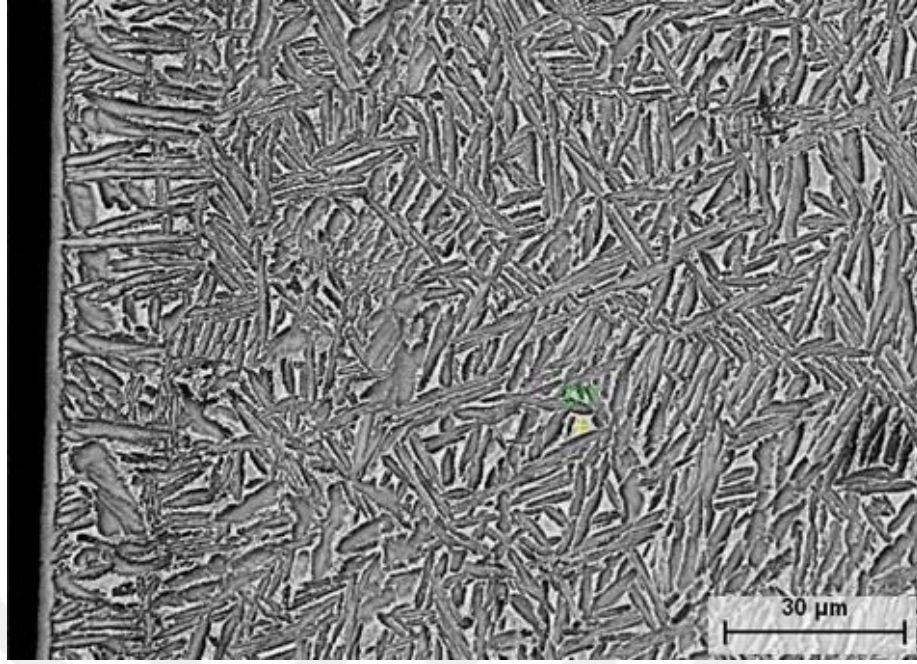
Şekil 6.32. N3_100A_NiAlNano_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



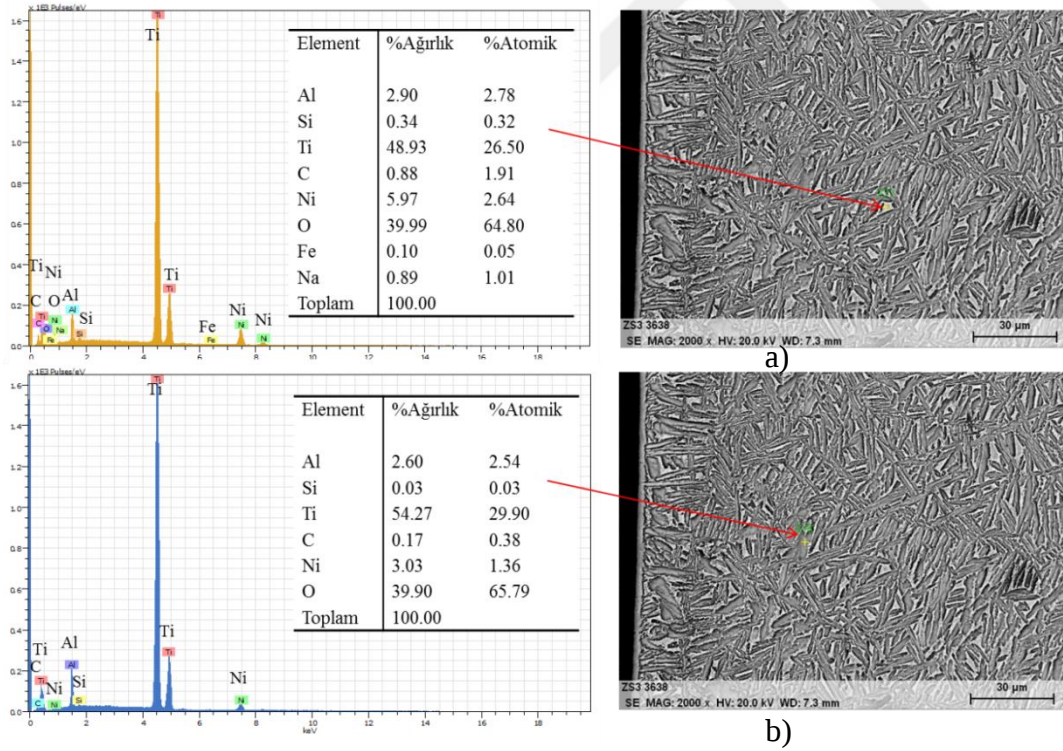
Şekil 6.33. N3_100A_NiAlNano_AH numunesi EDX çizgi analizi.



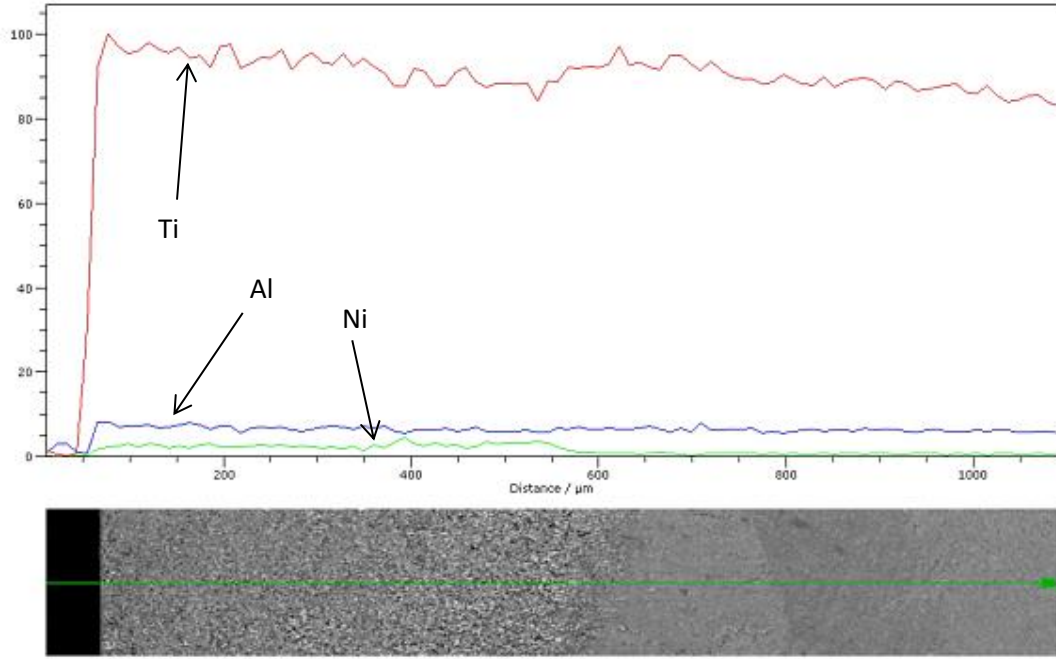
Şekil 6.34. N4_110A_NiAlNano_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X).



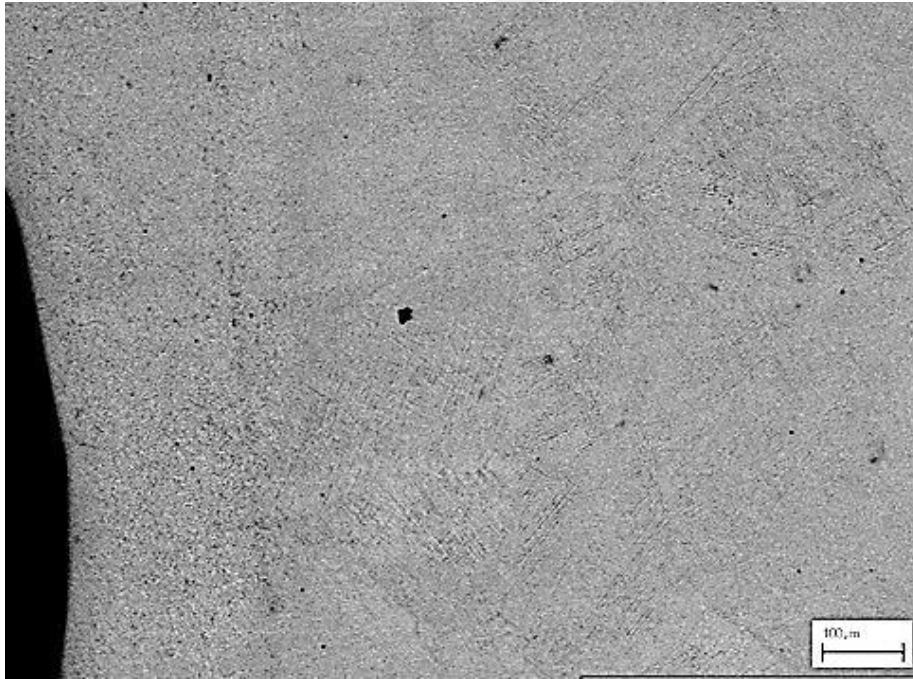
Şekil 6.35. N4_110A_NiAlNano_AH numunesi kaynak bölgesi SEM görüntüsü (2000X).



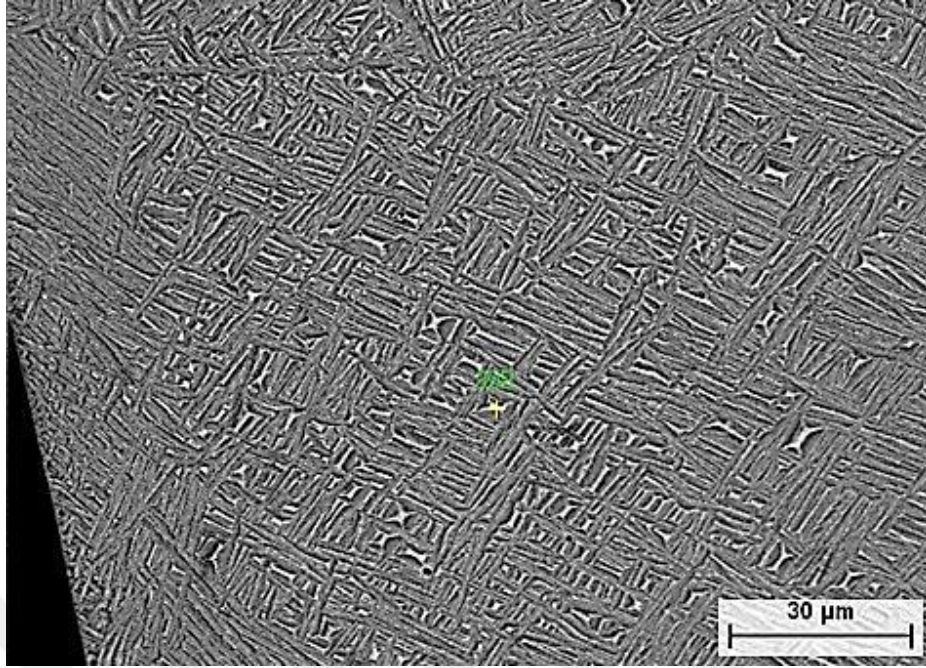
Şekil 6.36. N4_110A_NiAlNano_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



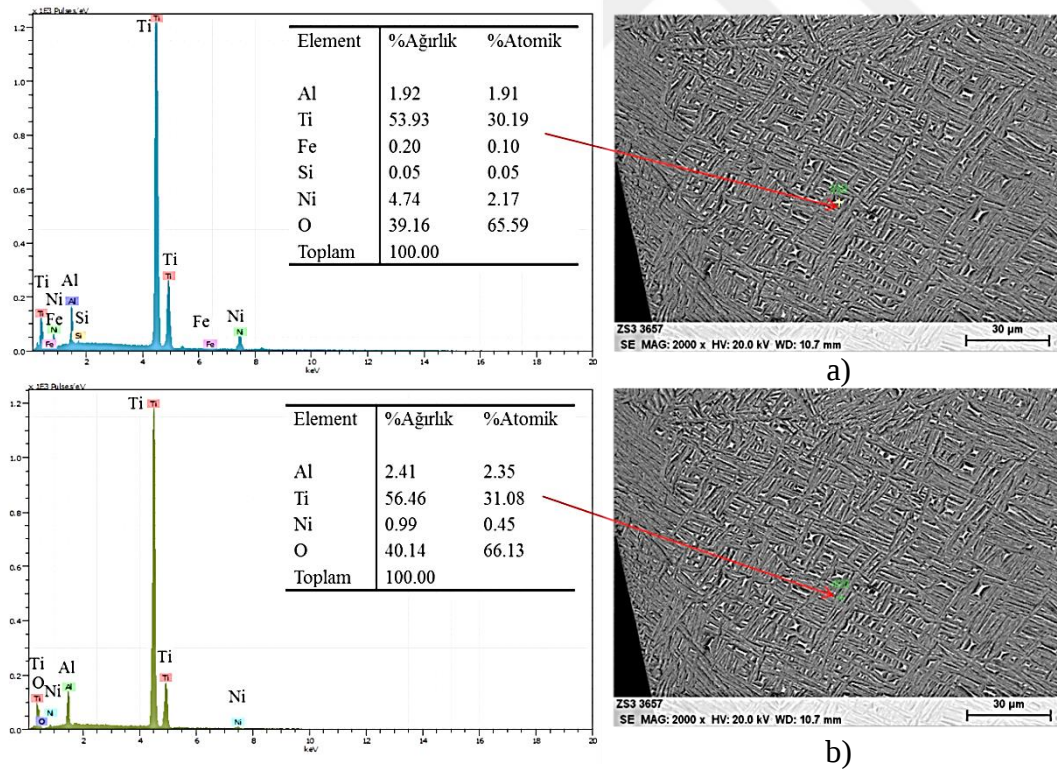
Şekil 6.37. N4_110A_NiAlNano_AH numunesi EDX çizgi analizi.



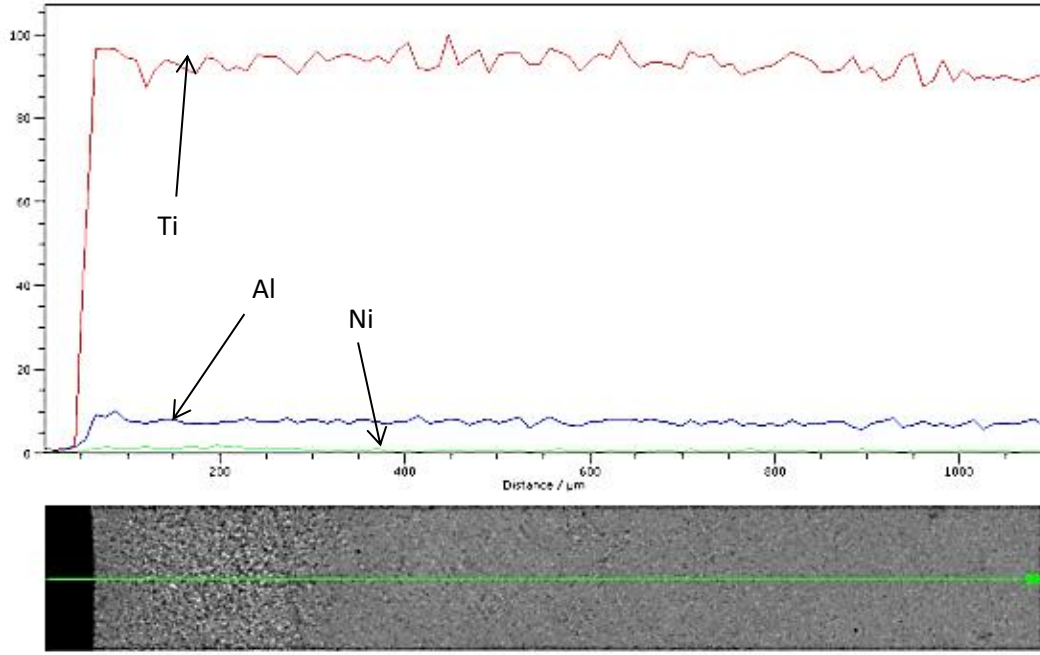
Şekil 6.38. N5_120A_NiAlNano_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X).



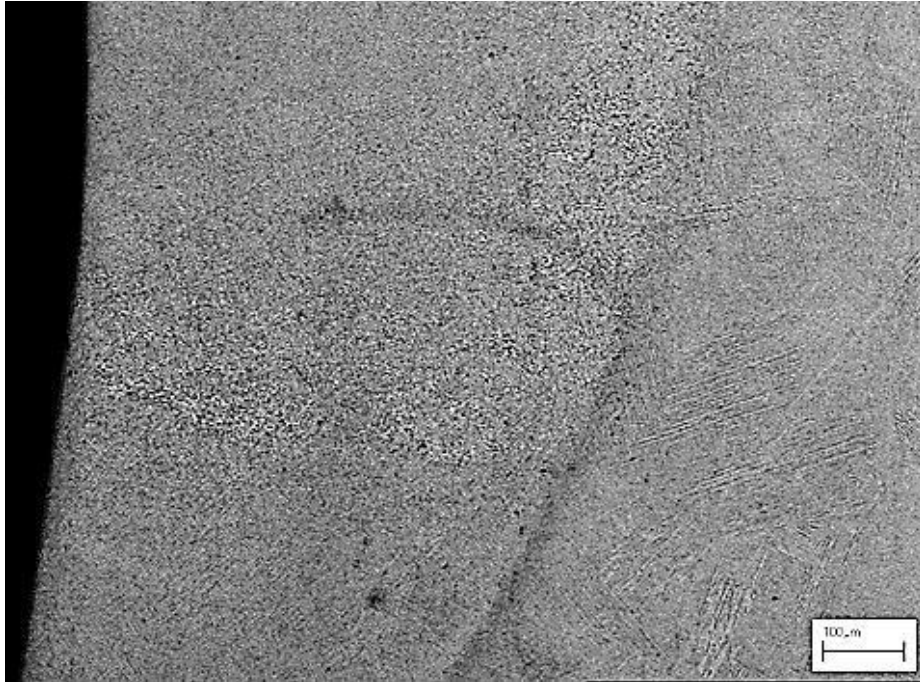
Şekil 6.39. N5_120A_NiAlNano_AH SEM görüntüsü (2000X).



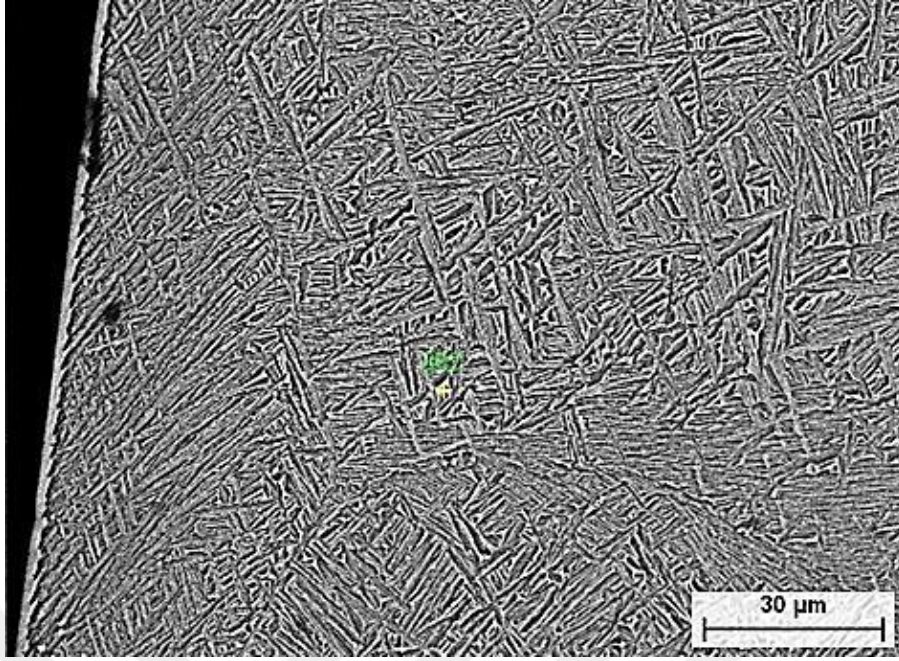
Şekil 6.40. N5_120A_NiAlNano_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



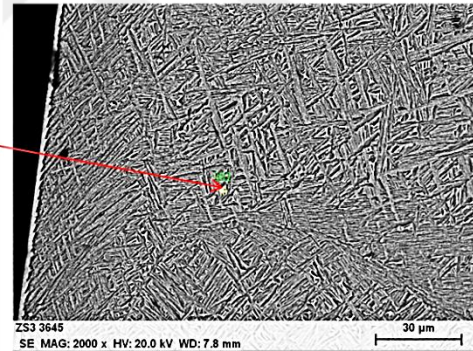
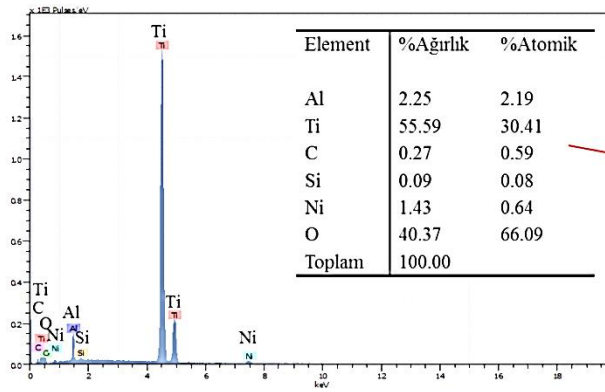
Şekil 6.41. N5_120A_NiAlNano_AH numunesi EDX çizgi analizi.



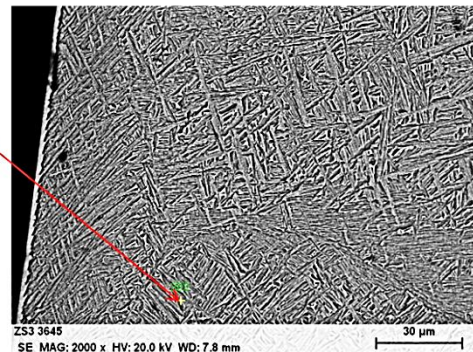
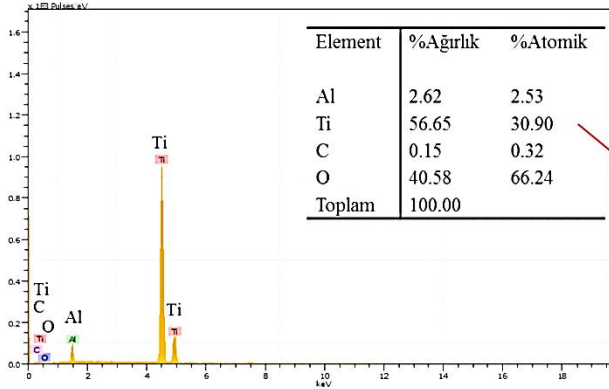
Şekil 6.42. N6_130A_NiAlNano_AH numunesi kaynak geçiş bölgesi ile birlikte SEM görüntüsü (300X).



Şekil 6.43. N6_130A_NiAlNano_AH numunesi kaynak bölgesi SEM görüntüsü (2000X).

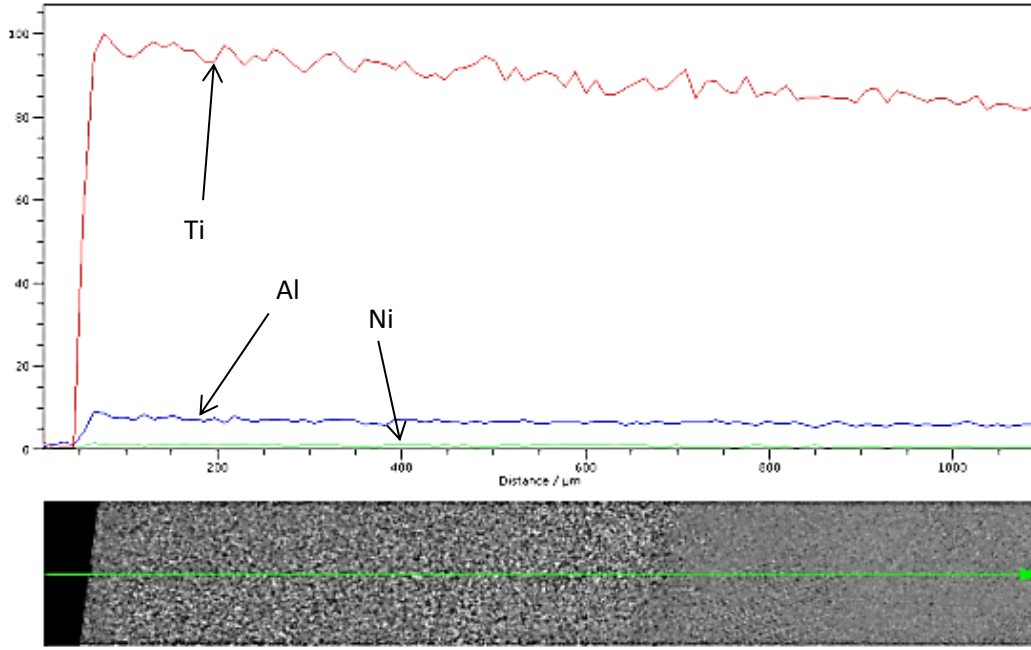


a)



b)

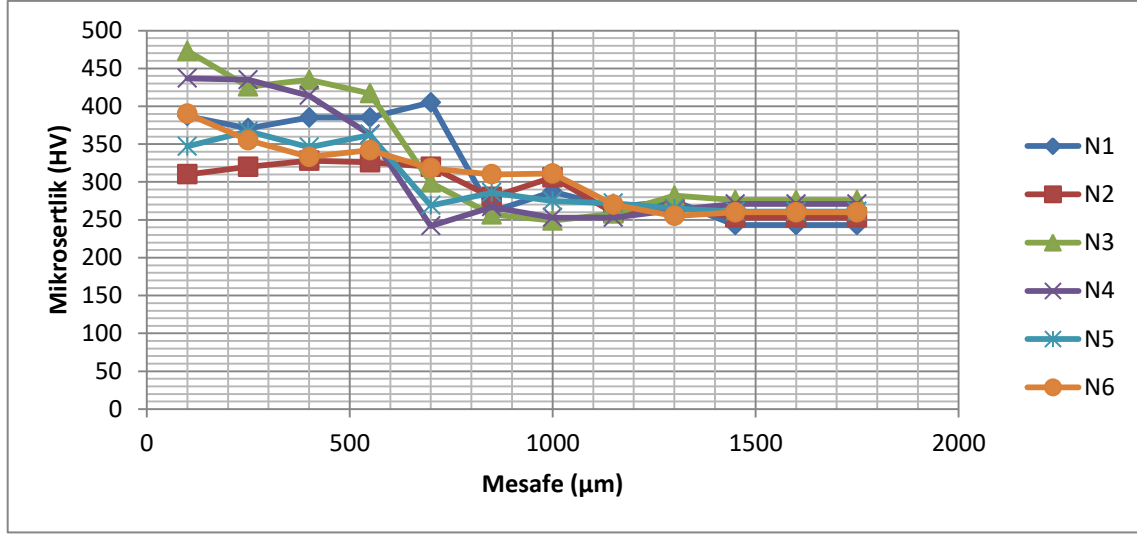
Şekil 6.44. N6_130A_NiAlNano_AH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



Şekil 6.45. N6_130A_NiAlNano_AH numunesi EDX çizgi analizi.

SEM görüntüleri incelendiğinde artan akım değeri ile tane boyutlarının küçüldüğü, uzadığı ve kaynak derinliğinin arttığı görülmektedir. Uygulanan akım ile kaplama kalınlığındaki artışın ısı girişindeki artış ile ilişkili olduğu söylenebilir. Isı miktarındaki artış sıvılaştıran metal miktarını arttırmakta ve kaplama kalınlığı artmaktadır. EDX analizlerine göre kaplama bölgesinde Ti, Al ve Ni bulunmaktadır.

Sertlik ölçümleri 100gf 10 sn süre ile yapılmıştır. Yüzeyden içeriye ilk ölçüm 100 μm ve diğer ölçümler 150 μm aralıklarla 1750 μm mesafeye kadar yapılmıştır. Ölçülen sertlik değerleri Şekil 6.46’da verilmiştir.

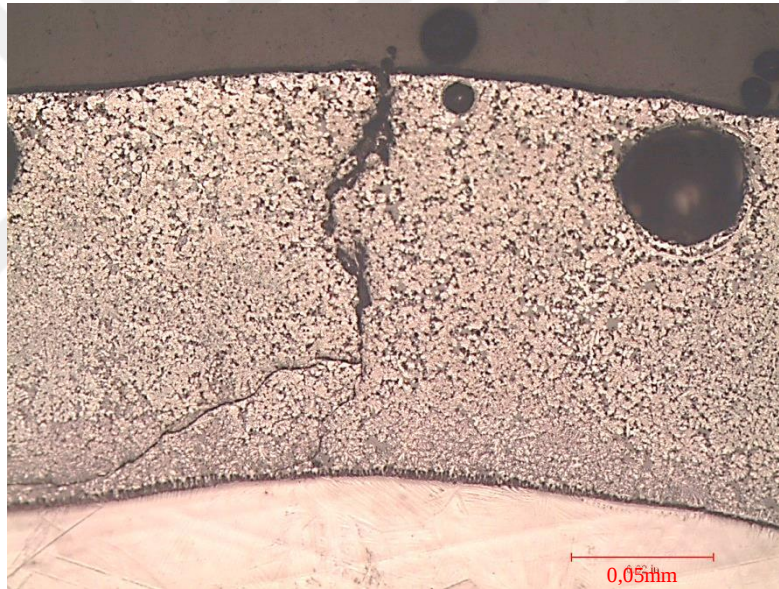


Şekil 6.46 Sertlik ölçüm değerleri.

Ana malzeme kaynak öncesi 260 HV (24 HRC) sertliğindedir. Kaplama bölgesinde PTA kaynağı yapılan tüm numunelerde sertlik artışı mevcuttur. En yüksek sertlik değeri nano Al_2O_3 ilave edilen N3 (100A) numunesinde 473 HV olarak ölçülmüştür. Nano Al_2O_3 ilave edilen numuneler içinde en yüksek sertlik artışı yine 100A değerinde PTA yapılan N3 numunesidir ve N4 (110A) 437HV, N5 (120A) 367HV, N6 (130A) 390HV gelmektedir. Aynı akım değerinde nano Al_2O_3 ilave edilen numuneler ile edilmeyenler kıyaslandığında nano Al_2O_3 ilavesi ile sertliğin daha fazla arttığı görülmüştür. 100A için N1 405HV değerine karşılık N3 473HV ve 110A için N2 328HV değerine karşılık N4 437HV ölçülmüştür. Bu sonuç ile nano Al_2O_3 tozunun yapıyı etkilediği ve sertliği arttırdığı belirgin olarak görülmüştür. Ayrıca 100A ve 110A akım değerinin 120A ve 130A'a göre daha iyi kaplama sağladığı görülmektedir.

6.3.2. Sodyum silikat ile hazırlanan deney çalışması

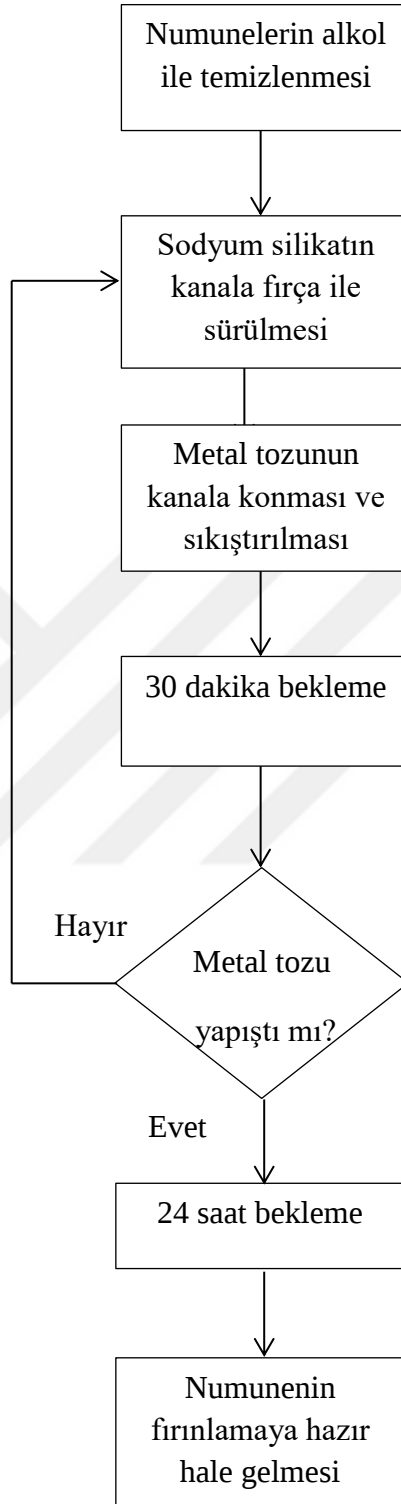
Metal tozlarının alkol ile karıştırılarak ana malzemeye yapışmasının sağlandığı çalışmalarda PTA esnasında tozların bir miktar uçtuğu ve kaynak bölgesinin derinliğinin olması gereken 100mm değerinden daha az geldiği tespit edilmiştir. Bu problemi giderebilmek için metal tozlarının yapışması amacıyla sodyum silikat kullanılarak çalışmalar tekrar yapılmıştır. Sodyum silikat ile yapılan ilk denemelerde sodyum silikat metal tozunun içine katılmıştır (Şekil 6.47). Ancak sodyum silikatın nem alması ve bunun yeterince atılamaması nedeniyle PTA kaynağı sonrasında yapıda çatlak ve boşluk görülmüştür.



Şekil 6.47. Sodyum silikat ile metal tozunun direk karıştırılması (50X büyütme).

Bu problemi engellemek için numuneler Çizelge 6.2’de belirtilen akış diyagramına uygun olarak hazırlanmıştır. Numuneler 200°C’de 2 saat fırında bekletilerek yapışması sağlanmıştır.

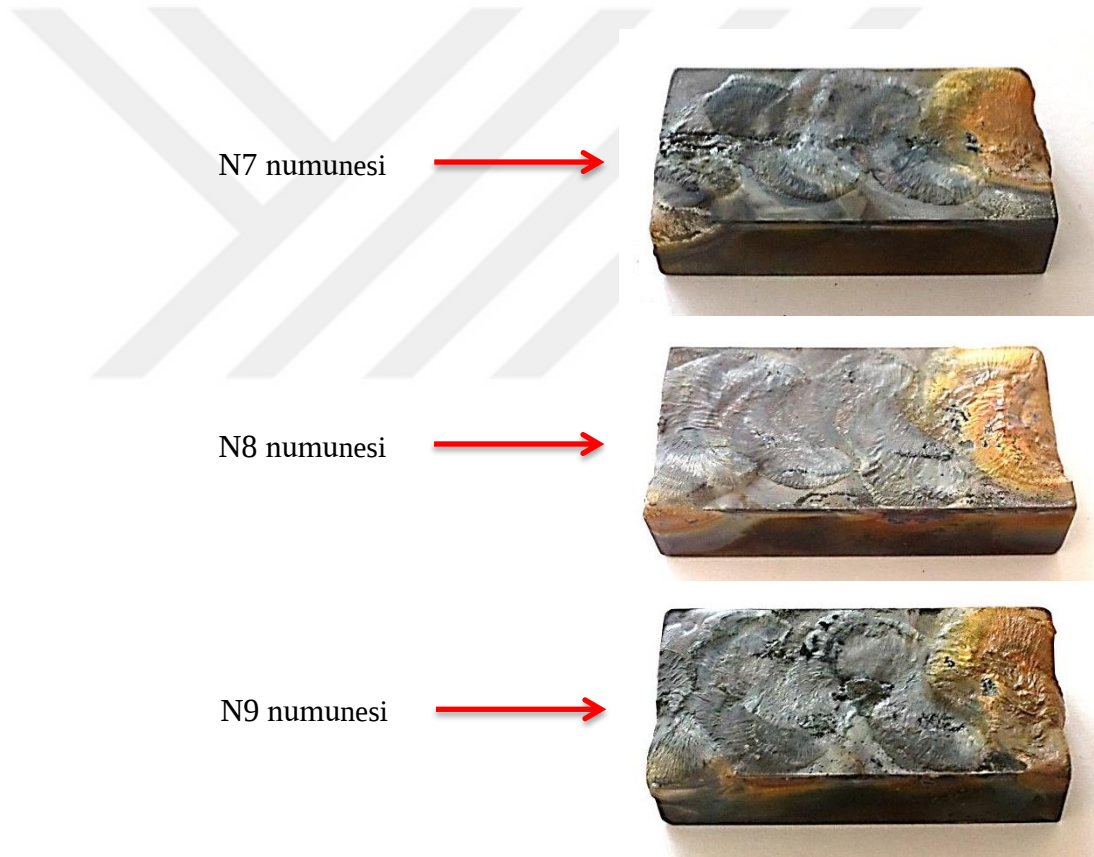
Çizelge 6.2. Sodyum silikat ile numune hazırlama yöntemi.



80A, 90A, 100A, 110A ile PTA yapılan numuneler hem havada hem de yağda soğutma yapılmıştır. 80A ile yapılan çalışmada akım değeri kaynak tozunu eritmede yeterli gelmediği görülmüş ve çalışma dışında tutulmuştur (Çizelge 6.3) (Şekil 6.48).

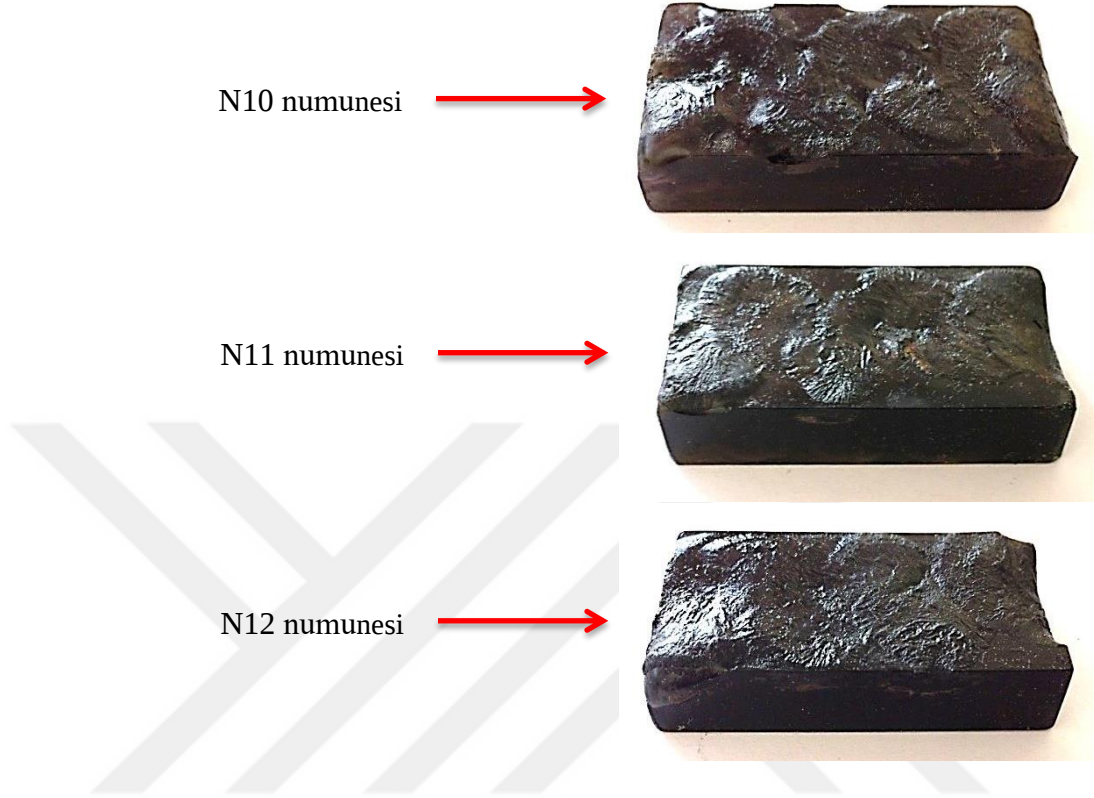
Çizelge 6.3. Numune / akım değişimi.

Akım	Havada soğutma	Yağda soğutma	Metal Tozu
90A	N7_90A_NiAl_SH	N10_90A_NiAl_SY	Ni+Al tozu
100A	N8_100A_NiAl_SH	N11_100A_NiAl_SY	Ni+Al tozu
110A	N9_110A_NiAl_SH	N12_110A_NiAl_SY	Ni+Al tozu



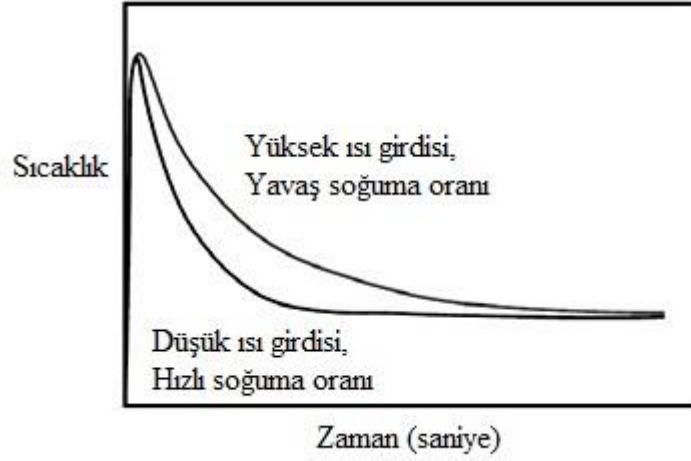
Şekil 6.48. PTA kaynak sonrası numuneler (N7, N8, N9).

N10, N11, N12 kaynak sonrası numeler Şekil 6.49’de verilmiştir.



Şekil 6.49. PTA kaynak sonrası numuneler (N10, N11, N12).

Kaynak esnasında ısı girdisi arttıkça soğuma hızı düşmektedir (Şekil 6.50). Soğuma hızını ayrıca malzeme kalınlığı, kaynak hızı, ön ısıtma, kaynak sonrası ısıtma işlemi gibi faktörler etkiler. Isı girdisini etkileyen faktörler ise akım, voltaj, kaynak hızı ve malzeme özellikleridir (Samir, 2015).



Şekil 6.50. Soğuma hızı, ısı girdisi ilişkisi (Samir, 2015).

PTA esnasında oluşan ısı girdisi,

$$Q = \frac{V.I.60}{S.1000} \text{ kJ/mm} \quad (6.1)$$

Kaynak hızı (S) = 50mm/dak

Voltaj (V) = 17V

I=Akım

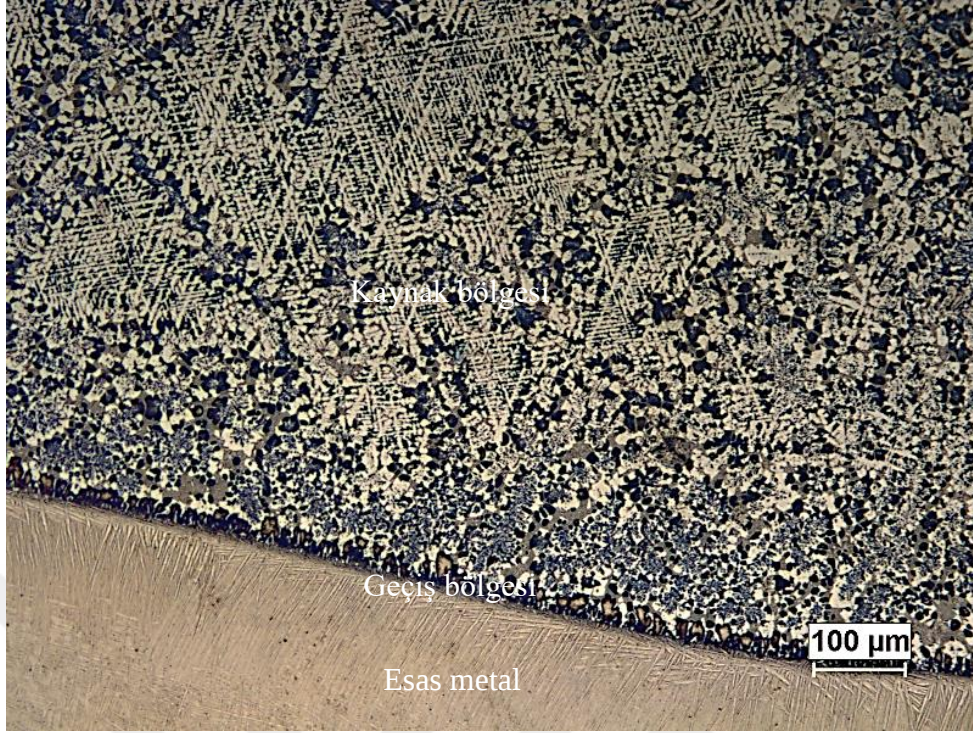
Denklem (1) kullanılarak 90A, 100A ve 110A için ısı girdileri bulunur.

90A için 1,836 kJ/mm,

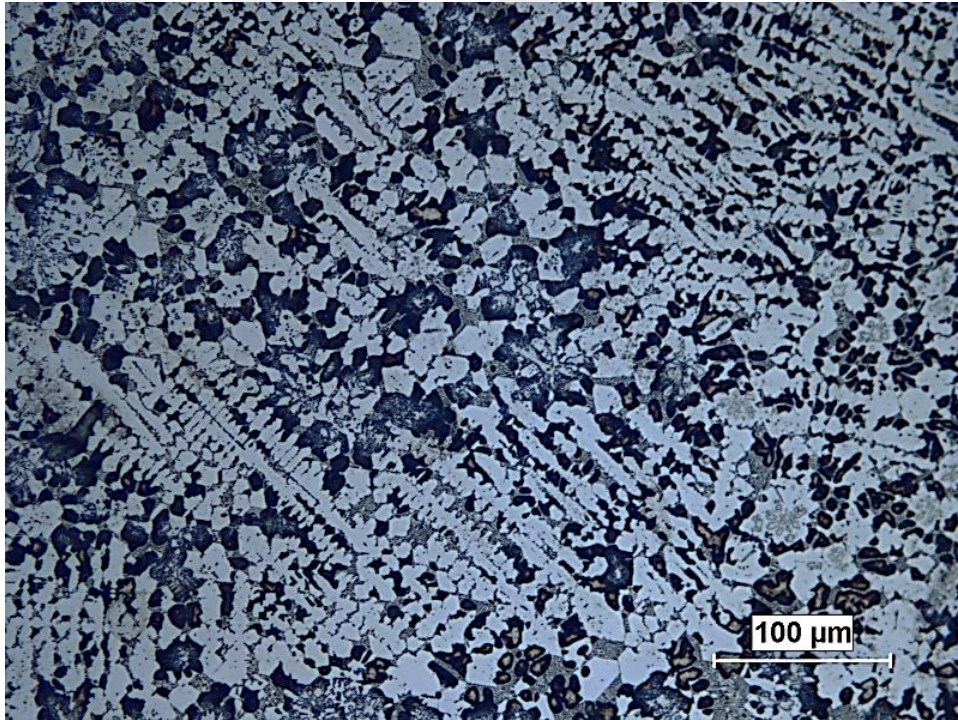
100A için 2,04 kJ/mm,

110A için 2,244 kJ/mm

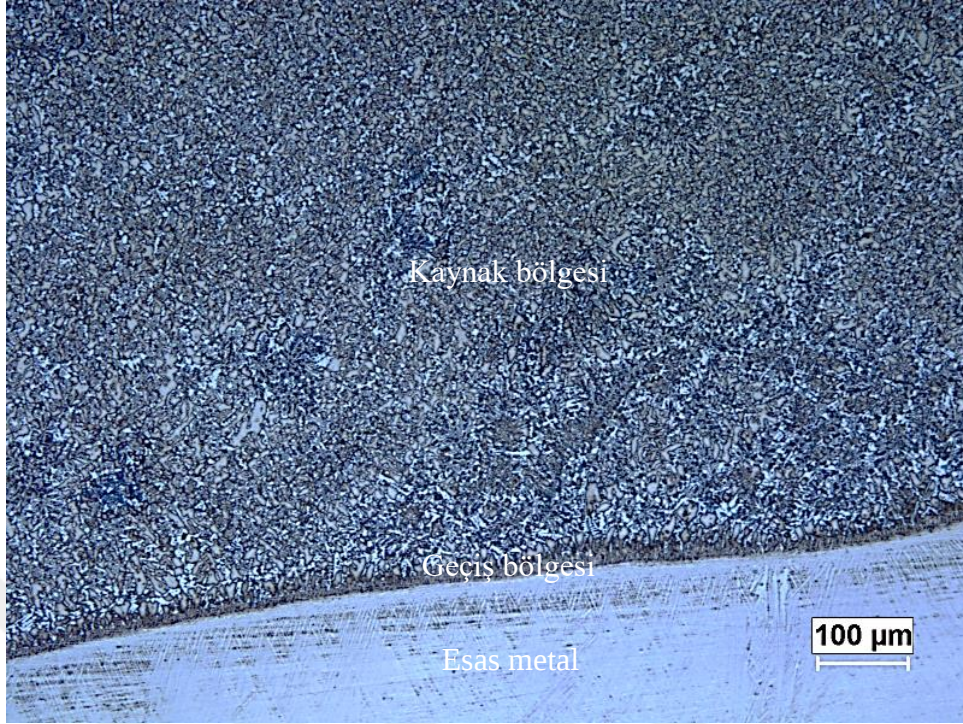
Sodyum silikat ile hazırlanan deney çalışmasına ait mikroskop görüntüleri Şekil 6.51- 6.62’de verilmiştir.



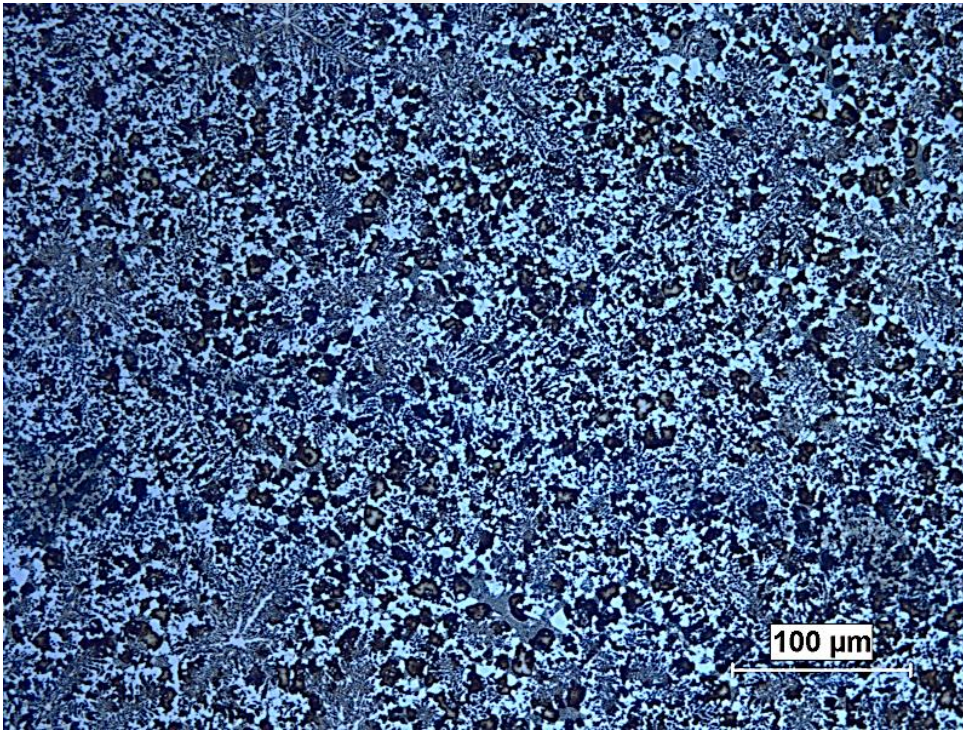
Şekil 6.51. N7_90A_NiAl_SH numunesi 100X büyütme.



Şekil 6.52. N7_90A_NiAl_SH numunesi 200X büyütme.



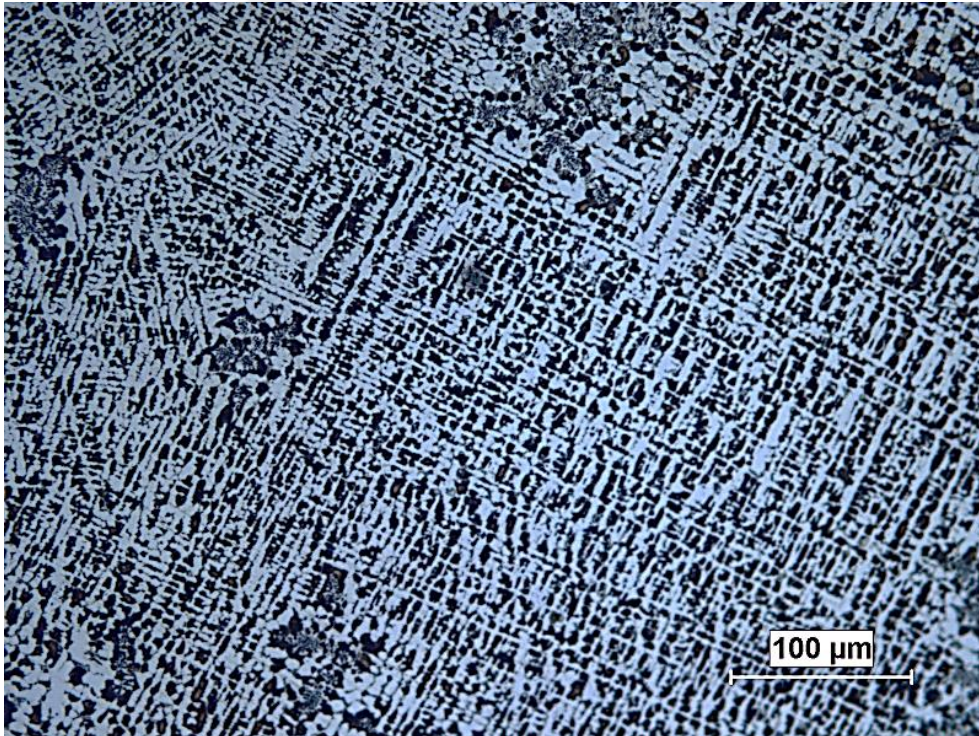
Şekil 6.53. N8_100A_NiAl_SH numunesi 100X büyütme.



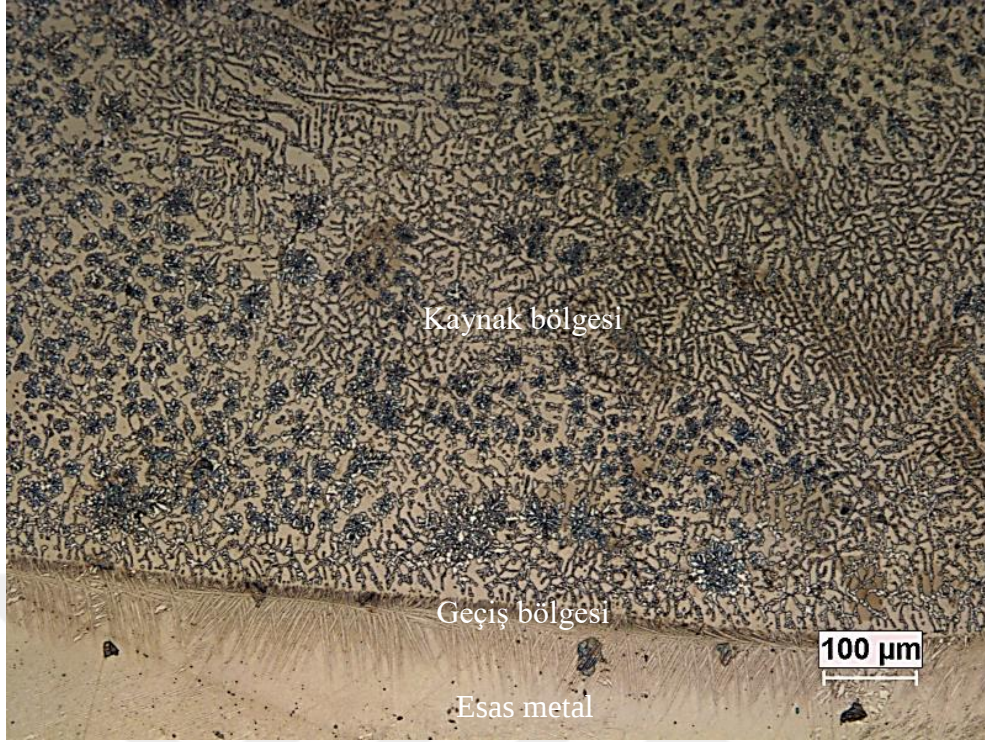
Şekil 6.54. N8_100A_NiAl_SH numunesi 200X büyütme.



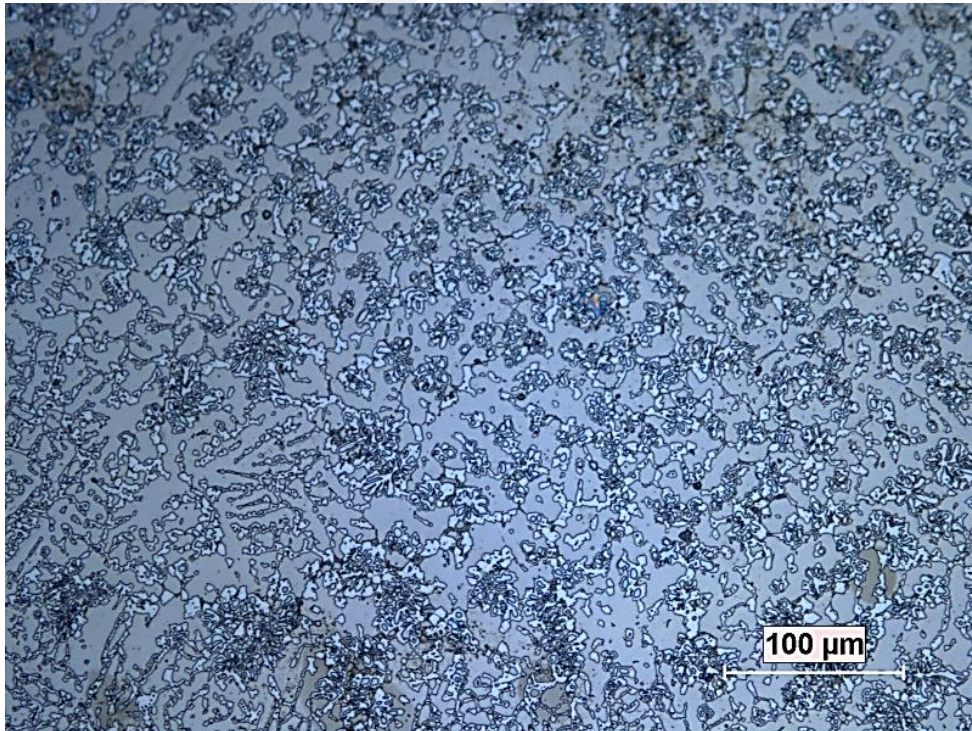
Şekil 6.55. N9_110A_NiAl_SH numunesi 100X büyütme.



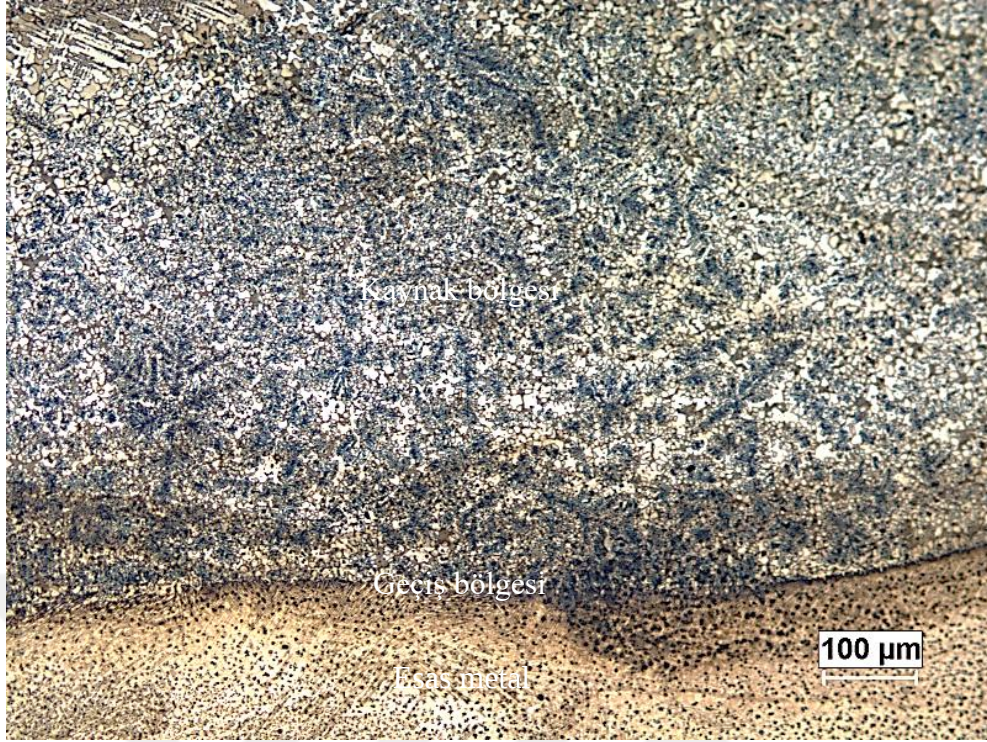
Şekil 6.56. N9_110A_NiAl_SH numunesi 200X büyütme.



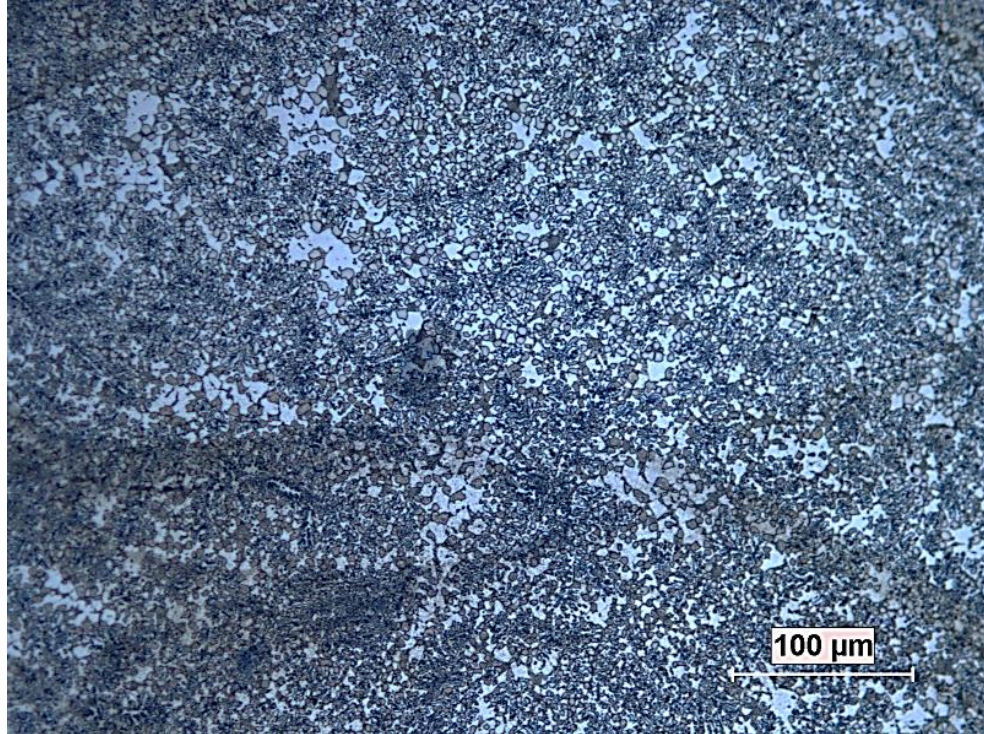
Şekil 6.57. N10_90A_NiAl_SY numunesi 100X büyütme.



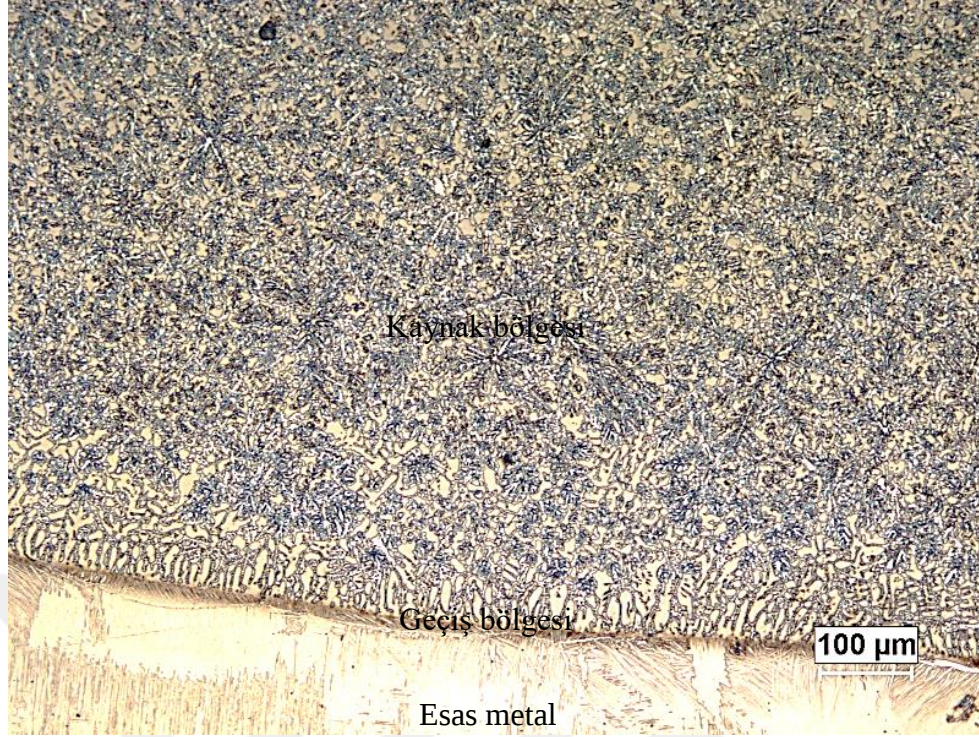
Şekil 6.58. N10_90A_NiAl_SY numunesi 200X büyütme.



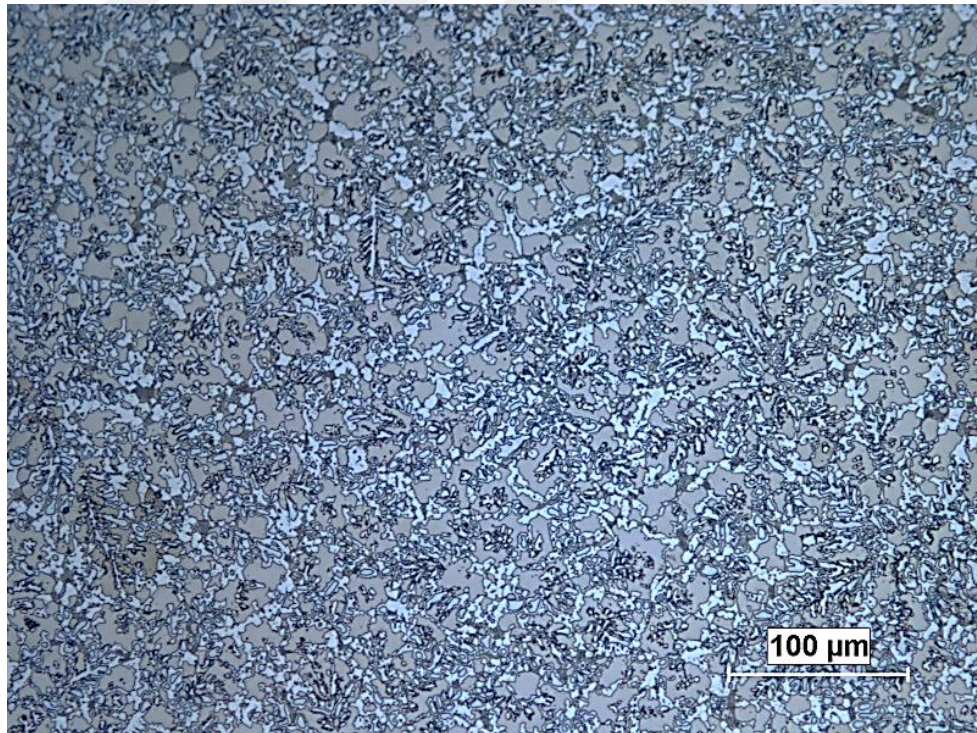
Şekil 6.59. N11_100A_NiAl_SY numunesi 100X büyütme.



Şekil 6.60. N11_100A_NiAl_SY numunesi 200X büyütme.

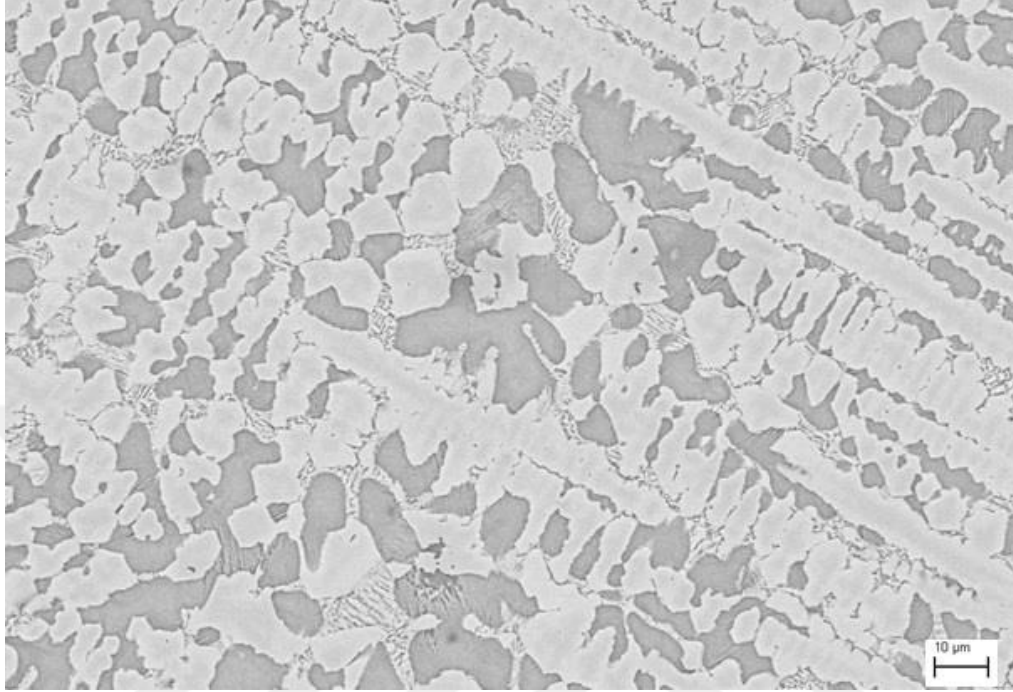


Şekil 6.61. N12_110A_NiAl_SY numunesi 100X büyütme.

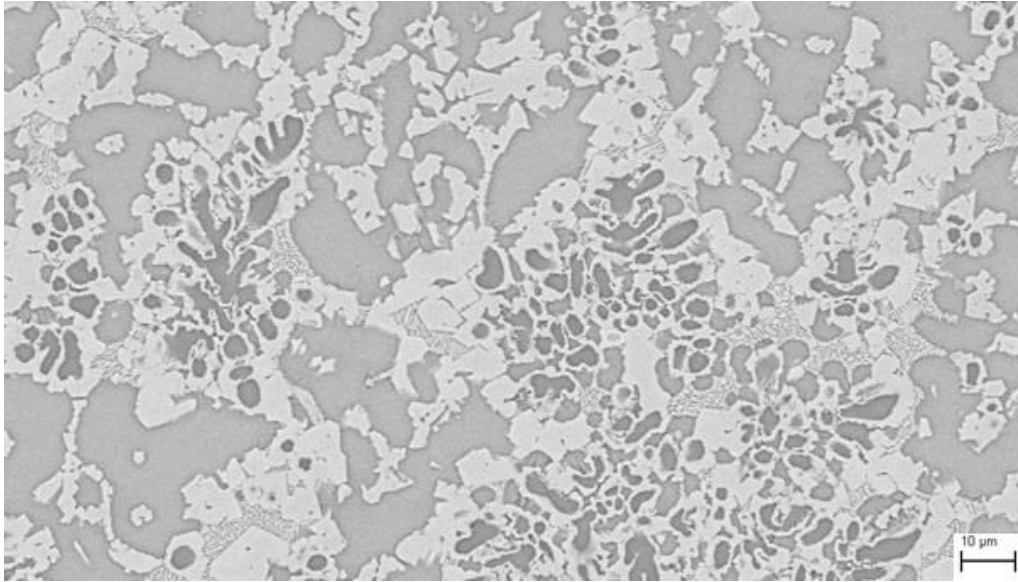


Şekil 6.62. N12_110A_NiAl_SY numunesi 200X büyütme.

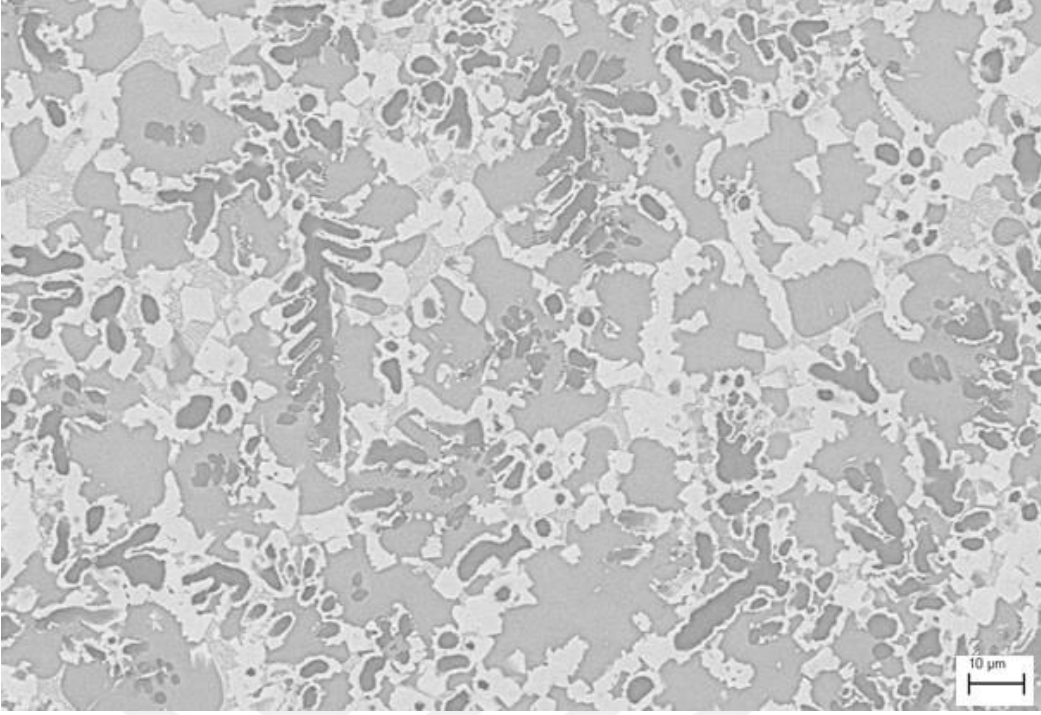
Numunelerin mikroyapısı Zeiss EVO50 SEM ile geri yansıyan elektronla 2000X büyütmede incelenmiştir (Şekil 6.63- 6.68).



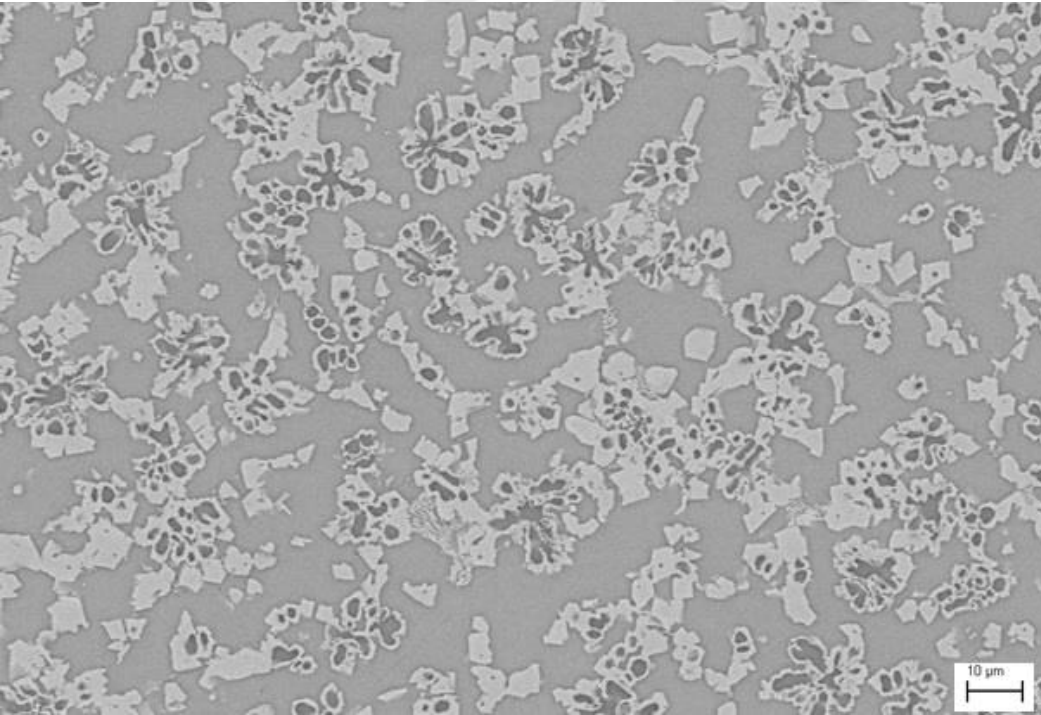
Şekil 6.63. N7_90A_NiAl_SH numunesi SEM görüntüsü.



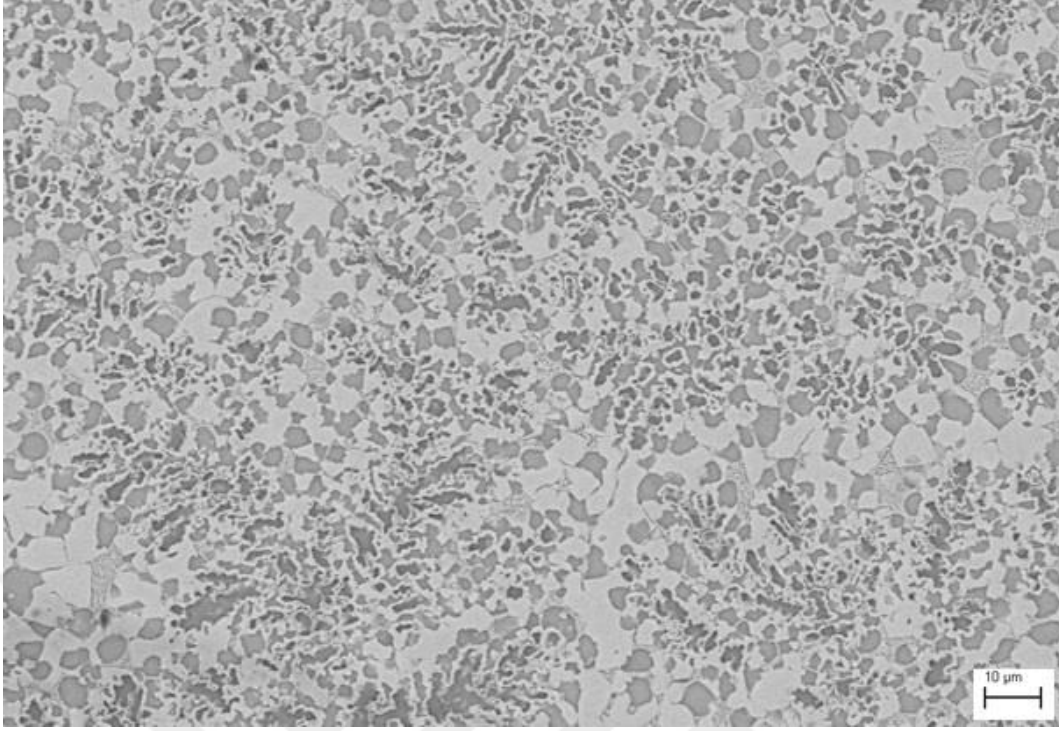
Şekil 6.64. N8_100A_NiAl_SH numunesi SEM görüntüsü.



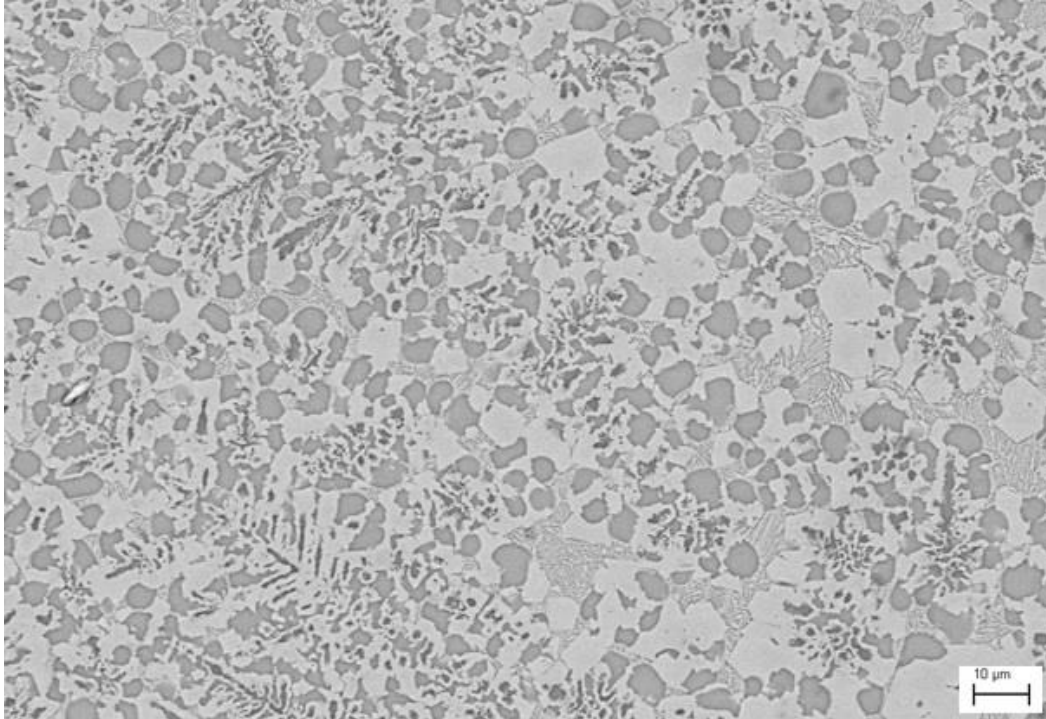
Şekil 6.65. N9_110A_NiAl_SH numunesi SEM görüntüsü.



Şekil 6.66. N10_90A_NiAl_SY numunesi SEM görüntüsü.

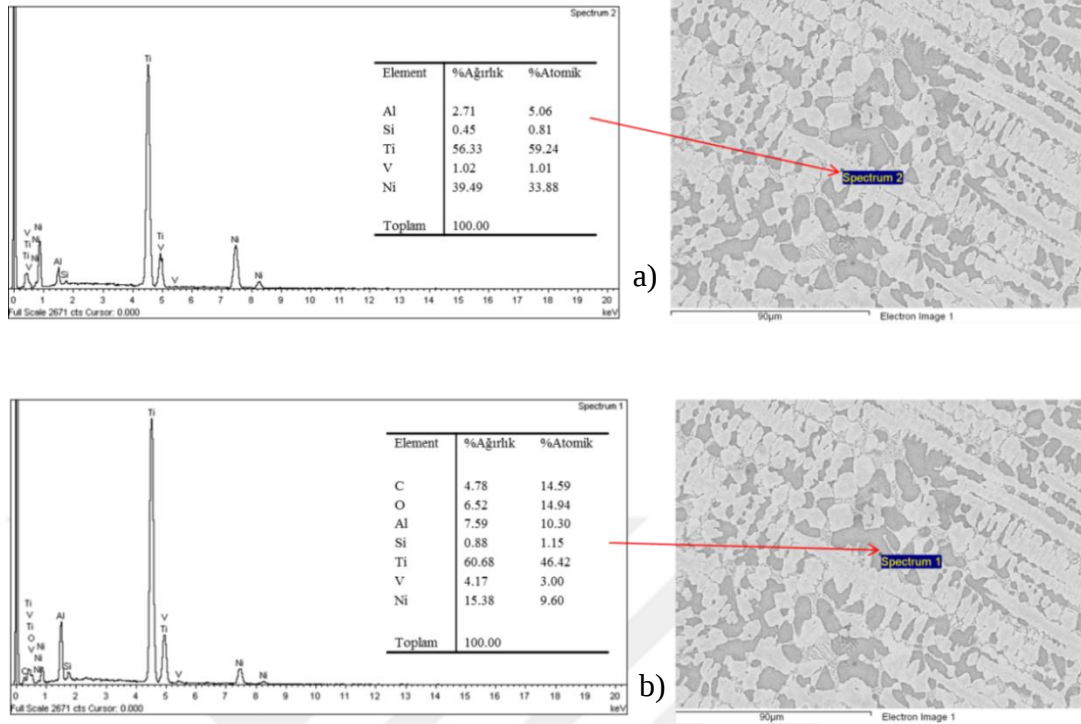


Şekil 6.67. N11_100A_NiAl_SY numunesi SEM görüntüsü.

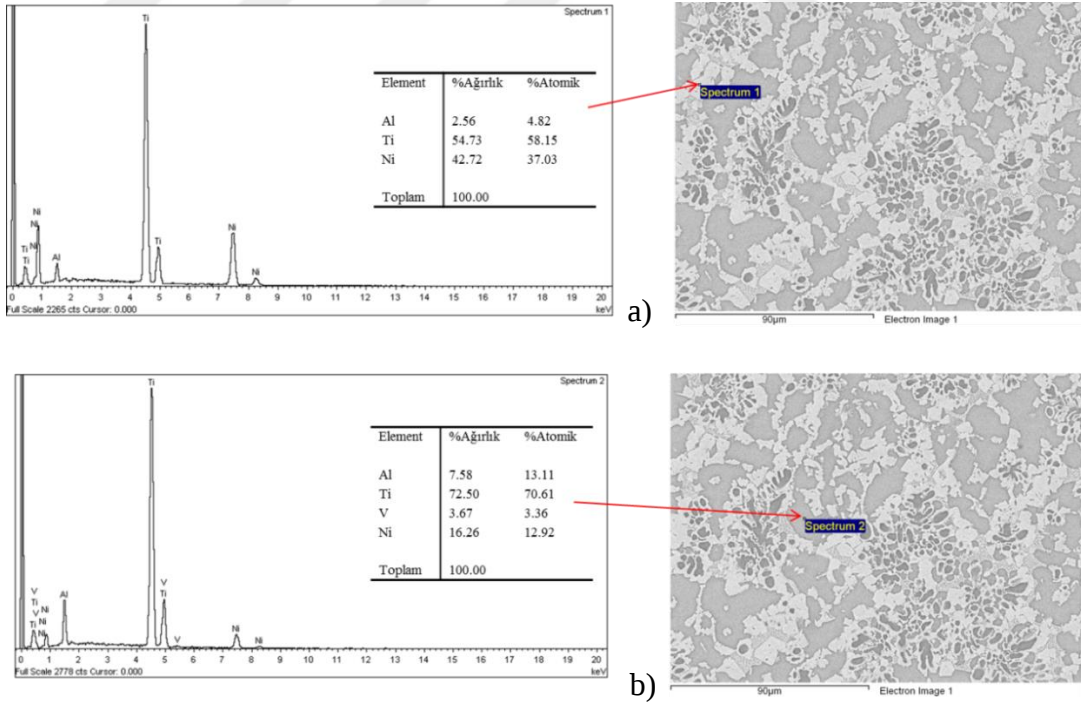


Şekil 6.68. N12_110A_NiAl_SY numunesi SEM görüntüsü.

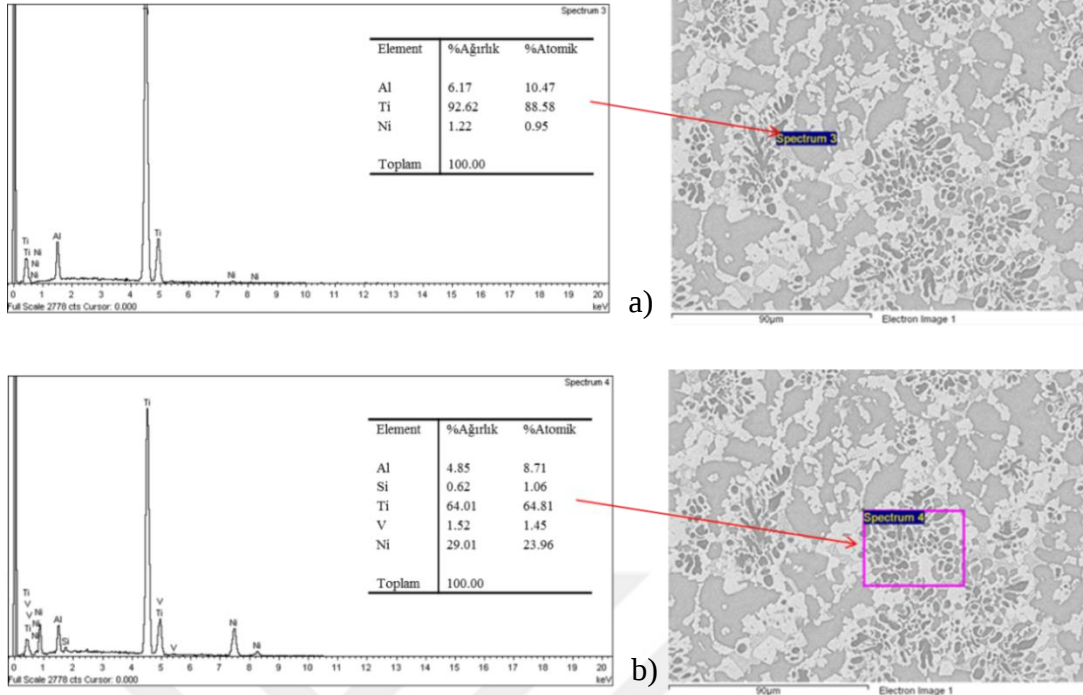
Numunelere EDX analizleri yapılmıştır (Şekil 6.69- 6.79).



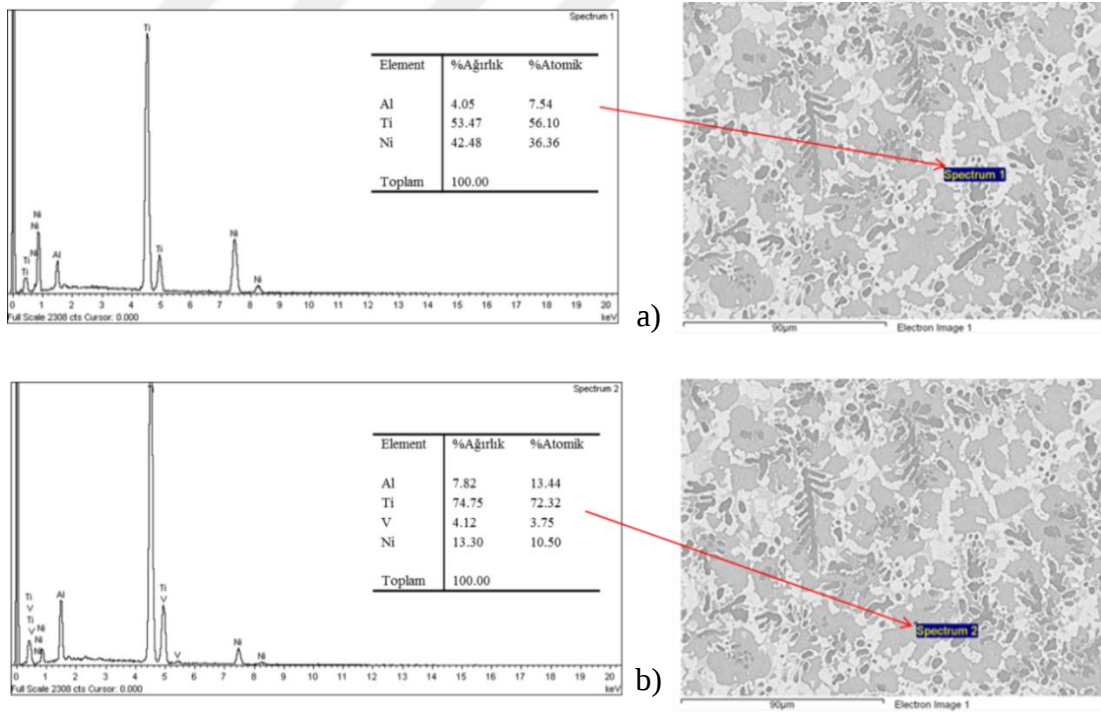
Şekil 6.69. N7_90A_NiAl_SH numunesi EDX analizi : a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



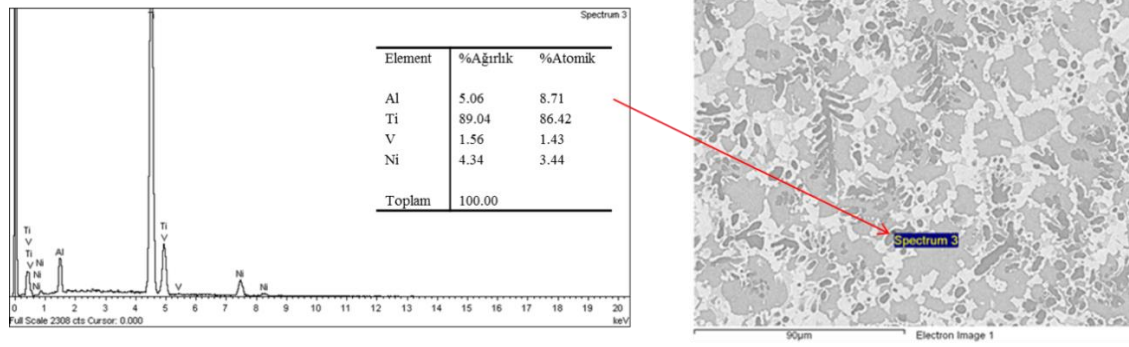
Şekil 6.70. N8_100A_NiAl_SH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



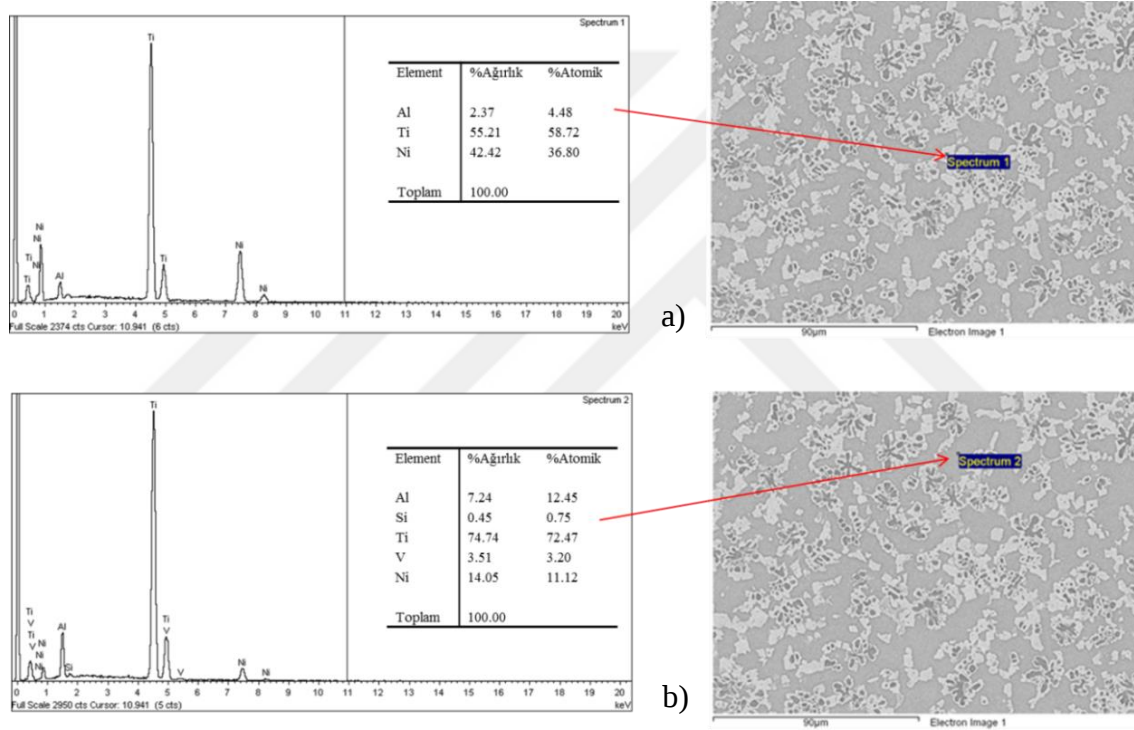
Şekil 6.71. N8_100A_NiAl_SH numunesi EDX analizi: a) 3. Nokta , b) 4. Alan



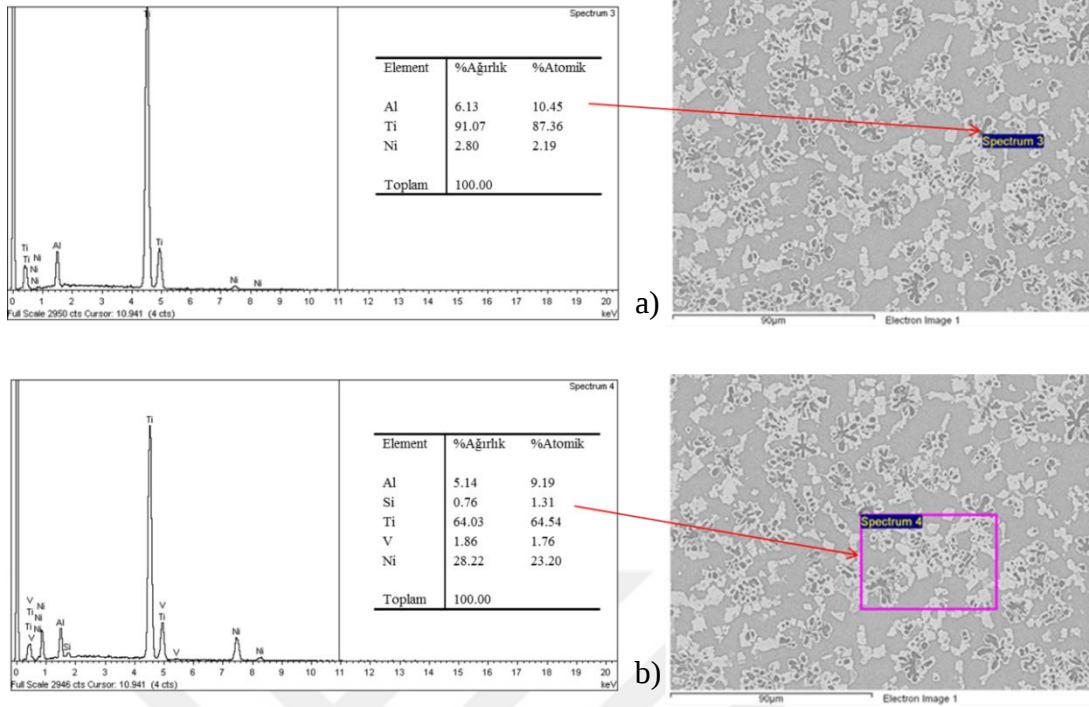
Şekil 6.72. N9_110A_NiAl_SH numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



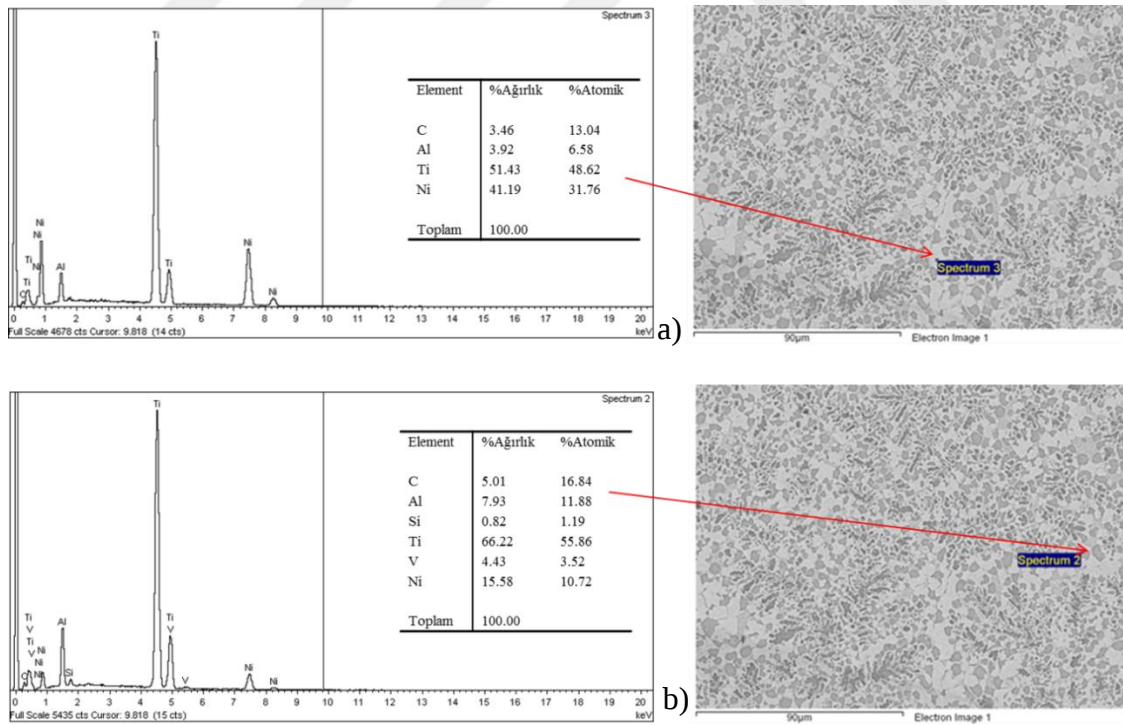
Şekil 6.73. N9_110A_NiAl_SH numunesi EDX analizi: 3. Nokta



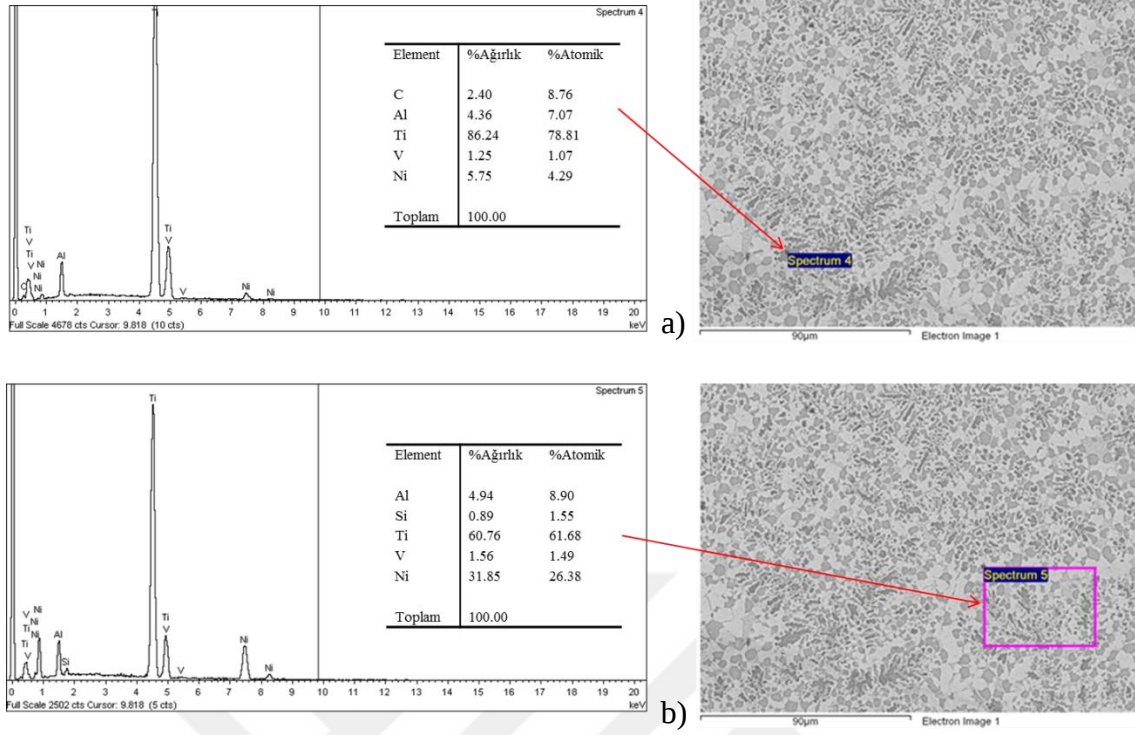
Şekil 6.74. N10_90A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



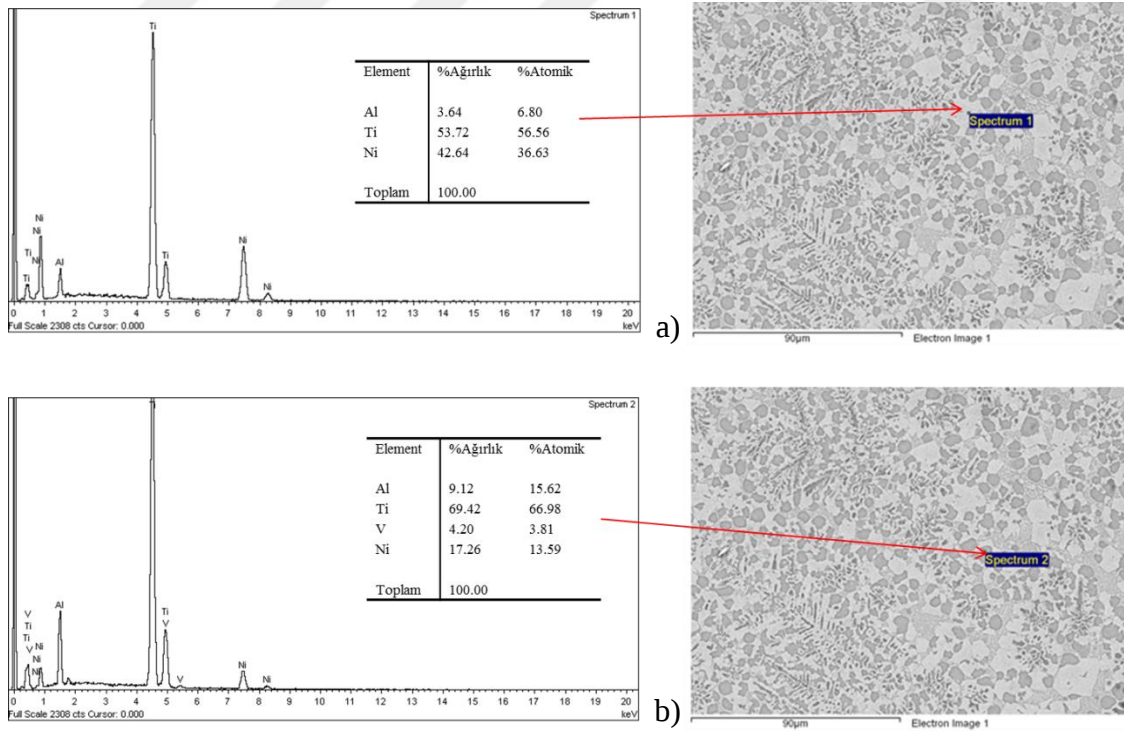
Şekil 6.75. N10_90A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 3. Nokta, b) 4. Alan



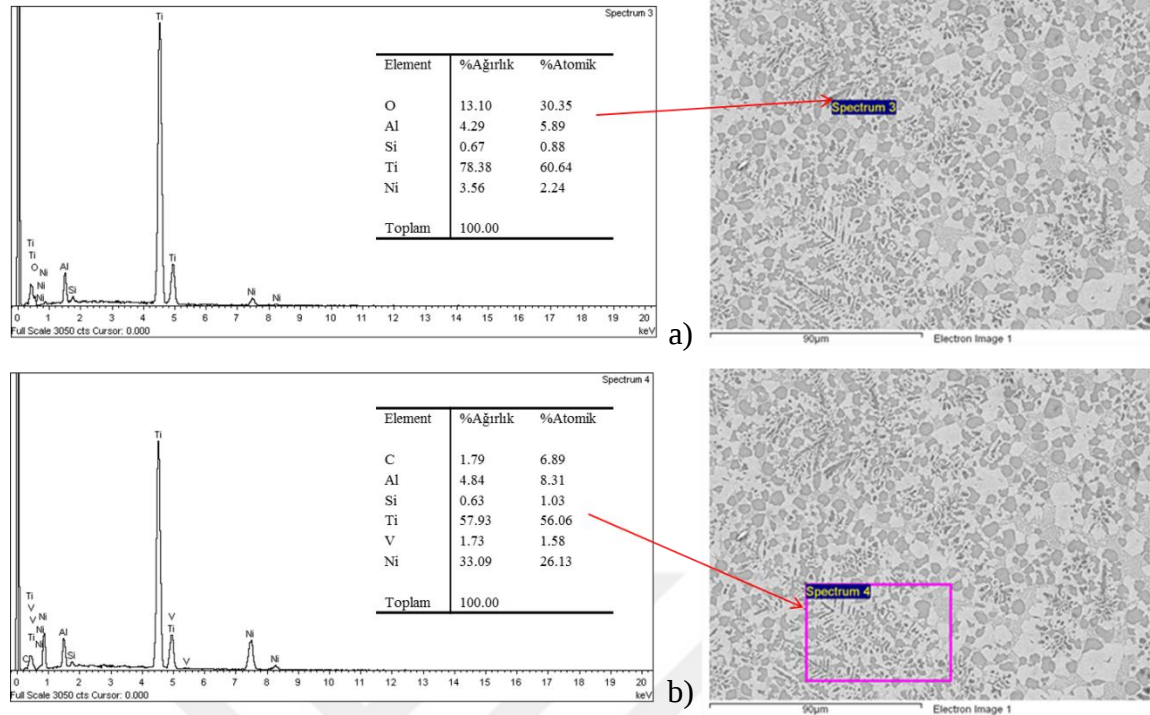
Şekil 6.76. N11_100A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



Şekil 6.77. N11_100A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 3. Nokta, b) 4. Alan



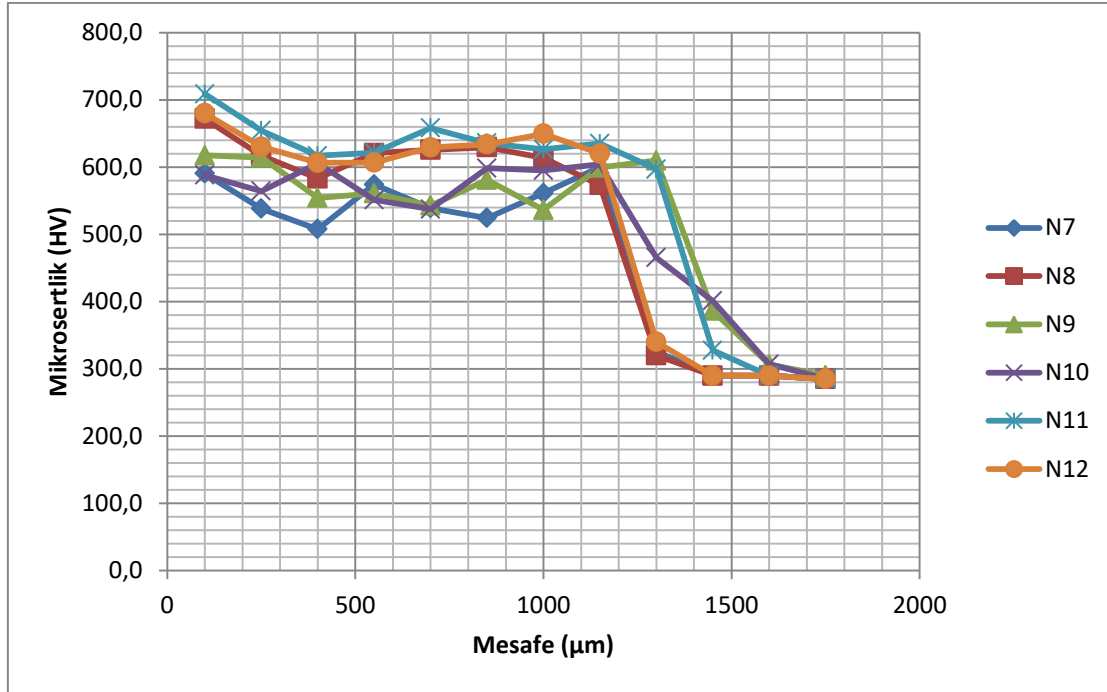
Şekil 6.78. N12_110A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



Şekil 6.79. N12_110A_NiAl_SY numunesi EDX analizi: a) 3. Nokta, b) 4. Alan

SEM görüntülerine incelendiğinde artan akım ve soğuma hızlarına göre tane boyutlarının küçüldüğü görülmektedir. EDX analizine göre tüm numunelerde Ti, Ni ve Al'den oluşan yapılar mevcuttur.

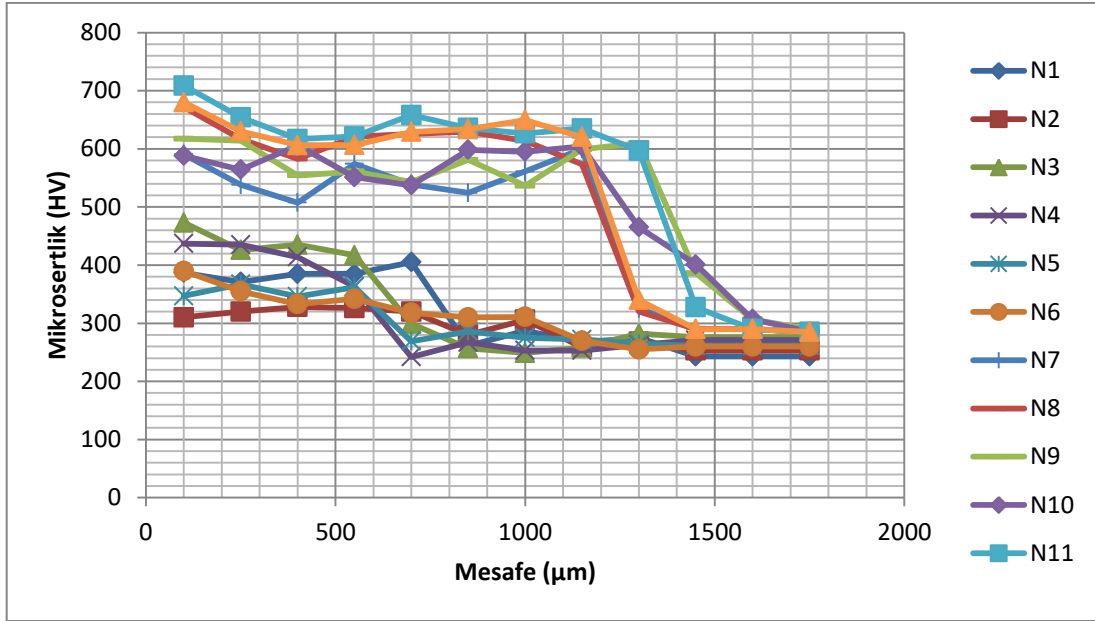
Sertlik ölçümleri 100gf 10 sn süre ile uygulanmıştır. Dış yüzeyden içeriye ilk ölçüm 100 μm ve diğer ölçümler 150 μm aralıklarla 1750 μm mesafeye kadar alınmıştır. Ölçülen sertlik değerleri Şekil 6.80'de verilmiştir.



N7_90A_NiAl_SH	590,5	538,1	507,6	574,0	539,0	524,4	561,1	599,8	325,5	290,0	290,0
N8_100A_NiAl_SH	671,9	616,8	583,0	620,7	625,8	629,4	613,5	573,4	320,2	290,0	290,0
N9_110A_NiAl_SH	617,4	614,3	554,4	561,0	542,9	580,9	536,4	599,2	609,8	386,2	306,6
N10_90A_NiAl_SY	588,1	564,2	605,8	551,3	537,3	598,4	594,9	604,0	465,2	401,0	307,0
N11_100A_NiAl_SY	708,7	654,3	616,9	621,3	658,0	635,7	626,3	634,9	596,9	327,5	290,0
N12_110A_NiAl_SY	680,0	630,2	606,3	606,7	629,3	633,8	649,5	620,3	340,2	290,0	290,0

Şekil 6.80. Sertlik değerleri.

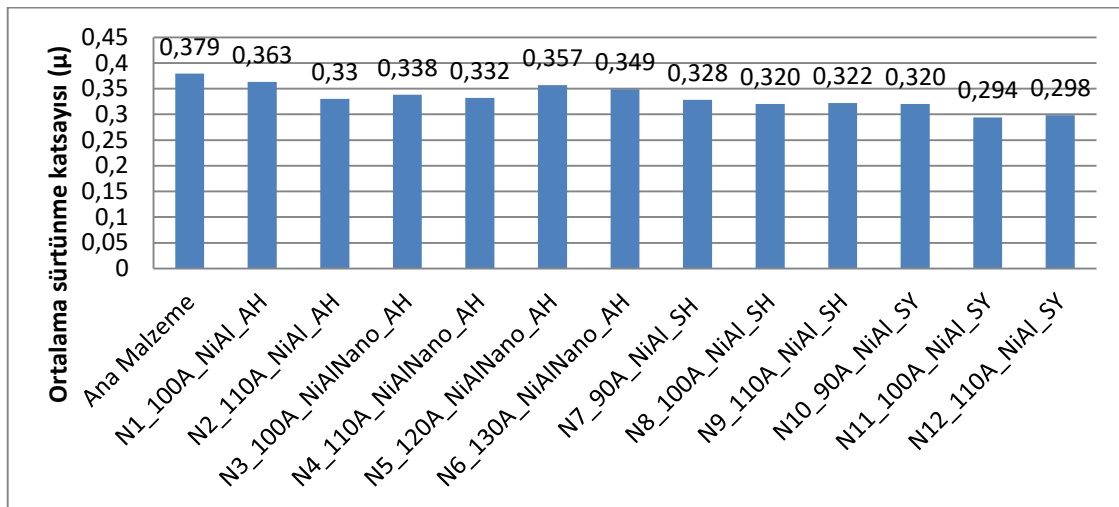
N11 708,7HV değeri ile en yüksek sertlik değeri görülmüştür. N12 680HV sertlik değeri ile N11'e yakın sertlik değerleri ölçülmüştür. N8 625HV ortalama değeri ile N11 ve N12 numunelerini izlemektedir. N9 ve N10 nispeten daha düşük sertlik değerlerine sahiptir. En düşük sertlik değeri 507,2HV değeri ile N7 numunesinde ölçülmüştür. PTA yapılan tüm numunelerde PTA yapılmayan ana malzemeye göre (260HV) 2 ile 2,7 kat sertlik artışı olmuştur. N1- N12 numunelerine ait sertlik değerleri Şekil 6.81'de verilmiştir.



Şekil 6.81. N1- N12 sertlik değerleri.

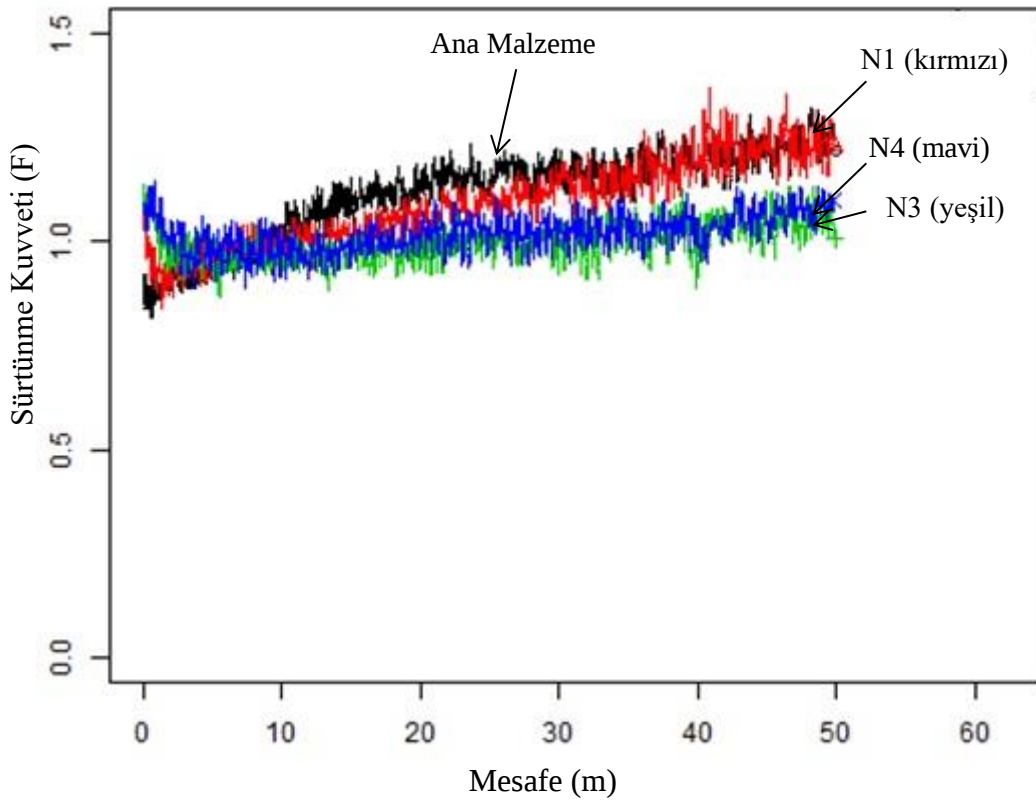
Alkol ve sodyum silikat karıştırılarak yapılan çalışmalar incelendiğinde. Sodyum silikat ile yapılan çalışmalarda metal tozunun daha iyi yapışması sağlandığı için kaynak derinliğinin 550μm değerlerinden 1450μm değerlerine arttığı görülmektedir. Ayrıca sertlik değerlerinde 1,5 kata varan artışlar söz konusudur.

Aşınma testi sonucunda kayma mesafesine bağlı olarak ortalama sürtünme katsayısı Şekil 6.82’de verilmiştir.



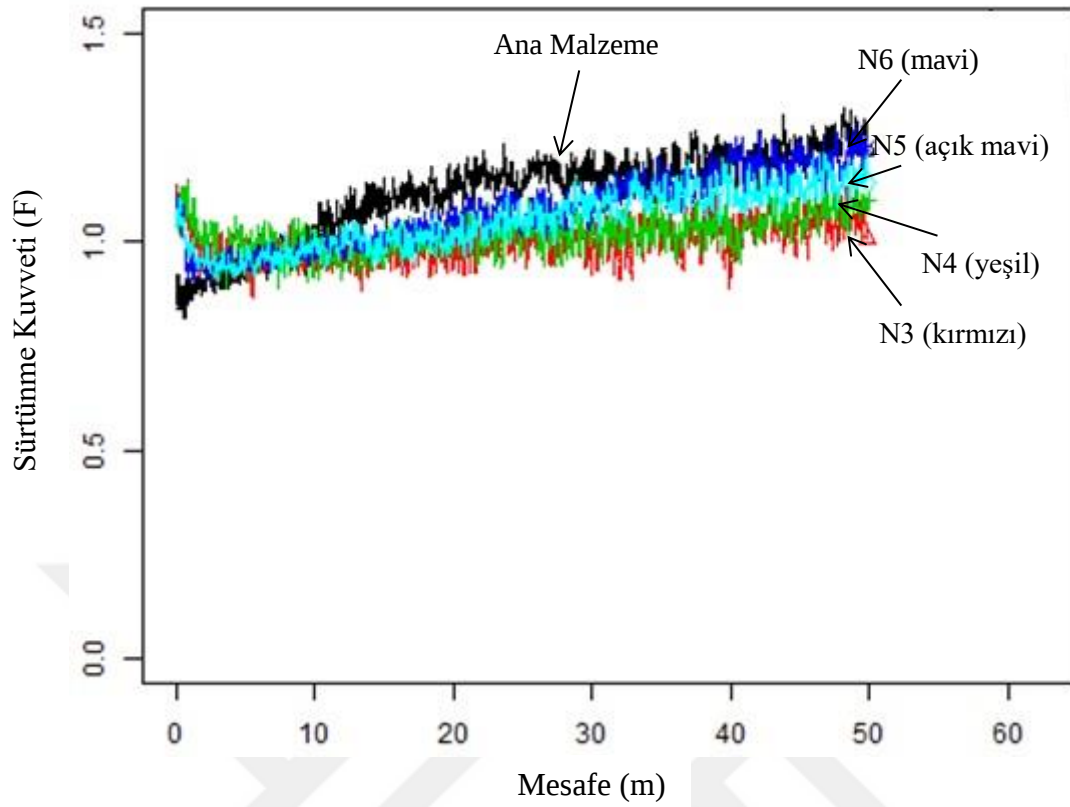
Şekil 6.82. Kayma mesafesine bağlı olarak ortalama sürtünme katsayısı.

N11 numunesinde $0,294 \mu$ ile en düşük sürtünme katsayısı değeri görülmüştür. N12 $0,298 \mu$ ile N11'e yakın değerdedir. Altlık malzemede $0,379 \mu$ değeri ölçülmüştür. Sodyum silikat ve alkol ile yapılan numuneler kıyaslandığında, sodyum silikat ile hazırlanan numunelerde daha düşük ortalama sürtünme katsayıları elde edilmiştir. 100A ve 110A değerlerinde nano Al_2O_3 katılan numuneler N3 ve N4 ile sadece Ni/Al tozu kullanılan N1 ve N2 incelendiğinde, N3 ve N4'ün daha düşük değerlere sahip olduğu görülmüştür. Bu da nano Al_2O_3 'ün yapıyı etkilediğini göstermektedir. Havada soğuma yapılan N7, N8, N9 ile yağda soğuma yapılan N10, N11, N12 kıyaslandığında, yağda soğutulan N10, N11, N12 değerlerinin daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu durum hızlı soğuma yapılan numunelerde daha yüksek sertlik değerleri elde edilmesine neden olmuş ve bu sayede ortalama sürtünme katsayı değerlerini olumlu yönde etkilemiştir.



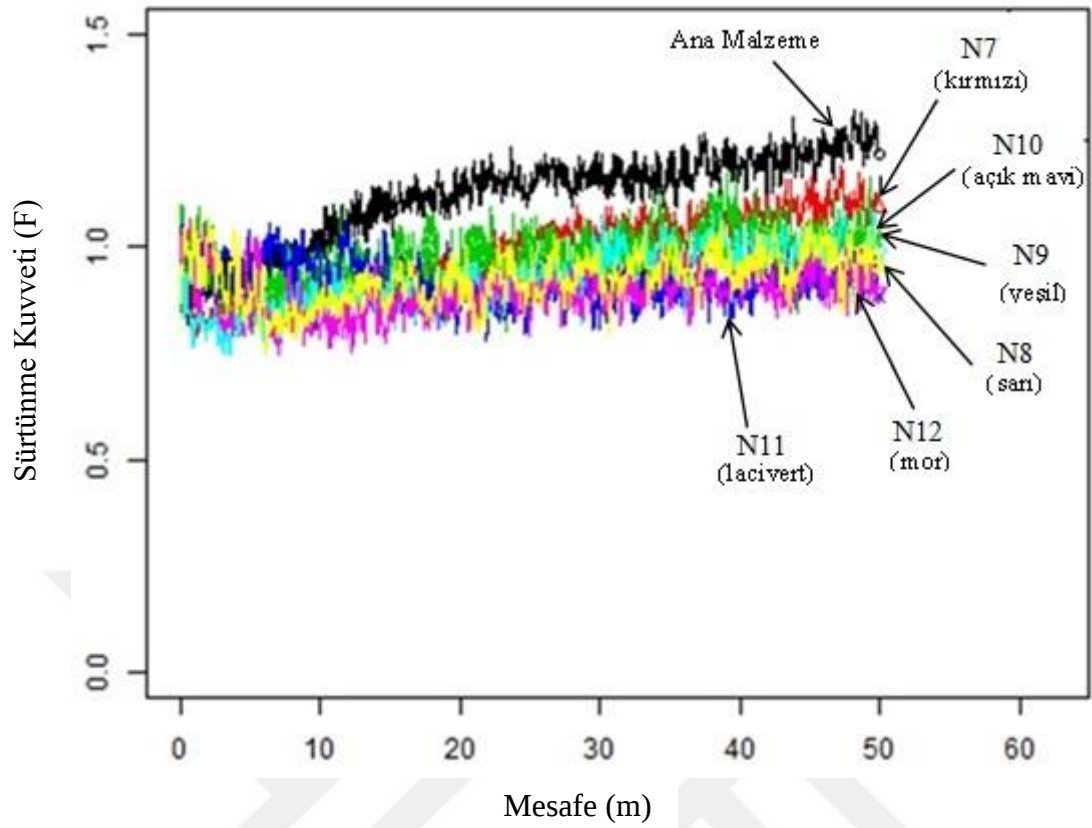
Şekil 6.83. Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti (N1, N3, N4 değerleri).

Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti grafikleri Şekil 6.83- 6.85'de verilmiştir. N1 30m'den sonra PTA uygulanmayan ana malzeme Ti6Al4V değerlerine geldiği görülmüştür. Nano Al_2O_3 ilave edilen numuneler N3 ve N4 benzer değerlerde olup ana malzemeye göre daha düşük değerlerdedir.



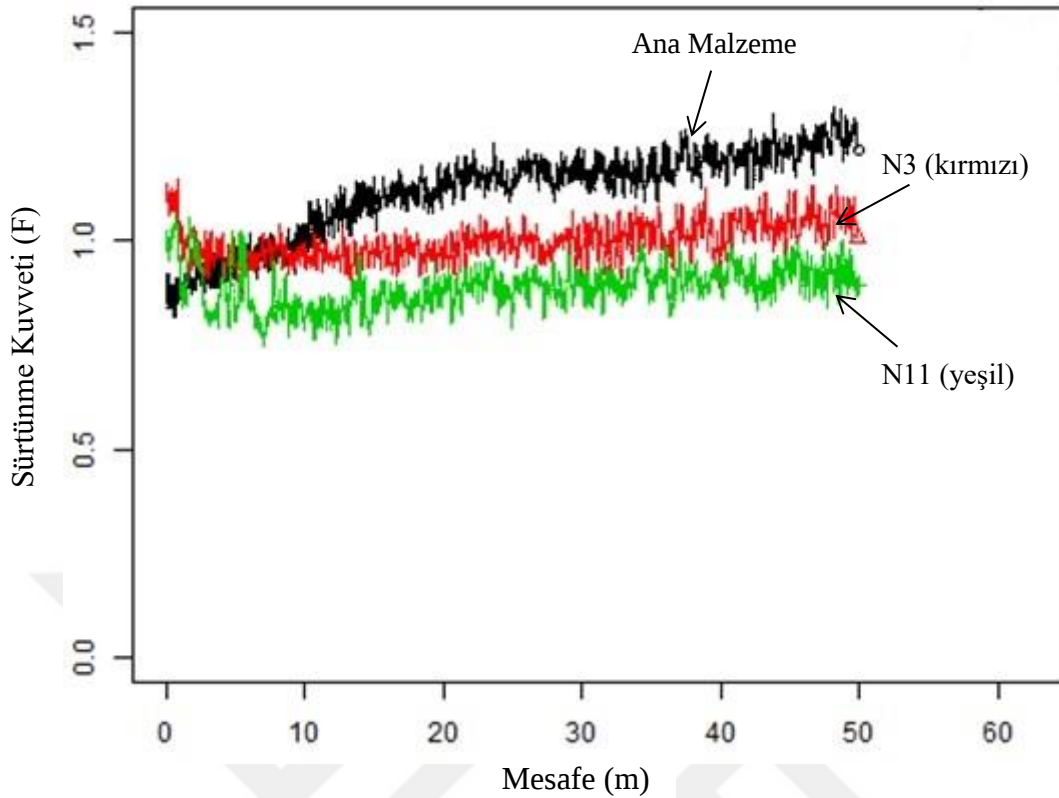
Şekil 6.84. Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti (N3, N4, N5, N6 değerleri).

Nano Al_2O_3 ilave edilen N3, N4, N5, N6 kodlu numuneler kıyaslandığında, en düşük sürtünme kuvveti değeri 100A değeri uygulanan N3 ve 110A değeri ile N4’de elde edilmiştir. Onları 120A değeri ile N5 ve 130A değeri ile N6 takip etmektedir.



Şekil 6.85. Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti (N7, N8, N9, N10, N11, N12 değerleri).

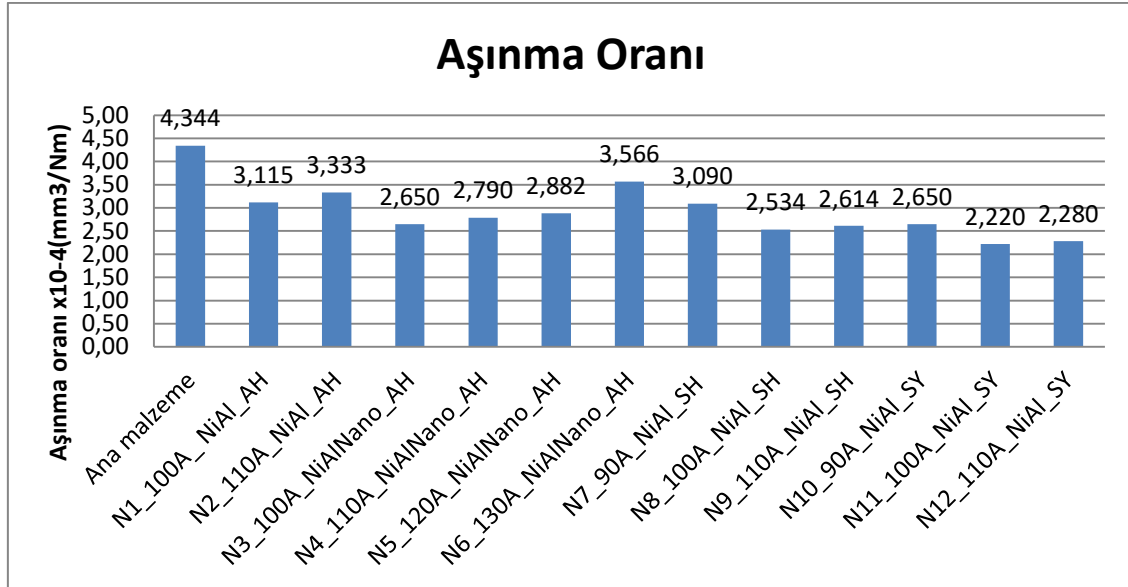
Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvvetleri incelendiğinde (Şekil 6.85) PTA yapılan numuneler alt malzemeden daha iyi sonuçlar ortaya koymuştur. En iyi sonuç veren N11 ve N12’de benzerlik görülmektedir. Bunları sırasıyla N8, N9, N10 ve N7 izlemektedir.



Şekil 6.86. Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti (N3, N11 kıyaslaması).

Alkol ve sodyum silikat ile hazırlanan deney çalışmalarındaki en düşük sürtünme kuvvetine sahip N3 ve N11, ana malzeme ile kıyaslandığında, en düşük değerin N11’de olduğu görülmektedir (Şekil 6.86). N11’in sürtünme kuvveti değeri N3 değerinden yaklaşık %25 oranında ve ana malzemeye göre %50 oranında daha azdır.

Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti grafikleri incelendiğinde, sürtünme kuvvetinin ilk başlangıçta dalgalandığı görülmektedir. Bunun nedeni yüzeyde 1-4µm kalınlığında oksit tabakasının olmasıdır. Aşınma başladığında WC küre ilk etapta TiO₂ oksit filmi ile temas eder. Bu aşamada sürtünme kuvveti düşer ve oksit filmi kırılıp ana malzeme ile temas başladığında sürtünme kuvveti artmaya başlar (Wang vd., 2011).

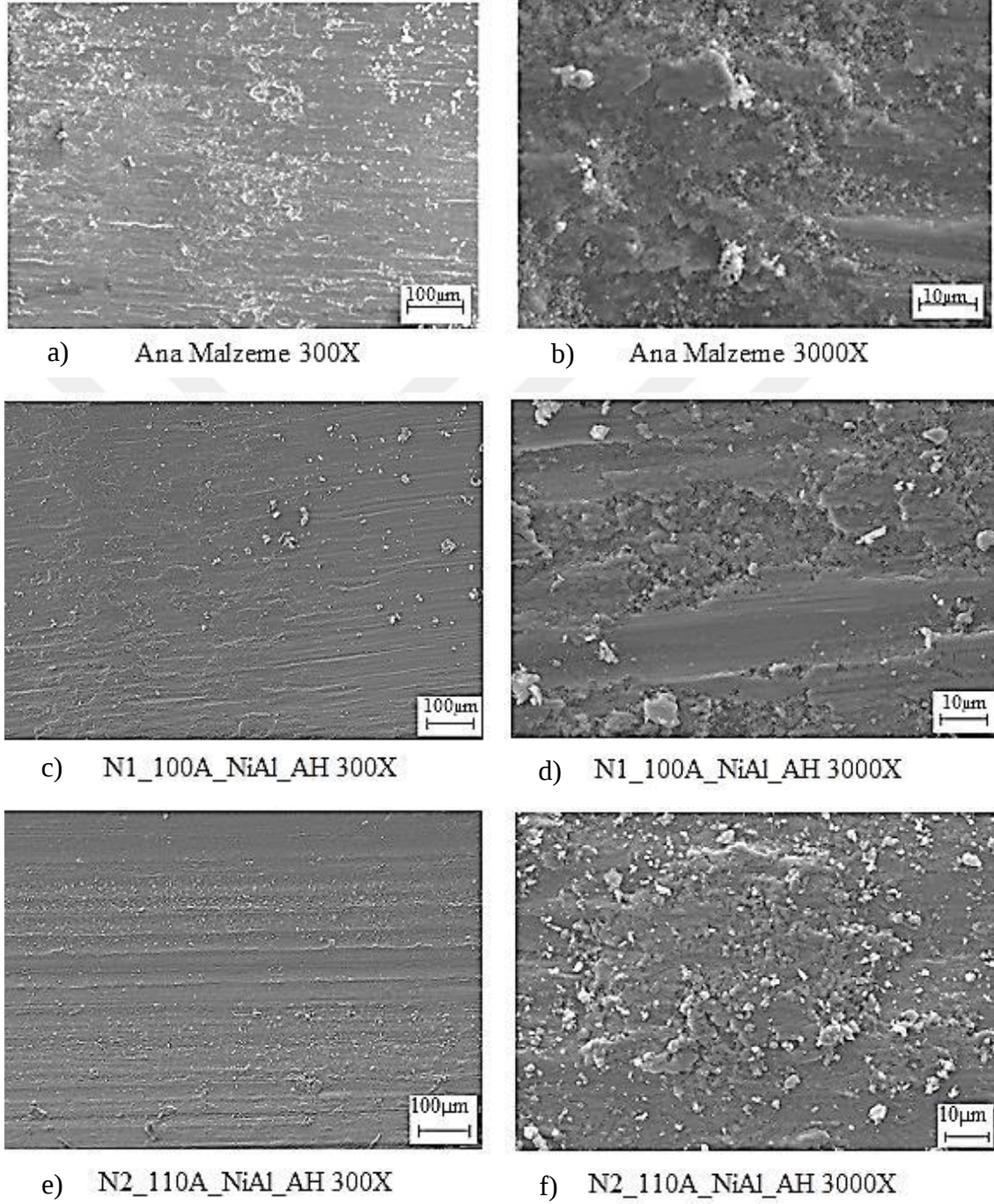


Şekil 6.87. Malzemelere göre aşınma oranı.

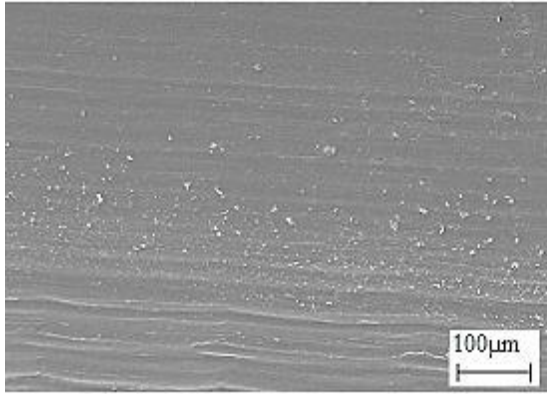
Malzemelere göre aşınma oranı Şekil 6.87’de verilmiştir. PTA ile yüzey kaplama yapılan numunelerin aşınma oranının ana malzemeden daha düşük olduğu görülmektedir. En düşük aşınma oranının N11’dedir ve PTA yapılmayan ana malzemeye göre 2,05 kat daha az aşınma göstermiştir. N12, N11’e yakın değerlere sahiptir. 90A ile yapılan N10 ve N7, 100A ve 110A’a göre daha yüksek aşınma değerleri göstermiştir. Yağda soğutulan tüm numuneler havada soğutulanlara göre 0,86-0,87 oranında daha az aşınma değerlerine sahiptir. Nano Al₂O₃ katılan numuneler arasında en düşük aşınma oranı 100A ile N3’e aittir ve nano Al₂O₃ ilave edilmesi ile aynı akım değerlerinde yaklaşık %20 oranında iyileşme sağlanmıştır.

Elde edilen bu sonuçlar, sertlik değerleri ile aşınma oranları arasında ilişkiyi ortaya koymaktadır. PTA sonrası yağda soğuma ile soğuma hızı arttırılan numunelerde havada soğuma yapılan numunelere göre tane boyutlarındaki küçülme ile birlikte sertlik değerlerindeki artış, aşınma oranlarına yansımış olup en yüksek sertliğe sahip N11’de en düşük aşınma oranı tespit edilmiştir. Diğer taraftan yapıya katılan nano Al₂O₃ ile sertliği artan numunelerin aşınma oranları nano Al₂O₃ katılmayan numunelere göre daha az olduğu görülmüştür.

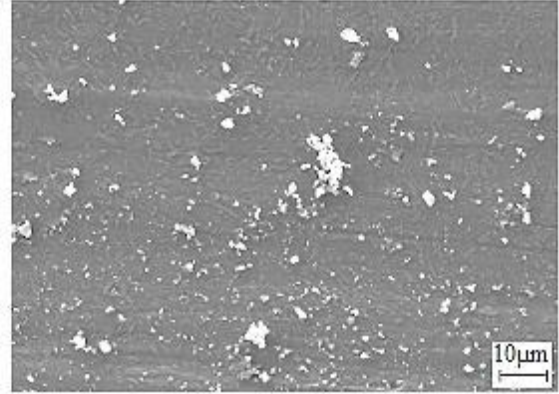
Aşınma deneyi sonrasında yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri 300X ve 3000X olarak alınmıştır (Şekil 6.88- 6.92).



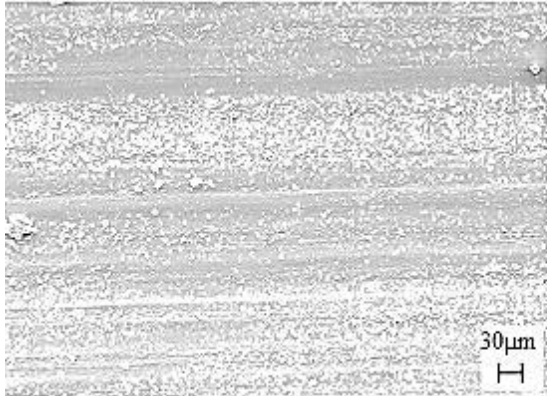
Şekil 6.88. Aşınmış yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri: a) Ana malzeme 300X, b) Ana malzeme 3000X, c) N1 300X, d) N1 3000X, e) N2 300X, f) N2 3000X



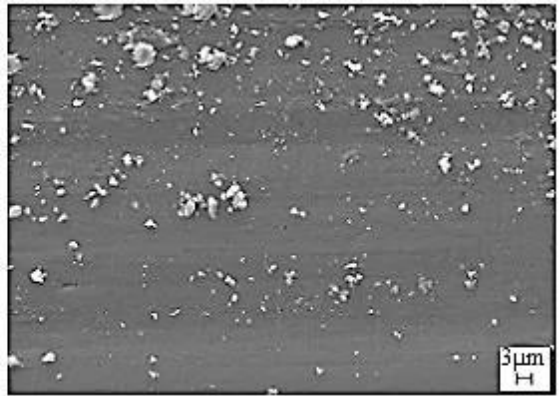
a) N3_100A_NiAlNano_AH 300X



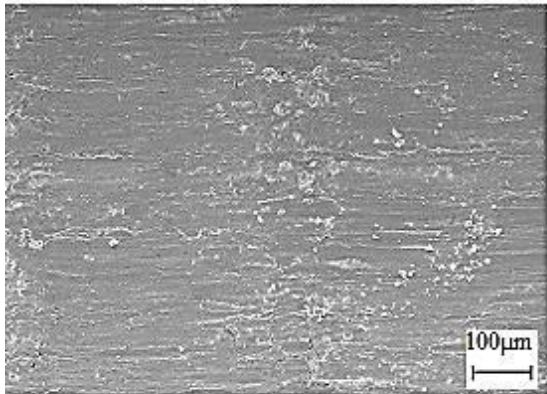
b) N3_100A_NiAlNano_AH 3000X



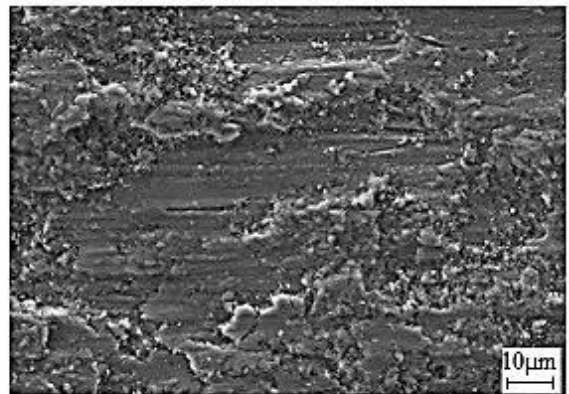
c) N4_110A_NiAlNano_AH 300X



d) N4_110A_NiAlNano_AH 3000X

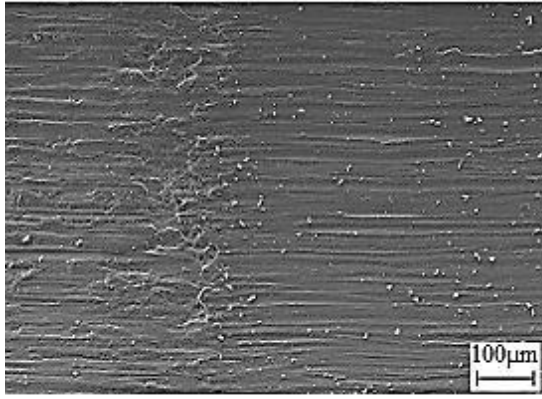


e) N5_120A_NiAlNano_AH 300X

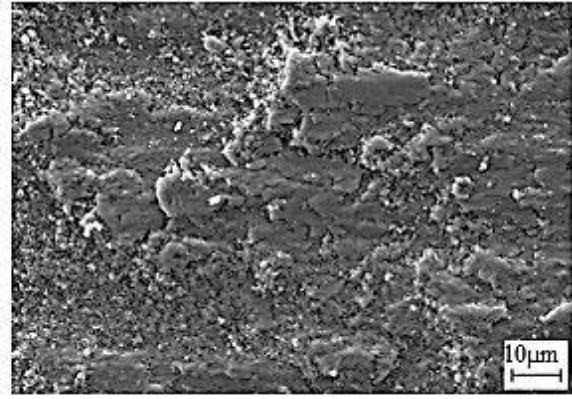


f) N5_120A_NiAlNano_AH 3000X

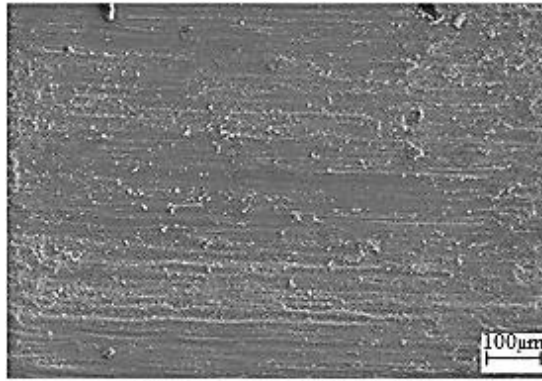
Şekil 6.89. Aşınmış yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri: a) N3 300X, b) N3 3000X, c) N4 300X, d) N4 3000X, e) N5 300X, f) N5 3000X



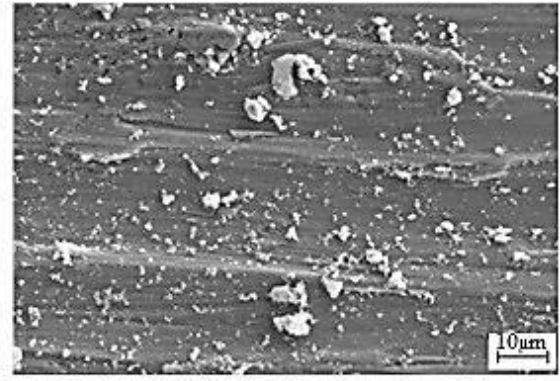
a) N6_130A_NiAlNano_AH 300X



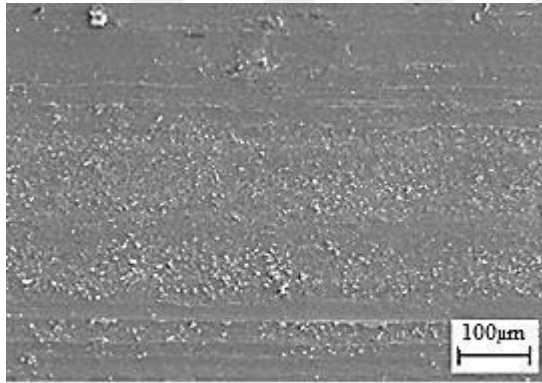
b) N6_130A_NiAlNano_AH 3000X



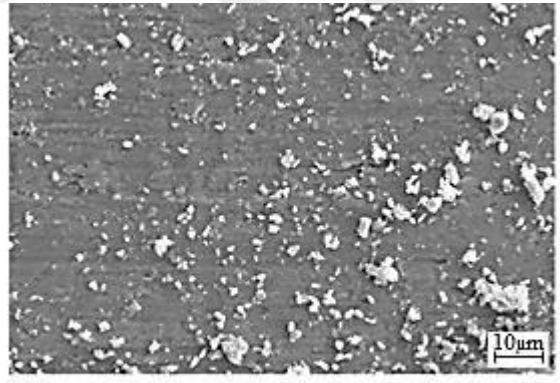
c) N7_90A_NiAl_SH 300X



d) N7_90A_NiAl_SH 3000X

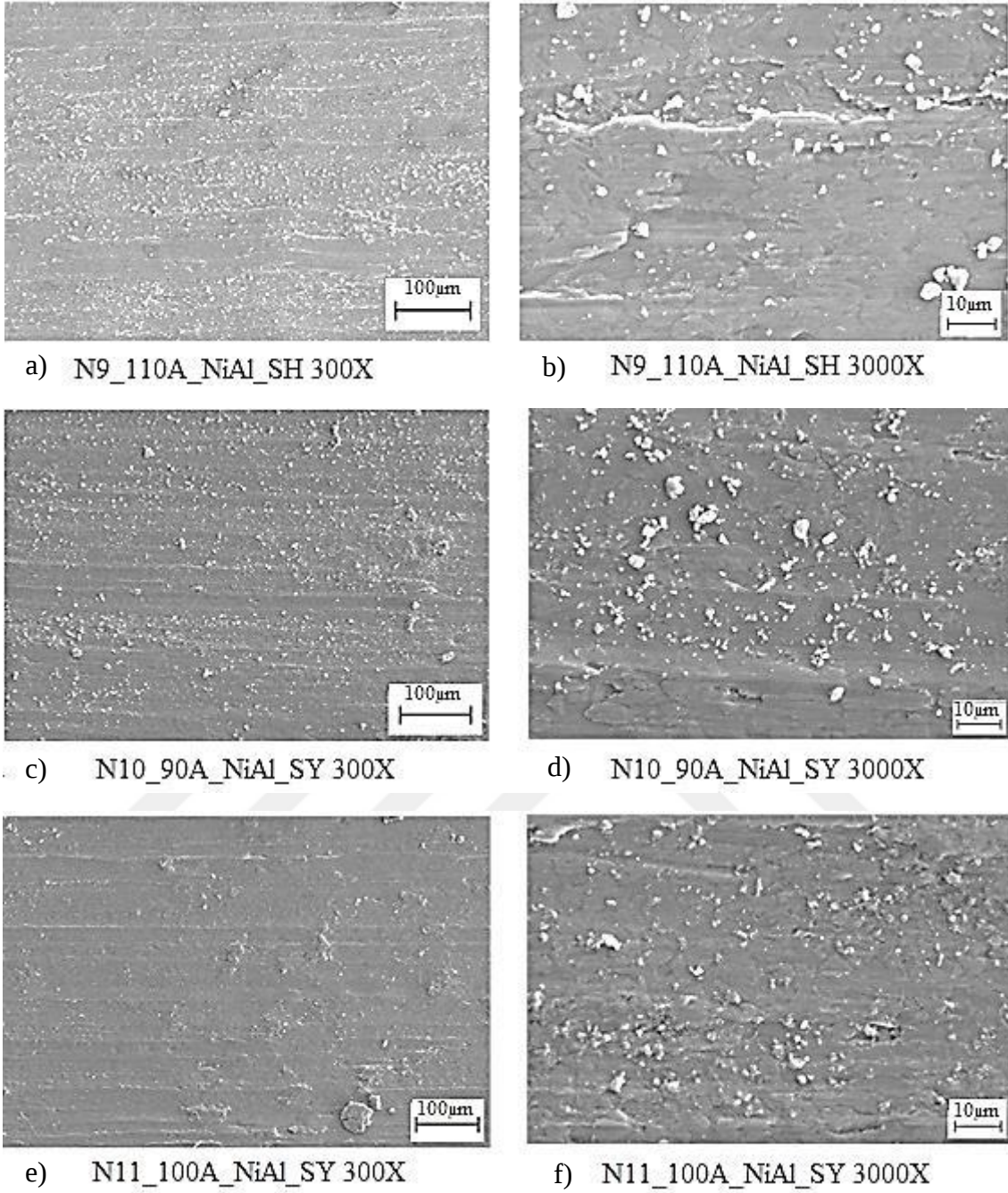


e) N8_100A_NiAl_SH 300X

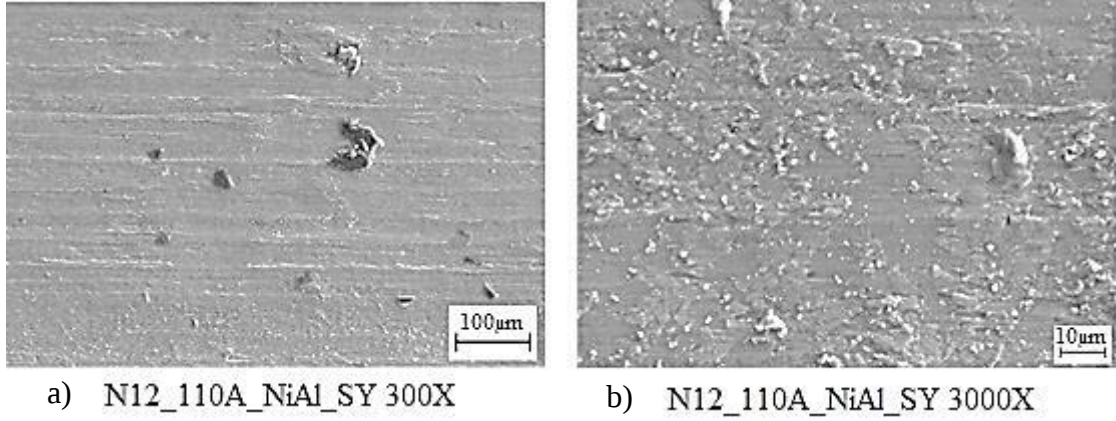


f) N8_100A_NiAl_SH 3000X

Şekil 6.90. Aşınmış yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri: a) N6 300X, b) N6 3000X, c) N7 300X, d) N7 3000X, e) N8 300X, f) N8 3000X

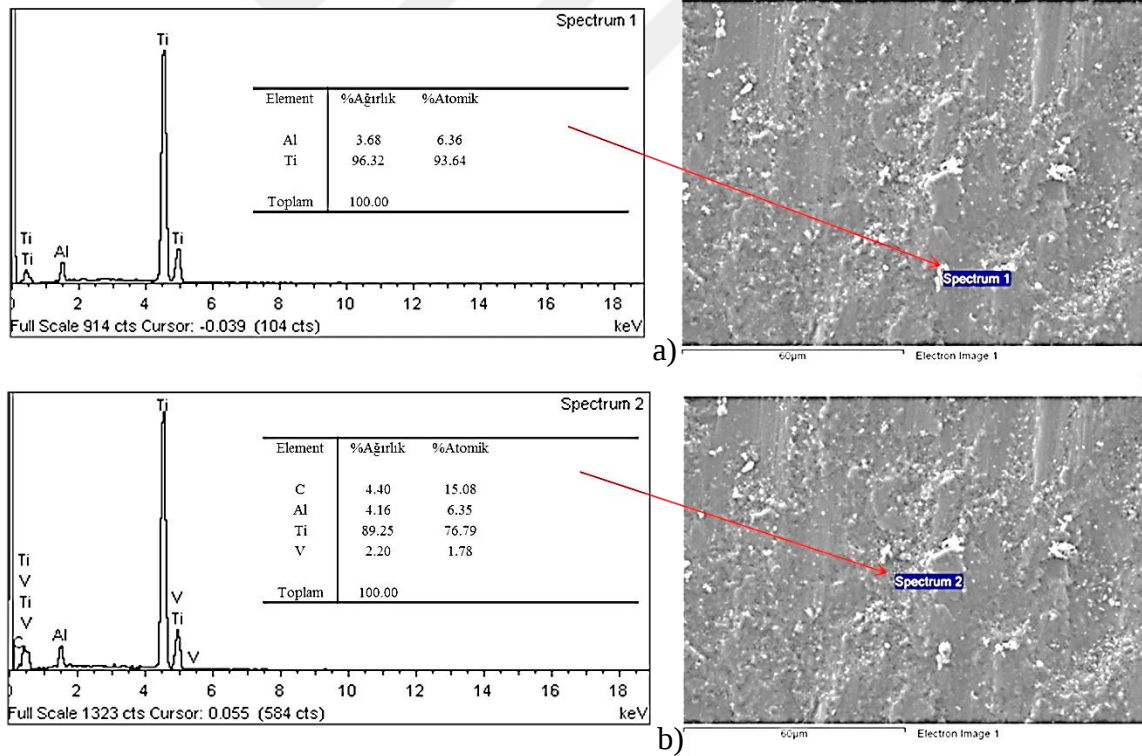


Şekil 6.91. Aşınmış yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri: a) N9 300X, b) N9 3000X, c) N10 300X, d) N10 3000X, e) N11 300X, f) N11 3000X

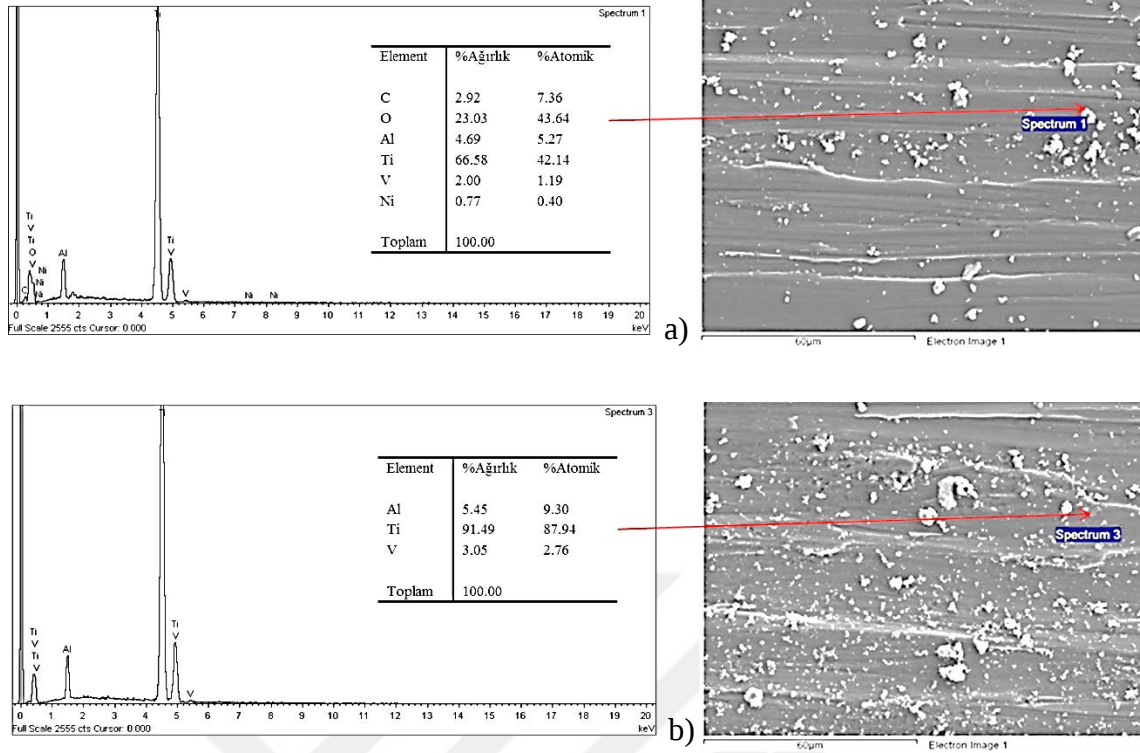


Şekil 6.92. Aşınmış yüzeylerin SEM mikroskop görüntüleri: a) N12 300X, b) N12 3000X

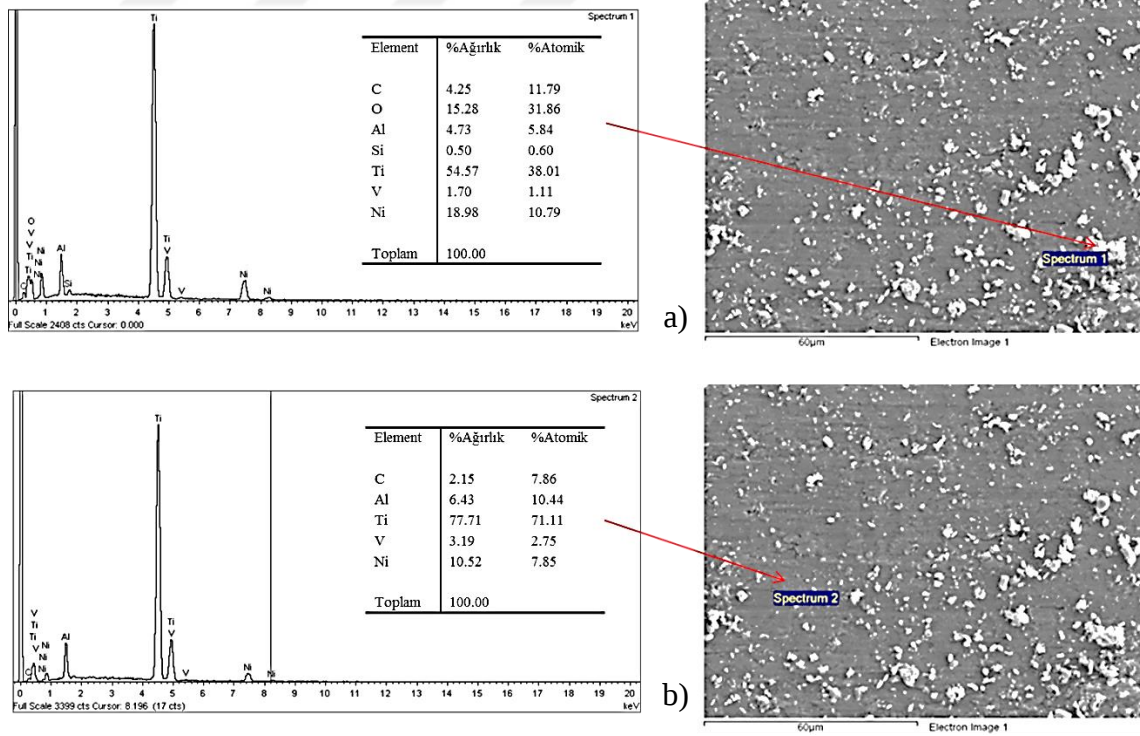
Sodyum silikat ile hazırlanan deney çalışmasındaki aşınma yüzeylerine EDX yapılarak yüzeylerdeki malzemelerin durumu incelenmiştir (Şekil 6.93- 6.99).



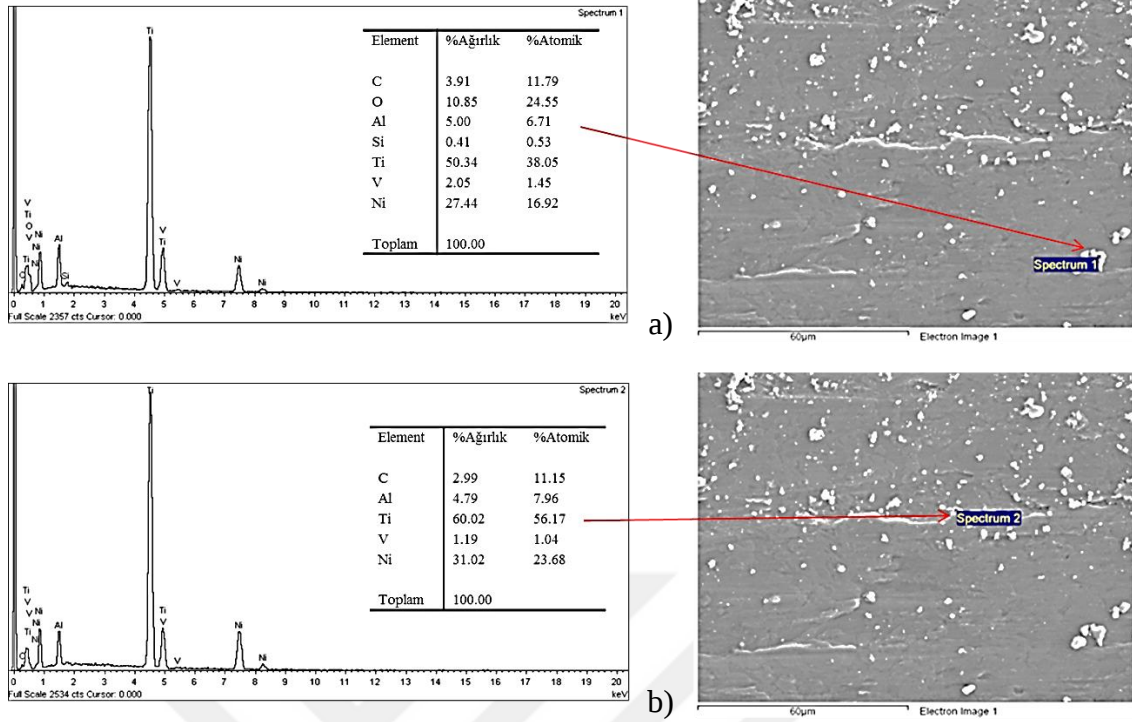
Şekil 6.93. Aşınma Testi Ana Malzeme EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



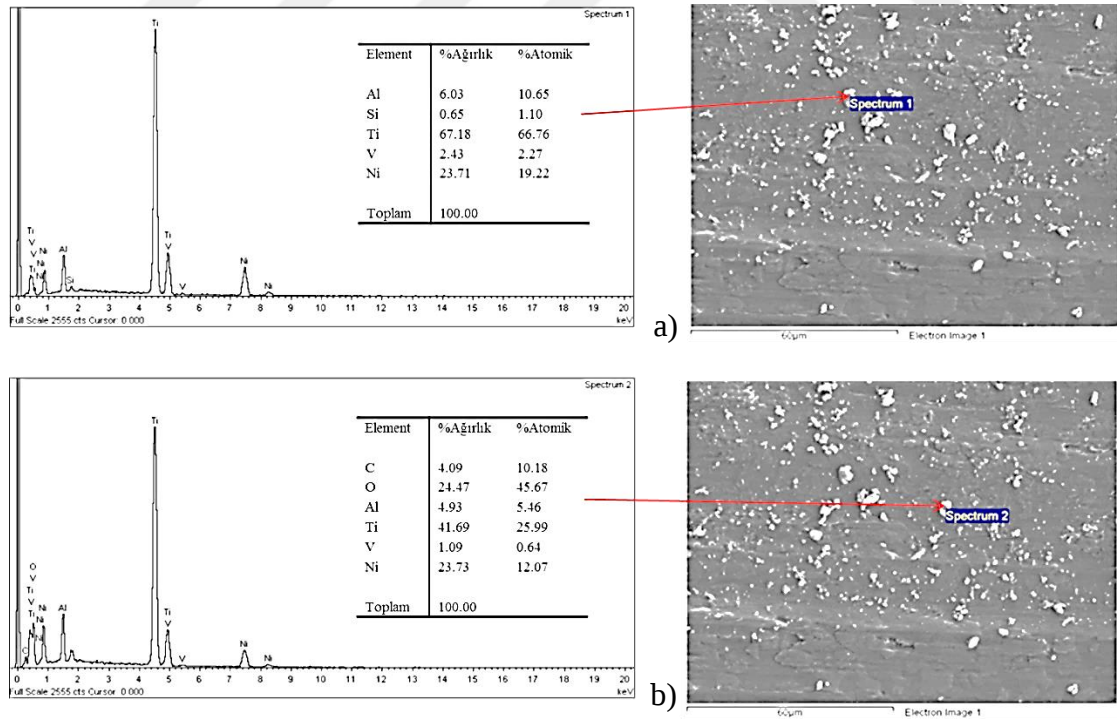
Şekil 6.94. Aşınma Testi N7_90A_NiAl_SH EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



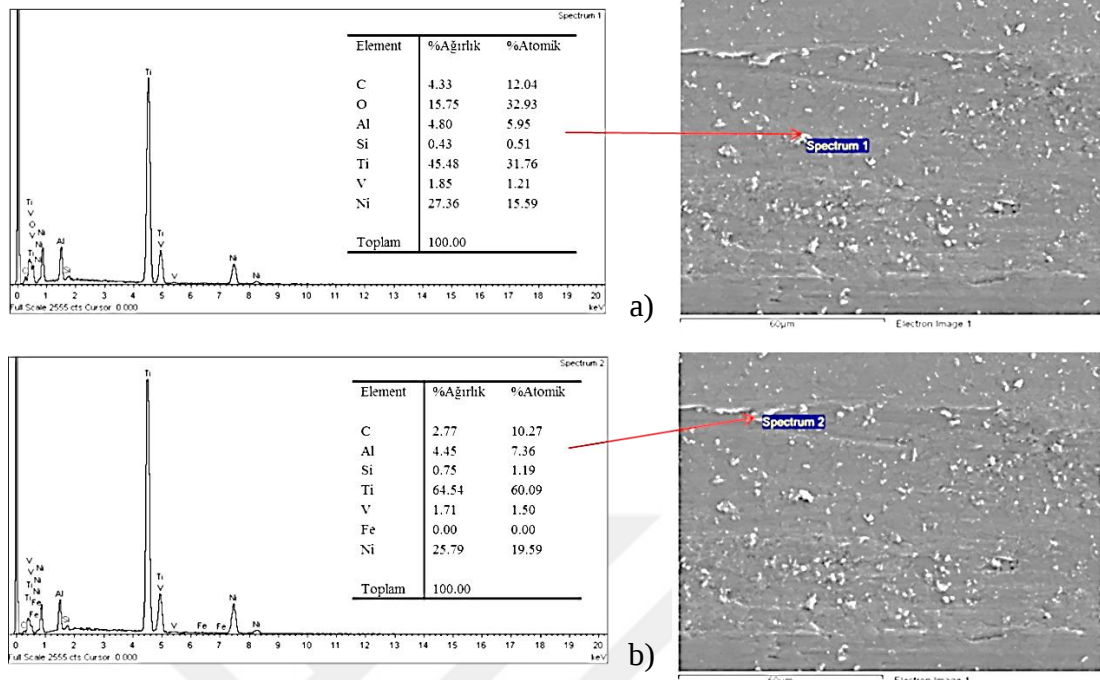
Şekil 6.95. Aşınma Testi N8_100A_NiAl_SH EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



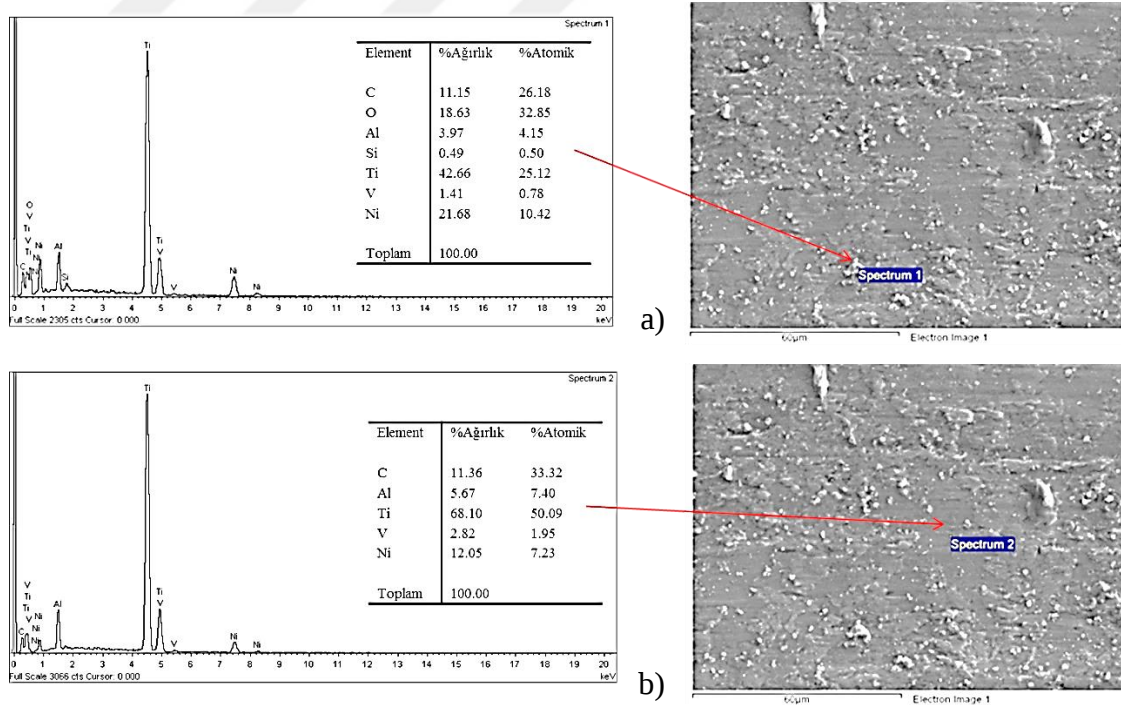
Şekil 6.96. Aşınma Testi N9_110A_NiAl_SH EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



Şekil 6.97. Aşınma Testi N10_90A_NiAl_SY EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



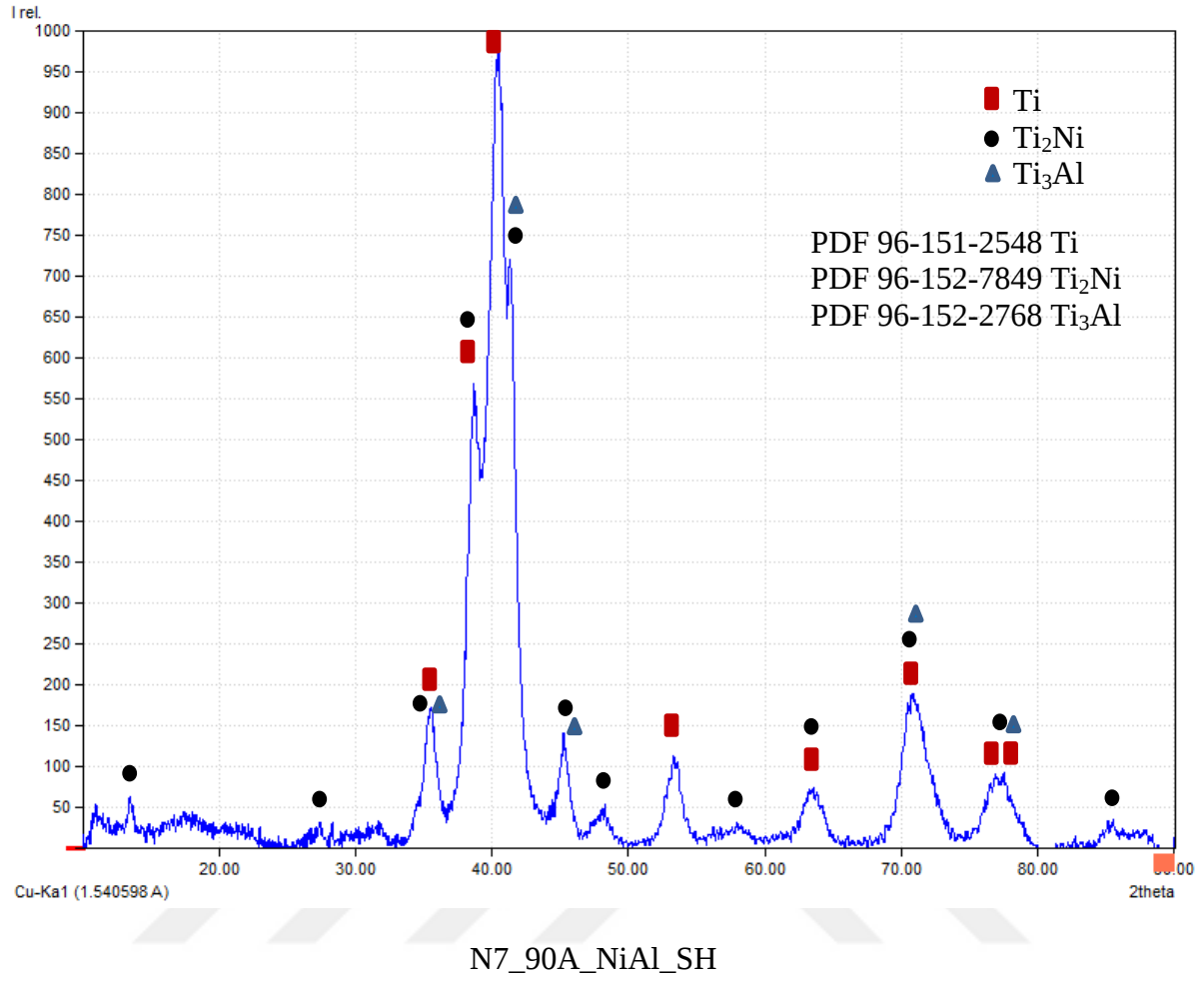
Şekil 6.98. Aşınma Testi N11_100A_NiAl_SY EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta



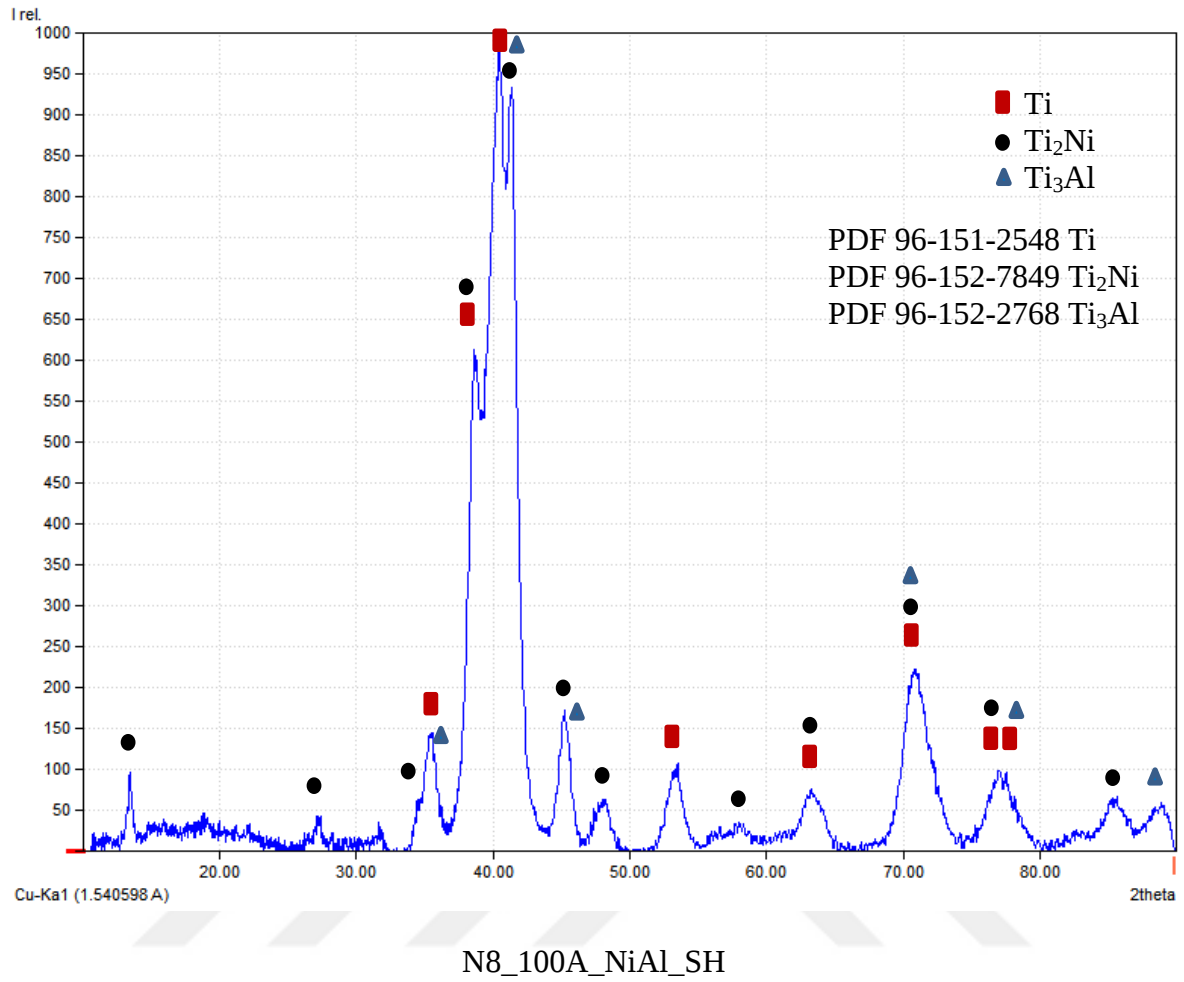
Şekil 6.99. Aşınma Testi N12_110A_NiAl_SY EDX analizi: a) 1. Nokta, b) 2. Nokta

Titanyum ve alaşımlarının sünek yapısı ve adezyon eğiliminin yüksek olması nedeniyle, ana malzemede adhezif aşınmanın neden olduğu birçok krater izi ile ciddi plastik deformasyon görülmektedir. Ni-Al tozu kullanılan N1 numunesinde ana malzemeye yakın plastik deformasyon mevcuttur. PTA ile kaplanmış diğer numunelerde daha az aşınma izleri vardır. 120A ve 130A arasında ise ciddi aşınma yüzey farkı görülmemektedir. PTA yapılan numunelerden N7, N8, N9 ve N10'da N11 ve N12'ye göre derin kanal izleri mevcuttur. Tüm PTA yapılan numunelerde yüzeyde sert Ni'in kırılması nedeniyle parçacıklar görülmektedir. Bunlar abrazif aşınma mekanizmasını işaret etmektedir. Ayrıca aşınma yüzeylerinde oksitlerin bulunması yüzey oksidasyonunu göstermektedir.

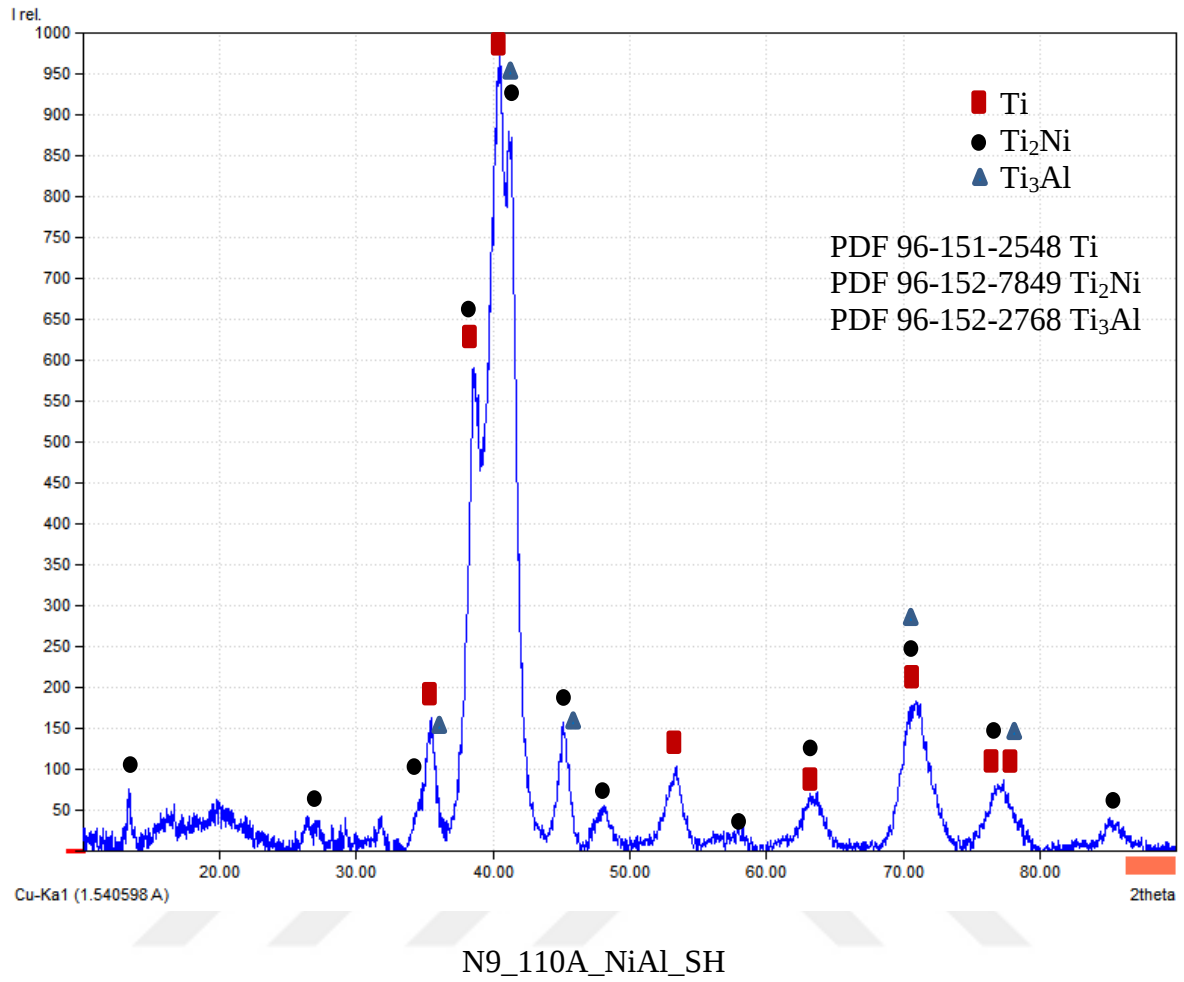
XRD çalışmasında kullanılan PDF kartlarına (PDF 96-151-2548, PDF 96-152-7849, PDF 96-152-2768) göre yapılarda Ti, Ti_2Ni ve Ti_3Al fazlarının olduğu görülmektedir (Şekil 6.100- 6.105).



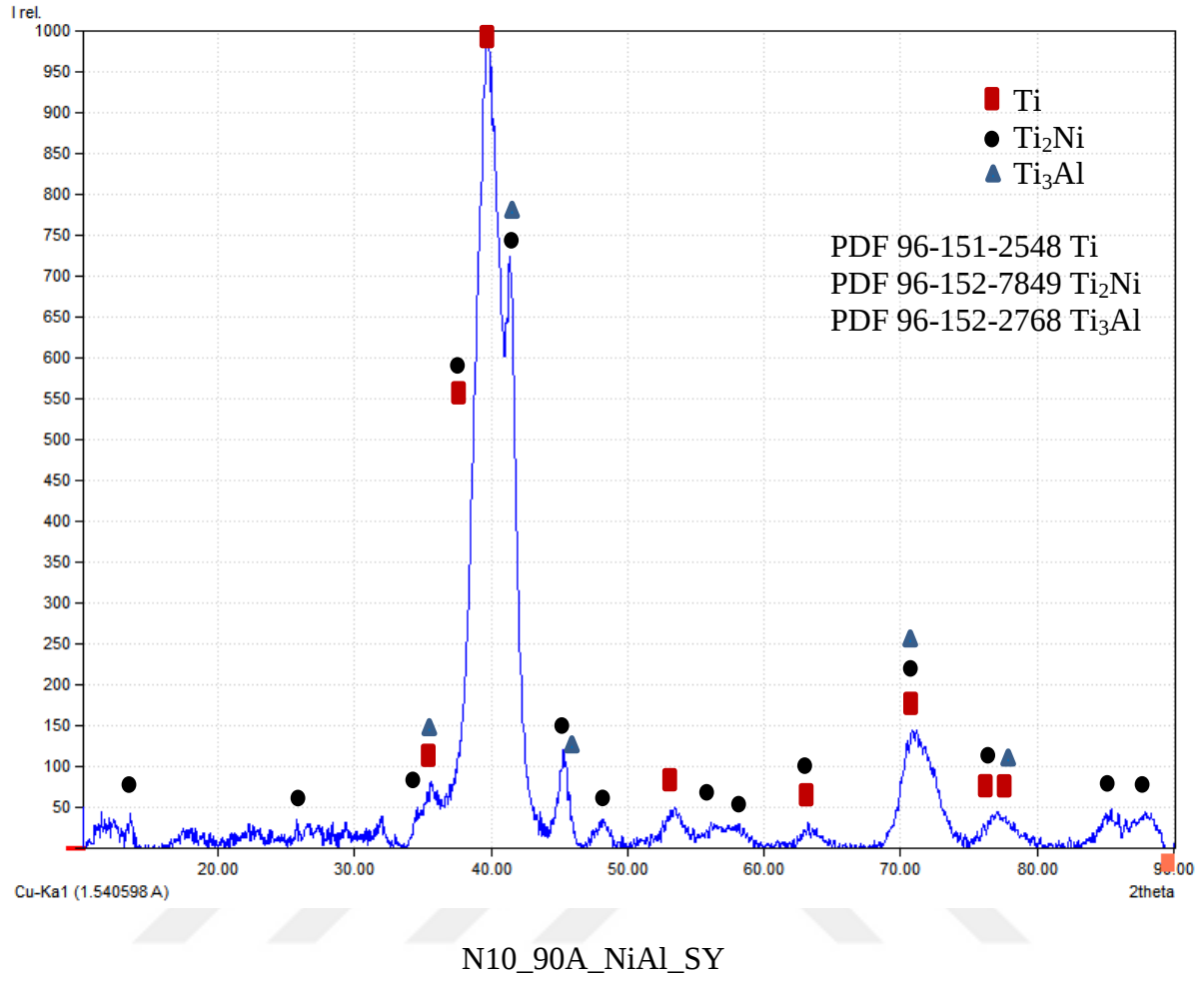
Şekil 6.100. N7_90A_NiAl_SH numunesine ait XRD paterni.



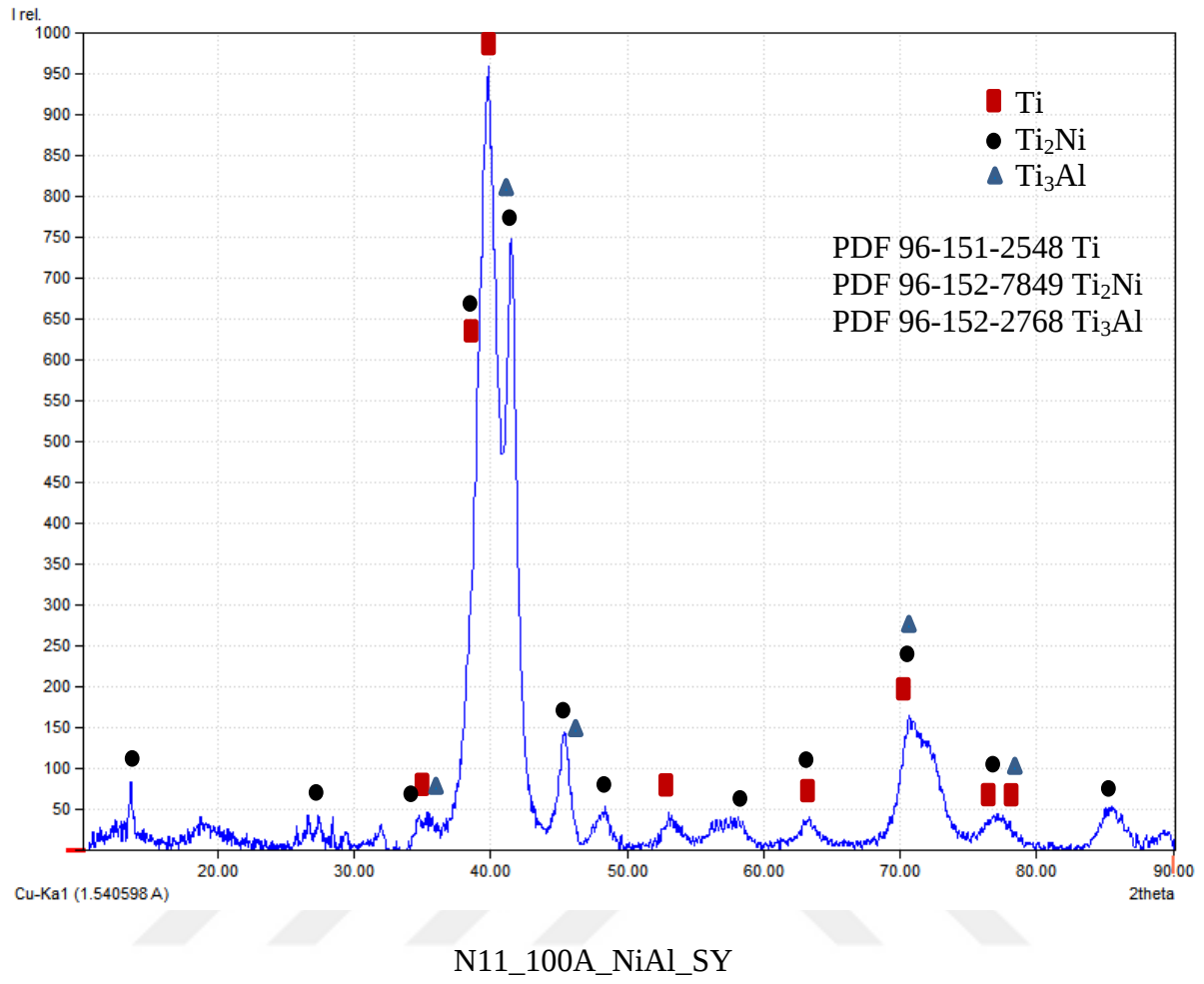
Şekil 6.101. N8_100A_NiAl_SH numunesine ait XRD paterni.



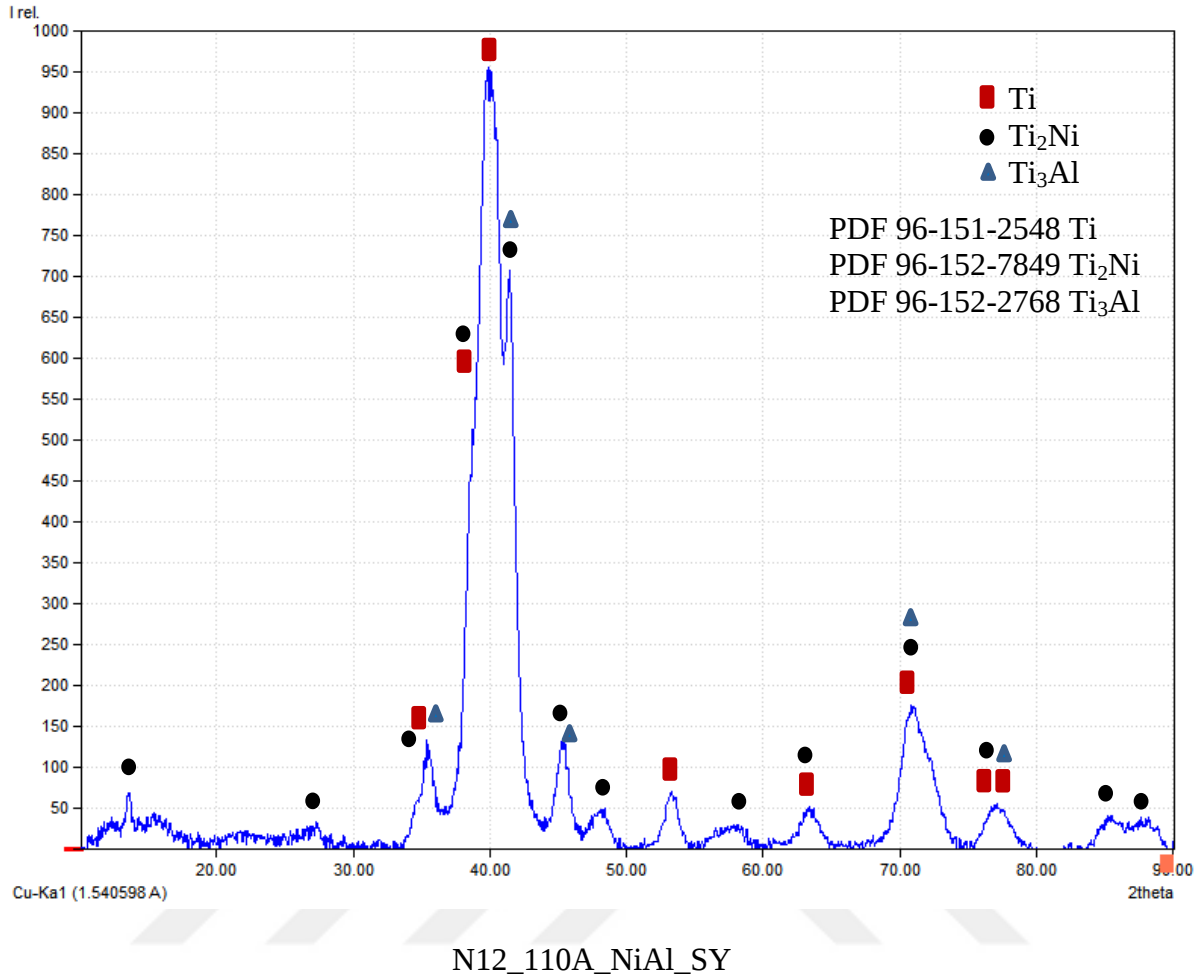
Şekil 6.102. N9_110A_NiAl_SH numunesine ait XRD paterni.



Şekil 6.103. N10_90A_NiAl_SY numunesine ait XRD paterni.



Şekil 6.104. N11_100A_NiAl_SY numunesine ait XRD paterni.



Şekil 6.105. N12_110A_NiAl_SY numunesine ait XRD paterni.

XRD sonuçları incelendiğinde 90A akım değerinin 100A ve 110A'ye göre daha düşük sertlik ve aşınma dayanımı gösterdiği görülmüştür. 80A değerinde ergitme problemi PTA esnasında yaşanmıştır. 90A değerleri ile yapılan PTA işleminde de enerji girdisinin yeterli gelmediği söylenebilir. Bundan dolayı 90A akım değerinde işlem yapılan numunelerin özellikle aşınma dayanımında 100A ve 110A değerlerine göre daha yüksek aşınma oranları elde edilmiştir.

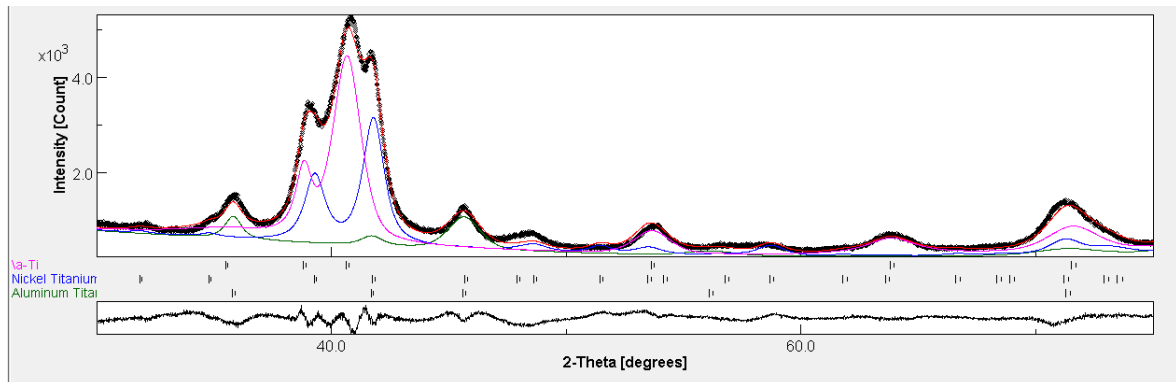
PTA sonrası yağda soğuma yapılan N10, N11 ve N12 numunelerinde havada soğuma yapılan N7, N8 ve N9'a göre sertlik değerlerinde yükselme görülürken aşınma oranlarında azalma meydana gelmiştir. Bu da soğuma hızının etkisini göstermektedir. Bhagyaraj ve arkadaşlarının belirttiği gibi soğuma hızı Ti_2Ni fazın oluşumunda önemli rol oynar. Hızlı soğuma ile daha fazla Ti_2Ni fazı oluştuğunu göstermektedir (Bhagyaraj vd., 2013; Their vd., 1991). Yavaş soğuma ile oluşan kaba Ti_2Ni yapısı ise hızlı soğuma ile

ince taneli ve homojen dağılımlı Ti_2Ni yapısına dönüşür (Yi ve Moore, 1992; Battikhi, 2013).

En yüksek sertlik ve en düşük aşınma oranı hem havada soğuyanlar arasında N3 hem de yağda soğuyan numuneler arasında N11 100A akım değeri kullanılan numunelerde elde edilmiştir. 110A değerine çıkılması ile akım değeri artmış ve artan akım değeri ile birlikte $NiTi_2$ oluşumu azalmıştır. Artan akım ile soğuma hızının düştüğü literatürde belirtilmiştir (Owa ve Shinoda, 2006; Samir Y, 2015). Bundan dolayı 110A akım değerinde PTA uygulanan numuneler 100A akım değerinde PTA uygulanan numunelere göre daha düşük sertlik ve daha yüksek aşınma oranına sahiptir.

Ti_2Ni yüksek sertliği yüksek temas kuvvetine karşı alaşımın dayanımı güçlendirir. Ti'nin düşük sertliği nedeniyle deformasyon oluşur ve temas alanında abrazyon aşınma artar. Ti_2Ni yüksek sertliği ile daha fazla abrazyon aşınma oluşumuna ve Ti'nin daha çok deformasyona uğramasına engel olur. Ti'nin sünek yapısı intermetalik alaşımın kırılma dayanımını artırır. Ti_2Ni 'nin birbiri ile temasında daha fazla kırılması Ti'nin sünek yapısı engeller. Ancak saf Ti'nin tribolojik özelliklerini arttırmakla beraber Ti_3Al gevrek yapısı yapıda çatlak oluşuma neden olabilir.

Rietveld analizinde kullanılan CIF (crystallographic information file) dosyaları COD (Crystallography Open Database) veri tabanından alınmıştır. Ti için CIF 1532765, Ti_2Ni için CIF 1527848 ve Ti_3Al için CIF 1532767'dir. N7'ye ait Rietveld analizi Şekil 6.106'da verilmiştir. Rietveld analizlerine göre numunelerdeki Ti, Ti_2Ni ve Ti_3Al oranları Çizelge 6.4'de yer almaktadır.



Şekil 6.106. Rietveld analizi.

Çizelge 6.4. Rietveld analizi faz oranları.

Numune	Ti (%)	Ti ₂ Ni (%)	Ti ₃ Al (%)
N7	78,1	5,49	16,41
N8	77,4	7,0	15,6
N9	74,8	7,6	17,6
N10	79,5	6,2	14,3
N11	73,3	11,5	15,2
N12	74,7	8,08	17,22

Rietveld analizine göre aynı akım değerleri için yağda soğuma yapılan numunelerde havada soğuma yapılan numunelere göre daha yüksek oranda Ti₂Ni fazı bulunmakta olup en yüksek değer N11 numunesinde görülmüştür.

7. BULGULAR VE TARTIŞMA

Yapılan çalışmalardaki SEM görüntüleri incelendiğinde artan akım değeri ile tane boyutlarının küçüldüğü, uzadığı ve kaynak derinliğinin arttığı görülmektedir. SEM görüntülerinde kaplamanın yüksek enerjiye maruz kalmış ve hızlı soğuyan yüzeyinde çok ince dendritlerden oluştuğu, içeriye doğru yaklaşık 20 μm 'den sonra ise soğuma hızının düşmesi ile daha kaba dendritlerin olduğu görülmektedir. Uygulanan akım ile kaplama kalınlığındaki artışın ısı girişindeki artış ile ilişkili olduğu söylenebilir. Isı miktarındaki artış sıvılaştıran metal miktarını arttırmakta ve kaplama kalınlığı artmaktadır. EDX analizlerine göre kaplama bölgesinde Ti, Al ve Ni bulunmaktadır.

Alkol ile hazırlanan deney çalışmasında kaplama bölgesinde PTA kaynağı yapılan tüm numunelerde sertlik artışı mevcuttur. Ayrıca aynı akım değerinde nano Al_2O_3 ilave edilen numuneler ile edilmeyenler kıyaslandığında nano Al_2O_3 ilavesi ile sertliğin daha fazla arttığı görülmüştür. En yüksek sertlik değeri 100A akım değerinde nano Al_2O_3 ilave edilen N3 numunesinde 473HV olarak ölçülmüştür. Aynı akım değerinde nano Al_2O_3 ilave edilmeyen N1 numunesinde 405HV olarak ölçülmüştür. Diğer taraftan 110A akım değerinde nano Al_2O_3 ilave edilen N4 numunesinde 437HV olarak ölçülen sertlik değerine karşılık 110A akım değerinde nano Al_2O_3 ilave edilmeyen N2 numunesinde 328HV tespit edilmiştir. Bu sonuçlara göre, nano Al_2O_3 tozu ilavesi ile %17-33 oranında sertlik artışı elde edilmiştir.

Sodyum silikat ile hazırlanan deney çalışmasında en yüksek sertlik değeri N11 numunesinde 708,7HV olarak ölçülmüştür. N12 numunesi 680HV ve N8 numunesinde 625HV sertlik değerlerine sahiptirler. N9 ve N10 numuneleri nispeten daha düşük sertlik değerleri tespit edilmiştir. N7 numunesinde 507,2HV olarak en düşük sertlik değeri ölçülmüştür. PTA yapılan tüm numunelerde PTA yapılmayan ana malzemeye göre (260HV) 2 ile 2,7 kat sertlik artışı olmuştur.

Alkol ve sodyum silikat karıştırılarak yapılan her iki çalışma kaynak bölgesindeki sertlik derinliği açısından incelendiğinde, mesafenin 550 μm değerlerinden 1450 μm değerine kadar arttığı ölçülmüştür. Ayrıca, sodyum silikat ile yapılan çalışmada alkol ile

yapılan çalışmaya göre sertlik değerlerinde 1,5 kata varan artışlar söz konusudur. Bu iki sonuç, sodyum silikat ile yapılan çalışmalarda metal tozunun daha iyi yapıştığını göstermektedir. Ayrıca 100A ve 110A akım değerinin 120A ve 130A akım değerine göre daha iyi kaplama sağladığı görülmektedir.

Sodyum silikat ve alkol ile yapılan numunelerin aşınma deneyinde ölçülen sürtünme katsayıları kıyaslandığında, sodyum silikat ile hazırlanan numunelerde daha düşük ortalama sürtünme katsayıları elde edilmiştir. Sodyum silikat ve 100A ile PTA yapılan N11 numunesinde 0,294 μ ile en düşük sürtünme katsayısı değeri görülmüştür. Yine sodyum silikat ile hazırlanan N12 numunesi 0,298 μ ile N11 numunesine yakın değerdedir. Altlık malzemedde 0,379 μ değeri ölçülmüştür. 100A ve 110A değerlerinde nano Al_2O_3 katılan numuneler N3 ve N4 ile nano Al_2O_3 katılmayan N1 ve N2 numuneleri incelendiğinde, N3 ve N4 numunelerinin daha düşük değerlere sahip olduğu görülmüştür. Bu da nano Al_2O_3 'ün yapıyı etkilediğini göstermektedir. Havada soğuma yapılan N7, N8, N9 numuneleri ile yağda soğuma yapılan N10, N11, N12 numuneleri kıyaslandığında, yağda soğutulan N10, N11, N12 değerlerinin daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu durum hızlı soğuma yapılan numunelerde daha yüksek sertlik değerleri elde edilmesine neden olmuş ve bu sayede ortalama sürtünme katsayı değerlerini olumlu yönde etkilemiştir.

Kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti değerleri incelendiğinde PTA yapılan numuneler altlık malzemedden daha iyi sonuçlar ortaya koymuştur. Ancak alkol ile hazırlanan N1 numunesinde 30m'den sonra PTA uygulanmayan ana malzeme Ti6Al4V değerlerine geldiği görülmüştür. Alkol ile hazırlanan ve nano Al_2O_3 ilave edilen N3 ve N4 numunelerin 50m mesafeye kadar sürtünme kuvveti değerleri yükselmemiş ve ana malzemeye göre daha düşük değerlerdedir. Nano Al_2O_3 ilave edilen N3, N4, N5, N6 kodlu numuneler kıyaslandığında, en düşük sürtünme kuvveti değeri 100A akım uygulanan N3 numunesinde ve 110A akım ile N4 numunesinde elde edilmiştir. 120A akım değeri ile N5 numunesi ve 130A akım değeri ile N6 numunesi N3 ve N4 numunelerine göre daha yüksek sürtünme kuvveti değerlerine sahiptirler.

Alkol ve sodyum silikat ile hazırlanan deney çalışmalarındaki mesafeye göre sürtünme kuvveti değerleri kıyaslandığında, en düşük değer 100A akım değerinde

sodyum silikat ile yağda soğuma yapılan N11’de olduğu görülmektedir. N11’in sürtünme kuvveti değeri alkol ile hazırlanan numuneler arasında en yüksek değere sahip N3 numunesinden yaklaşık %25 oranında ve ana malzemeye göre %50 oranında daha azdır.

PTA ile yüzey kaplama yapılan numunelerin aşınma oranları incelendiğinde, aşınma oranının ana malzemeden daha düşük olduğu görülmektedir. Yağda soğutulan tüm numuneler havada soğutulanlara göre %12,5- %14 oranında daha az aşınma değerlerine sahiptir. En düşük aşınma oranı 100A ile yağda soğuma yapılan N11 numunesindedir ve PTA yapılmayan ana malzemeye göre 2,05 kat daha az aşınma göstermiştir. 110A ile PTA yapılan ve yağda soğutulan N12 numunesi N11 numunesine yakın değerlere sahiptir. 90A ile PTA yapılan N10 ve N7, 100A ve 110A’a göre daha yüksek aşınma değerleri göstermiştir. Nano Al_2O_3 katılan numuneler arasında en düşük aşınma oranı 100A ile N3 numunesine aittir ve nano Al_2O_3 ilave edilmesi ile aynı akım değerlerinde yaklaşık %20 oranında iyileşme sağlanmıştır.

Sertlik ve aşınma değerleri incelendiğinde, artan sertlik değeri ile aşınma oranlarının düştüğü görülmektedir. Bu sonuç, sertlik değerleri ile aşınma oranları arasında ilişkiyi ortaya koymaktadır. PTA sonrası yağda soğuma ile soğuma hızı arttırılan numunelerde havada soğuma yapılan numunelere göre tane boyutlarındaki küçülme ile birlikte sertlik değerlerindeki artış, aşınma oranlarına yansımış olup en yüksek sertliğe sahip N11 numunesinde en düşük aşınma oranı tespit edilmiştir. Ayrıca nano Al_2O_3 ilave edilen numunelerin aynı akım değerine sahip nano Al_2O_3 katılmayan numunelere göre daha yüksek sertlik değerine ve daha düşük aşınma oranına sahip olduğu görülmüştür.

90A akım değerinin 100A ve 110A’e göre daha düşük sertlik ve aşınma dayanımına sahip olduğu görülmüştür. 80A değerinde metal ergitme problemi PTA esnasında yaşanmış ve 80A ile PTA uygulaması yapılamamıştır. 90A değerleri ile yapılan PTA işleminde de enerji girdisinin yeterli olmadığı söylenebilir. Bundan dolayı 90A akım değerinde işlem yapılan numunelerin özellikle aşınma dayanımında 100A ve 110A değerlerine göre daha yüksek aşınma oranları elde edilmiştir.

PTA sonrası yağda soğuma yapılan N10, N11 ve N12 numunelerinde havada soğuma yapılan N7, N8 ve N9 numunelerine göre sertlik değerlerinde artış meydana

gelmiştir. Bunun yanında artan sertlikle ilişkili olarak aşınma oranlarında azalma olmuştur. Bu sonuç soğuma hızının etkisini göstermektedir. Soğuma hızı Ti_2Ni fazının oluşumunda önemli bir etkidir ve hızlı soğuma ile yapıda daha fazla Ti_2Ni fazı oluştuğunu göstermektedir. XRD patternlere göre yapılarda Ti , Ti_2Ni ve Ti_3Al fazlarının oluştuğu görülmektedir.

En yüksek sertlik ve en düşük aşınma oranı hem havada soğuyanlar arasında hem de yağda soğuyan numuneler arasında 100A akım değeri kullanılan numunelerde elde edilmiştir. 100A akım değerinin üzerine çıkıldığında artan akım değeri ile birlikte soğuma hızı düşmüş ve $NiTi_2$ oluşumu azalmıştır. Bundan dolayı 110A, 120A ve 130A akım değerinde PTA uygulanan numuneler 100A akım değerinde PTA uygulanan numunelere göre daha düşük sertlik ve daha yüksek aşınma oranına sahiptir.

Yapılan Rietveld analizine göre aynı akım değerleri için yağda soğuma yapılan numunelerde havada soğuma yapılan numunelere göre daha yüksek oranda Ti_2Ni fazı bulunmakta olup en yüksek değer N11 numunesinde görülmüştür. Bu da soğuma hızı ile yapıda oluşan Ti_2Ni fazı arasındaki ilişkiyi göstermektedir. Soğuma hızı artması ile yapıdaki Ti_2Ni fazı oranı artmıştır.

Aşınma yüzeylerine ait SEM ve EDX analizleri incelendiğinde, titanyum ve alaşımlarının sünek yapısı ve adezyon eğiliminin yüksek olması nedeniyle, ana malzemede abrazif ve adhezif aşınmanın neden olduğu ciddi plastik deformasyon görülmektedir. Alkol ile hazırlanan N1 numunesinde ana malzemeye yakın plastik deformasyon mevcuttur. Diğer numunelerde daha az aşınma izleri vardır. Tüm PTA yapılan numunelerde yüzeyde sert Ni 'in kırılması nedeniyle parçacıklar görülmektedir. Bunlar abrazif aşınma mekanizmasını işaret etmektedir. Ayrıca aşınma yüzeylerinde oksitlerin bulunması yüzey oksidasyonunu göstermektedir.

Toz besleme ünitesine sahip plazma transfer ark cihazı ile $Ni-Al$ ve nano Al_2O_3 ilavesi yapılan çalışma sayesinde metal tozunun kaynak esnasında uçma ve dolayısıyla yapışmama problemi bertaraf edilerek daha derin kaplamalar elde edilebilir. Bu sayede elde edilecek yüksek sertlik ile aşınma dayanımı artacaktır.

Nano düzeyde kullanılan metal tozlarında endüstriyel uygulamalardaki kullanım zorlukları nano tozların yaygın olarak kullanımını sınırlamaktadır. Bundan dolayı, Ni-Al metal tozuna mikro düzeyde Al_2O_3 katılarak yapılacak çalışma ile nano Al_2O_3 ve mikro Al_2O_3 arasında farklar incelenebilir.



8. SONUÇ VE ÖNERİLER

Ti6Al4V alaşımları üzerinde PTA ile Ni-Al metali başarılı bir şekilde uygulanmıştır. Sertlik ve aşınma dayanımı incelenmiş ve çıkan sonuçlar aşağıda verilmiştir:

- 1) PTA metodu Ti6Al4V alaşımlarında yüzeyde sertlik artışı ve aşınma dayanımı için uygun bir metottur. Yapılan çalışmada kaplama alanında hem sertliğin 2,7 kat arttığı hem de aşınma oranında 2,05 kat azalma olduğu tespit edilmiştir.
- 2) Tüm PTA uygulamalarında yüzeyde sertlik artışı olmuştur. Ana malzeme kaynak öncesi 260 HV sertliğindedir. Alkol ile hazırlanan numunelerde en yüksek sertlik değeri nano Al_2O_3 ilave edilen N3 (100A) numunesinde 473HV olarak ölçülmüştür. Sodyum silikat ile hazırlanan numunelerde en yüksek sertlik 100A ile N11 numunesinde 708,7HV olarak ölçülmüştür. PTA yapılan tüm numunelerde PTA yapılmayan ana malzemeye göre 1,8 ile 2,7 kat sertlik artışı gerçekleşmiştir.
- 3) Kaplama alanındaki sertliğin nano Al_2O_3 ilavesi ile arttığı görülmüştür. Aynı akım değerinde nano Al_2O_3 ilave edilen numuneler ile edilmeyenler kıyaslandığında nano Al_2O_3 ilavesi ile sertliğin %17 ile %33 oranında arttığı tespit edilmiştir.
- 4) Aşınma dayanımı nano Al_2O_3 ilavesi ile artmış ve sürekliliğini korumuştur. Nano Al_2O_3 katılan numuneler arasında en düşük aşınma oranı 100A ile N3'e aittir ve nano Al_2O_3 ilave edilmesi ile aynı akım değerlerinde yaklaşık %20 oranında iyileşme sağlanmıştır. Alkol ile karıştırılan numunelerin kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti incelendiğinde nano Al_2O_3 katılmayan N1 30m'den sonra ana malzeme Ti6Al4V değerlerine geldiği görülmüştür. Nano Al_2O_3 ilave edilen numuneler N3 ve N4 ana malzemeye göre daha düşük değerlerdedir ve kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme kuvveti değerlerini 50m mesafede korumuşlardır.

- 5) Sodyum silikat ile karıştırılan numunelerde sertlik artışı ve kaynak kalınlığı alkol ile karıştırılan numunelere göre daha yüksektir. Sodyum silikat ile yapılan çalışmalarda metal tozunun daha iyi yapışması sağlandığı için kaynak derinliğinin 550µm değerlerinden 1450µm değerlerine arttığı görülmüştür. Ayrıca iki çalışma arasında sertlik değerlerinde 1,5 kat artış tespit edilmiştir.
- 6) En iyi aşınma dayanımı 100A değeri ile PTA yapılan numunelerde elde edilmiştir. 90A akım değerinin 100A ve 110A'ye göre daha düşük sertlik ve aşınma dayanımı gösterdiği görülmüştür. 80A ve 90A değerleri ile yapılan PTA işleminde enerji girdisinin yeterli gelmediği söylenebilir. Bundan dolayı 90A akım değerinde işlem yapılan numunelerin özellikle aşınma dayanımında 100A değerlerine göre daha yüksek aşınma oranları elde edilmiştir. 110A ve üzerine çıkıldığında artan akım değeri ile birlikte soğuma hızı düşmüş ve $NiTi_2$ oluşumu azalmıştır. Bundan dolayı 110A ve üzeri akım değerinde PTA uygulanan numuneler 100A akım değerinde PTA uygulanan numunelere göre daha düşük sertlik ve daha yüksek aşınma oranına sahiptir.
- 7) Rietveld analizine göre aynı akım değerleri için yağda soğuma yapılan numunelerde havada soğuma yapılan numunelere göre daha yüksek oranda Ti_2Ni fazı bulunmakta olup en yüksek değer 110A akım değeri ile yağda soğuma yapılan N11 numunesinde görülmüştür.
- 8) Ti_2Ni kompozit yapının oluşturduğu fazlar sertliği ve aşınma dayanımını arttırmaktadır. Ti'nin düşük sertliği ile temas esnasında deformasyon oluşur. Abrasif aşınmayı arttıran bu durum Ti_2Ni yüksek sertliği sayesinde engellenir. Böylece Ti'nin daha çok deformasyona uğraması engellenmiş olur.
- 9) $Ti6Al4V$ üzerine Ni-Al tozu kullanılarak yapılan PTA çalışması ile ana malzemeye göre 2,05 kat daha az aşınma tespit edilmiştir. Sertlik değerlerindeki artış, aşınma oranlarına yansımış olup en yüksek sertliğe sahip N11'de en düşük aşınma oranı tespit edilmiştir.

- 10) Toz besleme ünitesine sahip plazma transfer ark cihazı ile Ni-Al ve nano Al_2O_3 ilavesi yapılan çalışma sayesinde metal tozunun kaynak esnasında uçma ve dolayısıyla yapışmama problemi bertaraf edilerek daha derin kaplamalar elde edilebilir.



KAYNAKLAR DİZİNİ

- Akyol, S., 2007, Ti6Al4V titanyum alaşımlarının işlenebilirliğinin ısı işlem yardımıyla artırılması, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 80 s.
- Anonim, 2011, ATI Announces Long-Term Agreement for ATI 718Plus(R) Alloy, <http://www.france-metallurgie.com/ati-announces-long-term-agreement-for-ati-718plusr-alloy/>, erişim tarihi: 10.07.2012.
- Anonim, 2015, The Plasma Arc Welding Process, <http://www.profusiononline.com/welding/plasma.htm>, erişim tarihi: 10.03.2016
- Anonim, 2016, Titanium, <http://www.steelforge.com/nonferrous/titanium.htm>, erişim tarihi: 21.08.2016
- Anonim, 2017a, Guide to Plasma Welding, <http://www.weldguru.com/plasma-welding.html>, erişim tarihi: 13.05.2017
- Anonim, 2017b, <http://www.pvdatvancedtech.com/process>, erişim tarihi: 15.04.2017
- Anonim, 2017c, <http://www.stellite.com>, erişim tarihi: 15.06.2017
- Anonim, 2017d, <http://www.timet.com>, erişim tarihi: 15.06.2017
- ASTM F1472-14, 2015, Standard Specification for Wrought Titanium-6Aluminum-4Vanadium Alloy for Surgical Implant Applications (UNS R56400), ASTM International.
- Battikhi, A.S., 2013, Drain casting and combustion synthesis of textured Ni-Ti interfaces, Master of Science Thesis, the Faculty of San Diego State University, p. 114.
- Bhagyaraj, J., Ramaiah, K.V., Saikrishna, C.N., Bhaumik, S.K., Gouthama, 2013, Behavior and effect of Ti₂Ni phase during processing of NiTi shape memory alloy wire from cast ingot, Journal of Alloys and Compounds, p. 344-351.
- Bharath, R.R, Ramanathan, R., Sundararajan, B., Srinivasan, B.P., 2008, Optimization of process parameters for deposition of Stelliteon X45CrSi93 steel by plasma transferred arc technique, Materials and Design, 1725–1731.
- Bhushan, B., 1999, Principles and Applications of Tribology, John Wiley & Sons, p. 480-490.
- Bourithis, L., Milonas, A. and Papadimitriou, G.D., 2003, Plasma transferred arc surface alloying of a construction steel to produce a metal matrix composite tool steel with TiC as reinforcing particles, Surface and Coatings Technology, 286-295.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Bourithis, L. and Papadimitriou, G., 2003, Synthesizing a class “M” high speed steel on the surface of a plain steel using the plasma transferred arc (PTA) alloying technique: microstructure and wear properties, *Materials Science and Engineering A*, 165-172.
- Bourithis, L. and Papadimitriou, G.D., 2009, The effect of microstructure and wear conditions on the wear resistance of steel metal matrix composites fabricated with PTA alloying technique, *Wear*, 1155-1164.
- Budinski, K.G., 1991, Tribological properties of titanium alloys, *Wear*, 203-217.
- Burakowski, T., Wierzchon, T., 1999, *Surface Engineering of Metals*, CRC Press LLC, London, Ch. 2 1-54 p., Ch. 5, 38-46 p.
- Bruno, G., Fanara, C., Guglielmetti, F. and Malard, B., 2006, Characterization and residual stress analysis of wear resistant Mo thermal spray-coated steel gear wheels, *Surface & Coatings Technology*, 4266-4276.
- Buytoz, S., 2004, AISI 4340 çeliğinin nitrürasyon ve GTA kaynak yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemleri sonrası mekaniksel davranışlarının araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 190 s.
- Buytoz, S., Ulutan, M. and Yildirim, M.M., 2005, Dry sliding wear behavior of TIG welding clad WC composite coatings, *Applied Surface Science*, 1313–1323.
- Cheng, J.B., Xub, B.S., Liangb, X.B., Wua, Y.X., 2008, Microstructure and mechanical characteristics of iron-based coating prepared by plasma transferred arc cladding process, *Materials Science and Engineering*, 407–412.
- Cingi, M., 2010, Çimenoglu, H., 2010, Ti6Al7Nb alaşımının yorulma davranışı, *İTÜdergisi*, 9, 2, 163-167.
- Cvijovic, I., Jovanovic, M.T., Perusko, D., 2008, Cyclic oxidation behaviour of Ti₃Al-based alloy with Ni–Cr protective layer, *Corrosion Science*, 1919-1925.
- Çalığülü, U., Dikbaş, H., Taşkın, M., 2012, Ti6Al4V alaşım çiftinin plazma transfer ark (PTA) kaynağında kaynak gücünün birleşmeye etkisi, *International Iron & Steel Symposium*, 747-755.
- Çelik, O.N., 2013, Microstructure and wear properties of WC particle reinforced composite coating on Ti6Al4V alloy produced by the plasma transferred arc method, *Applied Surface Science*, 334-340.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- D'Oliveiraa, A.S.C.M., Vilarb, R., Federa, C.G., 2002, High temperature behaviour of plasma transferred arc and laser Co-based alloy coatings, *Applied Surface Science*, 154–160.
- Dikbaş, H., 2012, Ti6Al4V/ Ti6Al4V malzeme çiftinin PTA kaynağında kaynak bölgesinin incelenmesi, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 136 s.
- Deuis, R. L., Yellup, J. M., Subramanian, C., 1998, Metal-matrix composite coatings by PTA surfacing, *Composites Science and Technology*, 58, 299-309.
- Djanarthany, S., Viala, J.C., Bouix, J., 2001, Review an overview of monolithic titanium aluminides based on Ti₃Al and TiAl, *Materials Chemistry and Physics*, 301–319.
- Ensarioğlu, C., Çakır M.C., 2005, Titanyum ve alaşımlarının işlenebilirlik etüdü bölüm 1, *Mühendis ve Makina*, 46, 546, 36-46.
- Fella, M., Labaiz, M., Assala, O., Dekhil, L., Taleb, A., vd., 2014, Tribological behavior of Ti-6Al-4V and Ti-6Al-7Nb alloys for total hip prosthesis, *Hindawi Publishing Corporation, Advances in Tribology*, 13 p.
- Fernandes, F., Lopes, B., Cavaleiro, A., Ramalho, A., Loureiro, A., 2011, Effect of arc current on microstructure and wear characteristics of a Ni-based coating deposited by PTA on gray cast iron, *Surface & Coatings Technology*, 4094–4106.
- Gao, F., Wang, H.M., 2007, Abrasive wear property of laser melting/deposited Ti₂Ni/TiNi intermetallic alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 17, 6, 1358-1362.
- Gao, F., Wang, H.M., 2008, Effect of TiNi in dry sliding wear of laser melt deposited Ti₂Ni/TiNi alloys, *Materials Characterization*, 1349-1354.
- Gaspar, B., 2012, Microstructural characterization of Ti-6Al-4V and its relationship to sample geometry, <http://digitalcommons.calpoly.edu/cgi/viewcontent.cgi?article=1050&context=matesp>, erişim tarihi: 05.03.2016.
- Guoqing, C., Xuesong, F., Yanhui, W., Shan, L., Wenlong, Z., 2013, Microstructure and wear properties of nickel-based surfacing deposited by plasma transferred arc welding, *Surface & Coatings Technology*, 276–282.
- Gurumoorthy, K., Kamaraj, M., Prasad Raoa, K., Sambasiva Raob, A., Venugopal, S., 2007, Microstructural aspects of plasma transferred arc surfaced Ni-based hardfacing alloy, *Materials Science and Engineering*, 11–19.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Gök, M.S., 2008, Düşük ve orta karbonlu çeliklerin yüzeyine TIG kaynak metoduyla kaplanan östenitik paslanmaz çelik tozunun aşınma direncine karbür içeriğinin etkisinin araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 136 s.
- Gök, O., 2016, Farklı yöntemlerle titanyum alüminyum intermetaillik kaplama oluşturulması, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 47 s.
- Gökdemir, Y., 2005, Saf titanyum ve Ti6Al4V alaşımının yüksek sıcaklıkta oksidasyon davranışı, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 83 s.
- Gür, A. K., Orhan, A., Çalığülü, U., 2008, Ni/Ti tozlarının PTA yöntemiyle AISI 1020 yüzeyindeki kaplamalarının mikroyapı özellikleri, Doğu Anadolu Bölgesi Araştırmaları, s.125-131.
- Gür, A.K., Orhan, A., 2008, PTA yöntemiyle FeCrC kaplanmış St-37 çeliğinin aşınma özellikleri, Doğu Anadolu Bölgesi Araştırmaları, s.39-43.
- Gür, A.K., Yıldız, T., 2008, N₂ gazı oranının kaplama tabakasının aşınma davranışına etkisi, e-Journal of New World Sciences Academy Natural and Applied Sciences, 3, 4, 0104, 627-635.
- Gür, A.K., 2009, Plazma (PTA) yöntemiyle düşük karbonlu çeliğin yüzey modifikasyonuna koruyucu gazların etkisi, Doktora tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 255 s.
- Gür A.K., Orhan A., Yıldız, T., 2009, FeCrC-B4C-Ti Tabakasının Mikroyapı ve Mikrosertliğinin İncelemesi, Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 6, 3, 49-58, http://www.teknolojikarastirmalar.com/pdf/tr/01_2009_6_3_57_395.pdf, erişim tarihi: 17.03.2014.
- He., P., Feng, J.C., Zhou, H., 2004, Microstructure and strength of brazed joints of Ti₃Al-base alloy with NiCrSiB, Materials Characterization, 52, 4-5, 309-318.
- Hiraga, H., Inoue, T., Shimura, H., Matsunawa, A., 1999, Cavitation erosion mechanism of NiTi coatings made by laser plasma hybrid spraying, Wear, 231, 272-27.
- Hou, Q.Y., Huang, Z. and Wang, J.T., 2011, Influence of nano-Al₂O₃ particles on the microstructure and wear resistance of the nickel-based alloy coating deposited by plasma transferred arc overlay welding, Surface and Coatings Technology, 205, 8-9, 2806-2812.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Hou, Q.Y., Huang, Z.Y., Shi, N., Gao, J.S., 2009, Effects of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel-based hardfacing alloys investigated using Rietveld method, *Journal of Materials Processing Technology*, 209, 2767–2772.
- Huang, Z., Hou, Q., Wang, P., 2008, Microstructure and properties of Cr_3C_2 -modified nickel-based alloy coating deposited by plasma transferred arc process, *Surface & Coatings Technology*, 202, 2993–2999.
- Islak, S., Eski, Ö., Buytoz, S., Karagöz, M., Stokes, J., 2012, Microstructure and microhardness characterization of Cr_3C_2 -SiC coatings produced by the plasma transferred arc method, *Materials Testing*, 54, 11-12, 793-799.
- Kahraman, N., Gülenç B., 2009, Modern Kaynak Teknolojisi, EPA-MAT Basım Yayın, Ankara, s.30-38.
- Karaoğlu, Y., 2006, Bir aşınma test cihazının tasarımı ve imalatı, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 82 s.
- Karabaşoğlu, M., 2008, Aşınma deney cihazı tasarımı ve imalatı, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 88 s.
- Kesavan, D. and Kamaraj, M., 2010, The microstructure and high temperature wear performance of a nickel base hardfaced coating, *Surface and Coatings Technology*, 204, 24, 4034-4043.
- Kılıç, M., 2008, AISI 304 paslanmaz çeliği ve 1040 çelik çiftinin plazma kaynak yöntemiyle birleştirilebilirliğinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 110 s.
- Kilerci, İlter, 2011, Titanyum alaşımlarının farklı kaynak yöntemleriyle kaynağının incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 110 s.
- Komaç, E., 2014, Teknik Eğitim El Kitabı, Askaynak Yayınları, s. 48.
- Kosa., E., 2016, Çeliklerin erozif-abrazif aşınmasında aşındırıcı tane büyüklüğünün aşınma direncine etkisi, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 96 s.
- Kustas, F.M, Misra, M.S., 1992, Friction and Wear of Titanium Alloys, *ASM Handbook Volume 18, Friction, Lubrication, and Wear Technology*, ASM International, p. 778 – 784.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- LeCain, N., 2011, Tutorial of hertzian contact stress analysis, OPTI 521, University of Arizona, College of Optical Sciences, 1-8.
- Li, C., X., 2017, Wear and Wear Mechanism, http://emrtk.unimiskolc.hu/projektek/adveng/home/kurzus/korsz_anyagtech/1_konzultacio_elemei/wear_and_wear_mechanism.htm, erişim tarihi: 16.10.2017
- Liu, H., Zhang, X., Jiang, Y., Zhou., R., 2016, Microstructure and high temperature oxidation resistance of in-situ synthesized TiN/Ti₃Al intermetallic composite coatings on Ti6Al4V alloy by laser cladding process, Journal of Alloy and Compounds, 670, 268-274.
- Liu, J., Huang, J., Liu, J., Song, G., 2010, Microstructure and wear resistance of TiC+Cr₇C₃ reinforced ceramal composite coating produced by PTA weld-surfacing Process, Advanced Materials Research, 97-101, 1377-1380.
- Liu, G., Chen, G.M., Wang, L.Y., Hua, S.C. and Yao, J.X., 2009, Characterization of wear performance of micro-plasma surface hardened layer, Advanced Materials Research, 79-82, 1571-1574.
- Luo, H., Goberman, D., Shaw, L., Gell, M., 2003, Indentation fracture behavior of plasma-sprayed nanostructured Al₂O₃/13wt.%TiO₂ coatings, Materials Science and Engineering, 346, 237-245.
- Martin, J., 2006, Materials for Engineering, Woodhead Publishing Limited, Third Edition, London, p.93.
- Matthew, J., Donachie, 2010, Titanium: a Technical Guide, ASM Internaional, 2nd Edition, USA, p.75.
- MEGEP, 2006, Motorlu Araçlar Teknolojisi Gazaltı Kaynağı, Mesleki Eğitim ve Öğretim Sisteminin Güçlendirilmesi Projesi (MEGEP), T.C Milli Eğitim Bakanlığı, s. 4.
- MEGEP, 2011, Metal Teknolojisi Toz Altı Kaynağı, Mesleki Eğitim ve Öğretim Sisteminin Güçlendirilmesi Projesi (MEGEP), T.C Milli Eğitim Bakanlığı, s. 3-4.
- Metals Handbook, 1978, Binary Phase Diagram, ASM, 8th Edition, v.8.
- Modgil, A., 2003, Effect of high speed machining on surface topography of titanium alloy (Ti6Al4V), Master of Science Thesis, University of Florida, 75 p.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Mokgalaka, M.N, Pityana, S.L., Popoola, P.A.I., Mathebula, T., 2014, NiTi Intermetallic Surface Coatings by Laser Metal Deposition for Improving Wear Properties of Ti-6Al-4V Substrates, Hindawi Publishing Corporation Advances in Materials Science and Engineering, Article ID 363917, 1-8, <https://www.hindawi.com/journals/amse/2014/363917/>, erişim tarihi: 05.08.2015.
- Motorcu, A.R, 2009, Nikel esaslı süperalaşımların ve titanyum alaşımların işlenebilirliği, 1. bölüm: sinterlenmiş karbür takımların performanslarının değerlendirilmesi, Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 25, 1-2, 302 - 330.
- Nejati, M., Rahimipour, M.R., Mobasherpour, I., 2014, Evaluation of hot corrosion behavior of CSZ, CSZ/micro Al₂O₃ and CSZ/nano Al₂O₃ plasma sprayed thermal barrier coatings, Ceramics International, 40, 4579–4590.
- Nordin, E, 2013, Material Characterization by Indentation, Project Work in Contact Mechanics, https://www.acc.umu.se/~erland/fracture_mechanics/Material%20characterization%20by%20indentation%20-%20Erland%20Nordin%202013.pdf, erişim tarihi: 16.10.2017
- Oğuz, B., 1993, Aşınma Sorunları ve Dolgu Kaynakları, Oerlikon Yayını, s.9
- Owa, T., Shinoda. T., 2006, TiAl surface coating on titanium by plasma transferred arc surfacing and its oxidation behavior, Materials Transactions, 47, 2, 247-250.
- Ozel, S., Kurt, B., Somunkiran, I. and Orhan, N., 2008, Microstructural characteristic of NiTi coating on stainless steel by plasma transferred arc process, Surface and Coatings Technology, 202, 15, 3633-3637.
- Özel, S., Somunkiran, İ., Kurt, B., 2007, Plazma Transfer Ark Yöntemiyle FeCr/FeCr+C Tozunun Düşük Karbonlu Çelik Yüzeyine Alaşımlanması, Selçuk Üniversitesi Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu, Teknik-Online Dergi, 6, 1, 21-30, https://www.google.com.tr/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&cad=rja&uact=8&ved=0ahUKEwix1Nzb8-zTAhXGvhQKHZ6oAWgQFggMAA&url=http%3A%2F%2Fsutod.selcuk.edu.tr%2Fsutod%2Farticle%2Fdownload%2F33%2F30&usg=AFQjCNEyA2OkkFP2pNXQxS3lsNGW3-MwGQ&sig2=22E1lcZm_w3I9mQjFCo_7g, erişim tarihi: 10.11.2015
- Özes, Ç., 2017, Rulmanlı Yataklar, <http://kisi.deu.edu.tr/cicek.ozes/Rulmanlartekstil.pdf>, erişim tarihi: 16.10.2017

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Pederson, R., 2002, Microstructure and phase transformation of Ti-6Al-4V, Licentiate Thesis, Lulea University of Technology, 31 p.
- Popov, V., 2010, Contact Mechanics and Friction, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, p.362.
- Pu, Y., Guo, B., Zhou, J., Zhang, S., Zhou, H., Chen, J., 2008, Microstructure and tribological properties of in situ synthesized TiC, TiN, and SiC reinforced Ti₃Al intermetallic matrix composite coatings on pure Ti by laser cladding, Applied Surface Science, 255, 5, 2697-2703.
- Ramachandran, C.S, Balasubramanian, V., Varahamoorthy, R., 2009, Evaluation of dry sliding wear behaviour of plasma transferred arc hardfaced stainless steel, Journal of Iron and Steel Research International, 16, 4, 49-54.
- Rokanopoulou, A., Skarvelis, P., Papadimitriou, G.D., 2014, Microstructure and wear properties of the surface of 2205 duplex stainless steel reinforced with Al₂O₃ particles by the plasma transferred arc technique, Surface & Coatings Technology, 254, 376–381.
- Sajjadi, S.A., Ezatpour, H.R., Beygi, H., 2011, Microstructure and mechanical properties of Al–Al₂O₃ micro and nano composites fabricated by stir casting, Materials Science and Engineering: A, p. 8765-8771.
- Salman, G., K., Dehsheikh, H.G., Boroujerdnia, M., 2017, Effect of micro and nano-Al₂O₃ addition on the microstructure and properties of MgO-C refractory ceramic composite, Materials Chemistry and Physics, p. 230-236.
- Samir Y, M., 2015, Investigation on effect of heat input on cooling rate and mechanical property (hardness) of mild steel weld joint by MMAW process, International Journal Of Modern Engineering Research, 5, 3, 34-41.
- Sarıkaya, Ö., 2007, Aşınmaya Karşı Yüzey Mühendisliği Yöntemleri, Sakarya, s. 280.
- Schwartz, M., 2002, Encyclopedia of Materials, Parts, and Finishes, Second Edition, CRC Press LLC, p. 895.
- Sivaramakrishnan, B., Nadarajan, M., 2014, A study on microhardness, microstructure and wear properties of plasma transferred arc hardfaced structural steel with titanium carbide, Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 2, p. 160-168.
- Smith., F. W., 2009, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, (Çev.N.G.Kınıkoğlu), Literatür Yayınları, Dördüncü Basım, İstanbul, s. 531.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Song, E.P., Ahn, J., Lee, S., Kim, N.J., 2006, Microstructure and wear resistance of nanostructured Al_2O_3 –8wt.% TiO_2 coatings plasma- sprayed with nanopowders, *Surface & Coatings Technology*, 201, 1309–1315.
- Stachowiak, G. W. and Batchelor, A. W., 2000, *Engineering Tribology* (2nd ed.), Butterworth Heinemann, p.430-440.
- Stepulyak, S. V ., 2002, Tribotechnical coatings characteristics obtained by electron beam welding deposition, *Modern Technique and Technologies*, Section 6: Material Science, 145-147.
- Stokes, J., 2003, Production of coated and free-standing engineering components using the HVOF (high velocity oxy-fuel) thermal spray process, PhD Thesis, Dublin University, 256 p.
- Stokes, J., 2006, The theory and application of the HVOF thermal spray process, Publisher Dublin University, p. 204.
- Suresh, S.M., Mishra, D., Srinivasan, A., Arunachalam, R. M., Sasikumar, R., 2011, Production and characterization of micro and nano Al_2O_3 particle-reinforced LM25 aluminium alloy composites, *ARPJ Journal of Engineering and Applied Sciences*, p.94-98.
- Takadoun, J., 2008, *Materials and Surface Engineering in Tribology*, ISTE Ltd, p. 83-84.
- Teker, T., 2010, Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Kaporta Sacının Plazma Ark Kaynağı, Selçuk Üniversitesi Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu Teknik-Online Dergi, 9, 1, 67-78, <http://sutod.selcuk.edu.tr/sutod/article/view/124/603>, erişim tarihi: 23.07.2014.
- Their, M. , Huhner, M., Kobus, E., Drescher, D., Bourauel, C., 1991, Microstructure of as-cast TiNi alloy, *Materials Characterization*, p. 133-140.
- Tolvanen, S., 2016, Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V welds produced with different processes, Department of Materials and Manufacturing Technology, Thesis for the Degree of Licentiate of Engineering, Chalmers University of Technology, Gothenburg, Sweden, 47 p.
- Tosun, G., 2011, 1010 çeliğinin Ni-WC tozları ile PTA yöntemi kullanılarak kaplanması, 6th International Advanced Technologies Symposium, Elazığ, Turkey, 126-131.
- Ulutan, M., 2007, AISI 4140 çeliğinin yüzey sertleştirme işlemleri ve kaplama yöntemleri sonrası mekanik davranışlarının araştırılması, Doktora tezi, Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 268 s.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Ulutan, M., Kilicay, K., Celik, O.N., Er, U., 2016, Microstructure and wear behaviour of plasma transferred arc (PTA)-deposited FeCrC composite coatings on AISI 5115 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 236, 26–34.
- Ünlü, B.S., Paralı, L., Pinar, A.M., Pim-disk, pim-plate, pim-ring, mil-yatak aşınma deney cihazı tasarımı ve imalatı, 2009, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu, Karabük, Türkiye, 1246-1249.
- Veinthal, R., Kulu, P., Zikin, A., Sarjas, H., Antonov, M., Podgurski V., Adoberg, E., 2012, Coatings and surface engineering industry oriented research, *Estonian Journal of Engineering*, 18, 3, 176–184.
- Wang W., Qion S., Zhou X., 2009, Microstructure and properties of TiN/Ni composite coating prepared by plasma transferred arc scanning process, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 19, 1180-1184.
- Wang, Y., Li, C.G., Tian, W., Yang, Y., 2009, Laser surface remelting of plasma sprayed nanostructured Al_2O_3 -13wt% TiO_2 coatings on titanium alloy, *Applied Surface Science*, 255, 8603-8610.
- Wang, Z., He, Z., Wang, Y., Liu, X., Tang, B., 2011, Microstructure and tribological behaviors of Ti6Al4V alloy treated by plasma Ni alloying, *Applied Surface Science* 257, 10267–10272.
- Webster R. T., 1993, *Welding of Titanium Alloys*, ASM Handbook Volume 6, Welding, Brazing, Soldering, ASM International, Metal Park, p.783-786.
- Varol, N., 1994, Plastik malzemelerde aşınma, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 120 s.
- Yan, M., Yu, P., 2015, An Overview of Densification, Microstructure and Mechanical Property of Additively Manufactured Ti-6Al-4V — Comparison among Selective Laser Melting, Electron Beam Melting, Laser Metal Deposition and Selective Laser Sintering, and with Conventional Powder, *Sintering Techniques of Materials*, A. Lakshmanan (Ed.), InTech, <https://www.intechopen.com/books/sintering-techniques-of-materials/an-overview-of-densification-microstructure-and-mechanical-property-of-additively-manufactured-ti-6a>, erişim tarihi: 10.03.2017
- Yıldız, T., Gür, A.K., 2011, PTA yöntemiyle üretilen AISI 1030 çelik yüzeyine FeMo kaplamada N_2 gazının kaplama mikroyapısına etkisi, 6th International Advanced Technologies Symposium, Elazığ, Turkey, 99-99.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Yi, H. C., Moore, J. J., 1992, Combustion synthesis of TiNi intermetallic compounds, *Journal of Materials Science*, p. 5067–5072.
- Yucel, B., 2010, Thermal fatigue testing of Stellite 6-coated hot work tool steel, 2010, *Materials Science and Engineering*, 527, 6091–6097.
- Zeng, Y., Leeb, S.W., Ding, C.X., 2002, Plasma spray coatings in different nanosize alumina, *Materials Letters*, 57, 495–501.
- Zhang, Y., Cheng, X., Cai, H., 2016, Fabrication, characterization and tensile property of a novel Ti₂Ni/TiNi micro-laminated composite, *Materials and Design*, 92, 486–493.
- Zhao, X., An, Y., Hou, G., Zhou, H., Chen, J., 2016, Preparation and tribological properties of plasma sprayed nano and micro-structure alumina-reinforced CuAl composite coatings, *Tribology International*, 101, 255–263.
- Zhecheva, A., Sha, W., Malinov, S., Long, A., 2005, Enhancing the microstructure and properties of titanium alloys through nitriding and other surface engineering methods, *Surface & Coatings Technology*, 200, 2192-2207.
- Zum Gahr, K., H., 1987, *Microstructure and Wear of Materials*, Tribology Series 10, Elsevier, p.4.

ÖZGEÇMİŞ

15.12.1974 tarihinde Eskişehir’de doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Eskişehir’de tamamladı. 1997 tarihinde Osmangazi Üniversitesi Makine Mühendisliği bölümünden mezun oldu. 2000 yılında Yeditepe Üniversitesi İşletme Yüksek Lisansı (Master of Business Administration - MBA) ve 2004 yılında Osmangazi Üniversitesi Makine Mühendisliği Konstrüksiyon ve İmalat Ana Bilim dalında yüksek lisans derecelerini tamamladı. 2001 yılından itibaren Tusaş Motor Sanayi A.Ş. firmasında çalışmaktadır. Evli ve iki çocuk babasıdır.

