

65877

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SİC KATKILI 2124 ALÜMİNYUM KOMPOZİTİ VE YAŞLANDIRILMIŞ
KOMPOZİTİNİN AŞINMA DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI

Mehtap MURATOĞLU

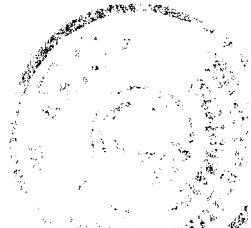
DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

1997

ELAZIĞ

FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
DOKTORA TEZİ



T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SİC KATKILI 2124 ALÜMİNYUM KOMPOZİTİ VE YAŞLANDIRILMIŞ
KOMPOZİTİNİN AŞINMA DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI

Mehtap MURATOĞLU

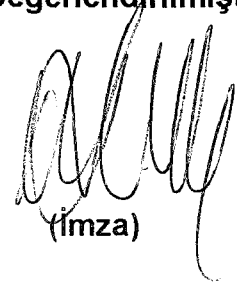
DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

Bu Tez 02.10.1998 Tarihinde, Aşağıda Belirtilen Jüri Tarafından
Oybirliği / Oyçokluğu ile Başarılı / Başarısız Olarak Değerlendirilmiştir.

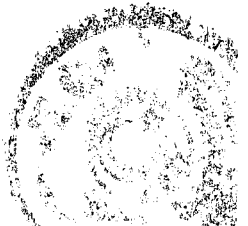

(İmza)


(İmza)


(İmza)

Danışman

Doç. Dr. Ayşen HAKSEVER



ÖZET

DOKTORA TEZİ

**SiC KATKILI 2124 ALÜMİNYUM KOMPOZİTİ VE YAŞLANDIRILMIŞ
KOMPOZİTİNİN AŞINMA DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI**

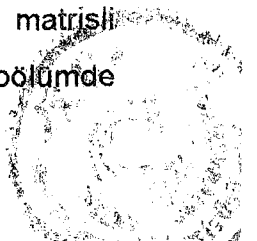
Mehtap MURATOĞLU

**Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı**

1998, Sayfa : 159

% 25 SiC takviyeli 2124 Alüminyum kompozitinin, takviyesiz matris alaşımına göre; aşınma direnci üzerinde yaşlandırmanın ve çalışma sıcaklıklarının etkisi, kuru ve yağlı kayma aşınması, abrasiv aşınma sistemleri altında araştırılmıştır. Bu amaçla hazırlanan numunelere ve aşındırılmış deney numunelerine SEM, metal mikroskobu ve EDS analizleri uygulanmıştır.

Bu çalışmanın birinci ve ikinci bölümünde, kompozitler ve metal matrisli kompozitlerin yapıları, üretim yöntemleri, mekanik özellikleri sunulmuştur. Üçüncü bölümde; aşınma, aşınmaya etki eden faktörler, aşınma mekanizmaları tartışıl, dördüncü bölümde ise partikül takviyeli metal matrisli kompozitlerin sürtünme ve aşınma davranışları verilmiştir. Beşinci bölümde



deneysel çalışmalara yer verilmiş, altıncı bölümde deney sonuçları ve tartışma incelenmiş, yedinci bölümde ise genel sonuçlar ve öneriler sunulmuştur.

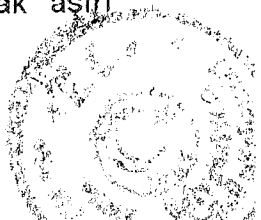
Bu sonuçlarda; numunelere uygulanan kuru ve yağlı kayma aşınması, abrasiv aşınma deney testlerinin sonunda, SiC takviyesi ile oluşturulan kompozitin takviyesiz matris alaşım numunelerine göre daha üstün bir aşınma direnci gösterdiği belirlenmiştir. SiC takviyesi ile matris arasındaki bağ mukavemeti ne kadar kuvvetli ise kompozitin aşınmaya karşı gösterdiği dirençte o kadar büyüktür.

Üç tip aşınma deney testlerinde; yapay yaşlandırma ısı ilşleminin matris mukavemeti üzerindeki etkisinin aşınma direnci açısından farklı ilşkilerinin varlığı tesbit edilmiştir. Bu ilşkiler, deneylerde numunelere uyguladığımız sıcaklık faktörü ile belirginleşmiştir.

Kuru kayma şartlarında; 100 C çalışma sıcaklığına kadar ilşlemsiz olan numuneler yaşlandırılmış numunelere göre daha iyi bir aşınma direnci gösterirken, 100 C' den sonra tam tersi olmuştur. Bu sonuçta; sıcaklıkla birlikte yaşlandırılmış numuneler üzerinde aşırı yaşlanma, ilşlemsiz numuneler üzerinde ise yaşlanma olayının ilşlemesi etkili olmuştur.

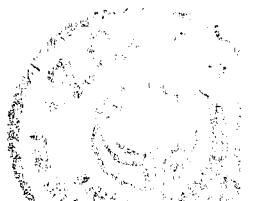
Kompozit içinde gerilmenin en yüksek olduğu SiC takviyesi - matris arayüzeyindeki bağ mukavemetinin düşmesi, bu arayüzeyde boşluk oluşumuna sebep olur. Boşluklarla atlak oluşumu hızlanır. Sıcaklıkla artan kayma gerilmesi çatlak gelişimini hızlandırır ve malzeme kaybı gerçekleşir.

Oda sıcaklığında yapılan yağlı kayma aşınmasında, numune ve elik diskin yağla temasıyla numune yüzeyinde oluşan kimyasal ve mekanik tabakanın, aşınma sırasında gerilmeyle açığa çıkan enerjiyi yutarak aşırı



malzeme kaybını önlediği ve bu şekilde yaşlandırmanın numuneler üzerinde beklenen şekilde geliştiği tesbit edilmiştir.

Abrasiv aşınma deneylerinde ise, kompozit numuneler tüm sıcaklıklarda en iyi aşınma direncini oda sıcaklığında göstermiştir. Artan sıcaklıkla birlikte artması beklenen aşınma oranı 50 °C' den sonra daha az seviyelere dūřmüřtür. Bunun sebebi ise sıcaklıkla yumuşayan matris iğine gömülen SiC tanecikleridir.



SUMMARY

PhD THESIS

**THE INVESTIGATION OF WEAR BEHAVIOUR OF SiC REINFORCED 2124
ALUMINUM COMPOSITE AND OF ITS AGED COMPOSITE**

Mehtap MURATOĞLU

**Firat University
Faculty of Technical Education
Department of Metallurgy**

1998, Page : 159

25 vol % SiC reinforced 2124 Al composite, compared with unreinforced 2124 Al was investigated under dry and oily sliding wear and abrasive wear conditions in relation with the effect of aging and working temperature on wear resistance. For this purpose; SEM, metal microscope, EDS analyses were performed on control and worn experimental specimens.

In the first and second chapters of this study, structures of composites and metal matrix composites, production process and mechanical features were presented. In the third chapter; wear, wear affecting factor and wear mechanisms



were discussed, and friction and wear behaviours of particulate reinforced metal matrix composites were figured out in the fourth chapters. In the fifth chapter, experimental studies took place, results and discussions were given in the sixth chapter. Finally, in the seventh chapter, result in general and suggestions for future aim were presented.

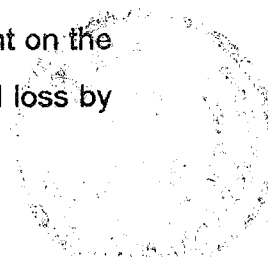
In the results, it was found that SiC reinforced 2124 Al composite were more wear resistant than unreinforced 2124 Al in all the wear testing by applying dry and oily sliding and abrasive wear. The more strength bond between SiC particulate and matrix was present, the higher resistance against wear in composite was found.

Presence of different correlation with regard to wear resistance for three kinds of wear tests were observed by measuring the effects of artificial ageing process on matrix resistance. This correlations appear obviously with relation with the temperature applied in the experiments.

While aged samples show better endurance to wear than nonaged samples below 100 °C, this finding was contradictory in experiments performed above 100 °C in dry sliding wear conditions. Progressing overaging on aged samples and aging on nonaged samples was being effectual on this results.

Decreasing bond strength at between SiC particulate and matrix interface which shear stress is maximum, causes void formation at this interface. Void formation increases crack nucleation. Increased shear stress with temperature, crack was propaged and material loss was observed.

In lubricated sliding wear experiments at room temperature, chemical and mechanical layer appeared on the surface of samples, which is dependent on the contact amongst sample, steel disc and oil, prevented excessive material loss by



absorbing the energy released during wear. Because of this reason, it was evaluated that the effect of ageing on samples was the same as our expectancies

In abrasive wear experiments, composite samples showed the best resistance in room temperature. The reason of decreased wear rate above 50 °C, although it was expected that it would increase with the temperature, was resulted from fragmented SiC sinked into the matrix softened by heat.



TEŞEKKÜR

Bu tezin önerilmesinde ve yönlendirilmesinde sağladığı büyük katkılardan dolayı doktora yöneticim T.E.F. Metalurji Eğitimi Bölüm Başkanı Sayın hocam Doç. Dr. Ayşen Haksever' e; çalışmalarım sırasında bana ışık tutan, fikir veren ve her konuda destek olup yol gösteren, çalışmanın orijinalliği açısından hiç bir fedakarlıktan kaçınmayan Metalurji mühendisliği Bölüm Başkanı Sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Mustafa Aksoy' a sonsuz teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Projenin başarılı ve verimli olması açısından mali destek sağlayan başta sayın Rektörümüz Prof. Dr. Eyüp G. İspir ve FÜNAF (Fırat Üniversitesi Araştırma Fonu) müdürü sayın Prof. Dr. Fikret Tümen Bey başta olmak üzere tüm Fünaf çalışanlarına teşekkürlerimi arz ederim.

Kuru ve yağlı aşınma deneylerinin yapıldığı Kayseri Erciyes Üniversitesi Mühendisliğinde, çalışmalar sırasında bilgi ve yardımlarını esirgemeyen Mühendislik Fakültesi Dekanı Sayın Prof Dr. M. Baki Karamış' a, Yrd.Doç. Dr. Durmuş'a , Arş. Gör. Eyüp Sabri Topal' a ve diğer bölüm hocaları ve çalışanlarına sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez konusunun belirlenmesinde ve deneylerde kullanılan kompozit numunelerin İngiltere' den temin edilebilmesindeki yardımlarından dolayı T.E.F. Metalurji Eğitimi Bölümü öğretim üyesi Yrd.Doç. Dr. Nuri Orhan' a , deneylerde kullanılan çelik disklerin işlenerek hazır hale getirilmesinde ve abrasiv deneylerinin yapılmasında büyük katkısı olan Tek. Bil. MYO Makina Bölümü Öğr.Gör. Şinasi Elçi ve Dr. Mahmut İzcilere ,diğer hoca ve teknisyenlerine teşekkürlerimi sunarım.

Deneylerde kullanılan numunelerin SEM ve EDS incelemelerinde yardımcı olan O.D.T.Ü Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği öğretim üyesi sayın Prof. Dr. Erdoğan Tekin ve diğer bölüm hocaları ile Arş. Gör. Enis Onur' a teşekkürlerimi sunarım.

Doktora tezini bilgisayarda titizlikle yazan F.Ü. Mühendislik Fakültesi Kimya Mühendisliği Bölüm Şefi Sayın İlyas ÖZEK'e teşekkürlerimi sunar.

Ayrıca çalışmalarım süresince büyük yardım ve manevi desteklerini esirgemeyen eşim Tuğnur Muratoğlu' na teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	iii
SUMMARY	vi
TEŞEKKÜR	ix
İÇİNDEKİLER	xi
SEMBOLLER LİSTESİ	xiv
ŞEKİLLER LİSTESİ	xv
TABLolar LİSTESİ	xix
RESİMLER LİSTESİ.....	xxi
1. GİRİŞ	1
2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER	4
2.1. Giriş	4
2.2. Metal Matrisli Kompozitlerde Kullanılan Takviyeler	8
2.2.1. Karbon ve grafit	9
2.2.2. Bor	10
2.2.3. Silisyumkarbür	10
2.2.4. Alümina	12
2.2.5. Metalik teller	13
2.3. Metal Matrisli Kompozitlerde Yapı Bileşenlerinin Uygunluğu ..	15
2.4. Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri	17
2.5. Metal Matrisli Kompozitlerin Mekanik Özellikleri	19
2.6. Süreksiz SiC Katkılı Alüminyum Matrisli Kompozitler	24
2.6.1. Üretim yöntemleri	25
2.6.2. Matris alaşımı	28
2.6.3. Silisyum karbürün şekli, boyutu ve miktarı	30

2.6.4. Isıl işlemler	33
2.6.5. Termomekanik işlemler	37
3. SÜRTÜNME VE AŞINMA	39
3.1. Sürtünme	39
3.3. Aşınma	42
3.4. Aşınmaya Etki Eden Faktörler	45
3.4.1. Ana malzemeye bağlı faktörler	46
3.4.1.1. Malzemenin kristal yapısı	46
3.4.1.2. Malzemenin sertliği	46
3.4.1.3. Isıl işlemin etkisi	47
3.4.1.4. Yüzey pürüzlülüğü	47
3.4.2. Karşı malzemeye bağlı faktörler ve aşındırıcının etkisi	47
3.4.3. İşletme koşulları (basınç, hız, kayma yolu)	49
3.4.4. Aşınma direncine karbürlerin etkisi	49
3.4.5. Matrisin etkisi	50
3.5. Aşınma Mekanizmaları	51
3.5.1. Adhesiv aşınma	51
3.5.2. Abrasiv aşınma	53
3.5.3. Triboksidasyon aşınması	55
3.5.4. Yorulma aşınması	57
4. PARTİKÜL TAKVİYELİ METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN	
TRİBOLOJİK SÜRTÜNME VE AŞINMA DAVRANIŞLARI	59
4.1. Sürtünme ve Kayma Aşınması	59
4.2. Sürtünme ve Abrasiv Aşınma	62
4.3. Aşınmada Takviye Parçacığının Boyutunun Etkisi	64
4.4. Test Parametrelerinin Etkisi	65
4.5. Temas Şartlarının Etkisi	66
4.6. Aşınma Mekanizmaları	67
4.6.1. Sert partiküller takviyeli metal matrisli kompozitlerde kayma aşınması mekanizmaları	67

4.6.2. Sert partiküller takviyeli kompozitlerin abrasiv aşınma mekanizmaları	69
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	71
5.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler	71
5.2. Aşınma Deneyleri	73
5.2.1. Metal- Metal aşınması	73
5.2.2. Abrasiv aşınma	77
5.3. Metalografik Çalışmalar	78
5.4. EDS analizi	79
6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	80
6.1. Kuru Metal-Metal Kayma Aşınması Deney Sonuçları	80
6.1.1. Deney numunelerinin SEM ve EDS sonuçları	80
6.1.2. Kayma aşınması sonuçları	86
6.1.3. Sürtünme katsayısı ve aşınma direnci ilişkisi	93
6.1.4. Aşınmış yüzeylerin SEM ve EDS sonuçları	106
6.1.5. Yüzey altı yapılarının optik mikroskop inceleme sonuçları....	121
6.2. Yağlı Metal - Metal Kayma Aşınması Deney Sonuçları	135
6.3. Abrasiv Aşınma Deney Sonuçları	140
7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	148
8. KAYNAKLAR	151

SEMBOLLER

SEM	: Taramalı Elektron Mikroskopu
EDS	: Noktasal Analiz
MMC	: Metal Matrisli Kompozit
PMMC	: Partikül Takviyeli Metal Matrisli Kompozitler
SiC	: Silisyum Karbür
SiC_p	: Tanecik halindeki Silisyum Karbür
P/M	: Toz metalurjisi
RT	: Oda sıcaklığı
μ	: Sürtünme Katsayısı

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1. Kompozit malzeme tipleri	5
Şekil 2.2. Bazı fiberlerin yüksek sıcaklıklardaki mukavemetleri	12
Şekil 2.3. Alüminyum alaşımlı kompozitler için, partikül hacim yüzdesine bağlı olarak kopma mukavemeti özellikleri	22
Şekil 2.4. Alüminyum alaşımlı kompozitler için, partikül hacim yüzdesi fonksiyonuna bağlı olarak uzama özellikleri	22
Şekil 2.5. SİC içeren alüminyum alaşımlı kompozitlerin kırılma tokluğunun SİC hacim yüzdesine göre gösterimi	23
Şekil 2.6. Süreksiz seramik takviyeli metal matris kompozitlerin üretim yolları	24
Şekil 3.1. Metal-metal temasında adhezyon ve kopma bölgeleri	40
Şekil 3.2. Sürtünen iki cisimde aşınmanın temel unsurları	43
Şekil 3.3. Tribolojik sisteme giren enerjinin dağılımı	44
Şekil 3.4. Metal-metal sürtünmesi esnasında yüzeyden parça kopması	51
Şekil 3.5. Abrasiv aşınma mekanizması	53
Şekil 3.6. İki elemanlı abrasiv aşınma	54
Şekil 3.7. Üç elemanlı abrasiv aşınma	55
Şekil 4.1. Çelik bir yüzeye karşı kayan alüminyum alaşımlı partikül takviyeli kompozitlerin, partikül hacim yüzdesine göre spesifik aşınma hızları	63
Şekil 4.2. Çelik bir yüzeye karşı kayan metal matrisli kompozitlerde, partikül hacim yüzdesine göre sürtünme katsayısı	64
Şekil 4.3. Alüminyum alaşımlı kompozitlerde, partikül hacim yüzdesine göre spesifik abrasiv aşınma hızı	66

Şekil 4.4. Kayma aşınması altında metal matrisli kompozitler için partikül boyutuna göre spesifik aşınma hızı	67
Şekil 4.5. Metal matrisli kompozitlerde, normal yüke göre aşınma hızı....	68
Şekil 4.6. Kayma aşınması altında, Cu-30 Ta yumuşak partikül takviyeli kompozitler için, normal temas basıncına göre spesifik aşınma hızı	69
Şekil 4.7. Sert partikül içeren metal matrisli kompozitlerin abrasiv aşınmasında kopma işleminin şematik gösterimi	72
Şekil 5.1. Kayma aşınması deney cihazının şematik görünüşü	74
Şekil 5.2. Çelik disklerin şekil ve boyutunu gösteren şematik görünüşü...	75
Şekil 5.3. Abrasiv aşınma deney cihazının şematik görünüşü.....	77
Şekil 6.3. İşlemsiz Kompozit numuneden alınan EDS analizi. a) * noktasından alınan EDS analizi, b) & noktasından alınan EDS analizi.....	84
Şekil 6.4. Yaşlandırılmış Kompozit numuneden alınan EDS analizi. a) Karbür üstünden alınan EDS analizi, b) matristen alınan EDS analizi.....	85
Şekil 6.5. Numunelerin oda sıcaklığında, kayma mesafesine bağlı olarak aşınma ağırlık kayıpları.....	86
Şekil 6.6. Numunelerin 50 °C sıcaklığına ısıtılarak aşındırıldığında, kayma mesafesine bağlı olarak aşınma ağırlık kayıpları.....	87
Şekil 6.7. Numunelerin 100 °C sıcaklığına ısıtılarak aşındırıldığında, kayma mesafesine bağlı olarak aşınma ağırlık kayıpları.....	87
Şekil 6.8. Numunelerin 150 °C sıcaklığına ısıtılarak aşındırıldığında, kayma mesafesine bağlı olarak aşınma ağırlık kayıpları.....	90
Şekil 6.9. Numunelerin 50 oC sıcaklığına ısıtılarak aşındırıldığında, kayma mesafesine bağlı olarak aşınma ağırlık kayıpları.....	90
Şekil 6.10.3020 m kayma mesafesi sonunda sıcaklığa bağlı aşınma	

Şekil 6.11. İşlemsiz kompozit numunenin, kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları değişimi a) oda sıcaklığı, b) 50 °C, c) 100°C, d) 150 °C e) 200 °C.....	95
Şekil 6.12. Yaşlandırılmış kompozit numunenin, kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları değişimi a) oda sıcaklığı, b) 50 °C, c) 100°C, d) 150 °C e) 200 °C.....	98
Şekil 6.13. İşlemsiz matris alaşım numunesinin, kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları değişimi a) oda sıcaklığı, b) 50 °C, c) 100°C, d) 150 °C.....	100
Şekil 6.14. Yaşlandırılmış matris alaşım numunesinin, kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları değişimi a) oda sıcaklığı, b) 50 °C, c) 100°C, d) 150 °C e) 200 °C.....	103
Şekil 6.15. Kompozit numunelerin sıcaklığa bağlı sürtünme katsayısı değişimi.....	104
Şekil 6.16. Matris alaşım numunelerinin sıcaklığa bağlı sürtünme katsayısı değişimi.....	104
Şekil 6.17. 50 °C' de aşındırılan işlemsiz kompozit numune yüzeyinden alınan EDS analizi.....	108
Şekil 6.18. 50 °C' de aşındırılan yaşlandırılmış kompozit numune yüzeyinden alınan EDS analizi.....	110
Şekil 6.19. Yaşlandırılmış kompozit numune için, kesintili ve kesintisiz aşınma deney şartları sonunda, kayma mesafesine bağlı olarak elde edilen sürtünme katsayısı değişimleri.....	112
Şekil 6.20. 100°C' de aşındırılan işlemsiz kompozit numune yüzeyinden alınan EDS analizi	115
Şekil 6.21. Aşınma sırasındaki teması gösteren bir model.....	121
Şekil 6.22. Boşlukların kesme deformasyonu ile, aşınma partikülleri oluşumu işlemi.....	122

Şekil 6.23. Akış çizgilerini kullanarak aşınmış yüzeyaltındaki kesme gerinmesinin tahmin etmek için geliştirilmiş bir metoda ait şematik diagram.....	126
Şekil 6.24. İşlemsiz kompozit numunelerin plastik deformasyon bölgesinden belirlenen akış çizgileri: a) oda sıcaklığında aşındırılan, b) 50°C' de aşındırılan, c) 100 °C' de aşındırılan, d) 150 °C' de aşındırılan, e) 200 °C' de aşındırılan.....	129
Şekil 6.25. Yaşlandırılmış kompozit numunelerin plastik deformasyon bölgesinden belirlenen akış çizgileri: a) oda sıcaklığında aşındırılan, b) 50°C' de aşındırılan, c) 100 °C' de aşındırılan, d) 150 °C' de aşındırılan, e) 200 °C' de aşındırılan.....	132
Şekil 6.26. Aşınmış yüzey altındaki değişik deformasyon bölgelerini gösteren şematik diagram.....	134
Şekil 6.27. Oda sıcaklığında yağlı olarak yapılan aşındırma deneyleri sonunda, kayma mesafesine bağlı olarak aşınma ağırlık kayıpları.....	136
Şekil 6.28. Oda sıcaklığında aşındırılan kompozit numunelerin kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı grafikleri: a) İşlemsiz numune, b) yaşlandırılmış numune.....	137
Şekil 6.29. Kompozit numunelerin aşınma sonrası sıcaklığa bağlı ağırlık kayıpları.....	140
Şekil 6.30. Oda sıcaklığında abrasiv olarak aşınmış yaşlandırılmış kompozit yüzeyinden alınan EDS analizi.....	142



TABLOLARIN LİSTESİ

		<u>Sayfa</u>
Tablo 2.1.	Katkı malzemesi olarak en çok kullanılan sürekli fiberlerin mekanik özellikleri	13
Tablo 2.2.	Sürekli katkı malzemelerinin kullanılabilirliğini etkileyen bazı özellikler	13
Tablo 2.3.	MMK'lerde en yaygın olarak kullanılan matris alaşımlarının mekanik özellikleri	19
Tablo 2.4.	Sürekli fiber kaplı bazı MMK'lerin mekanik özellikleri	19
Tablo 2.5.	SiC_w ve SiC_p takviyelendirmenin Al-MMK'nın bazı mekanik özelliklerine etkisi	29
Tablo 2.6.	Değişik hacim oranlarında SiC ile takviyeli 2124 Al-matrisli kompozitlerin bazı mekanik özellikleri	32
Tablo 2.7.	Homojenleştirme tavlamaının 2124/%20 SiC_p kompozitinin özelliklerine etkisi	34
Tablo 2.8.	Çeşitli şartlarda gerçekleştirilen ısı işlemlerin 2124/%20 SiC_w veya SiC_p kompozitlerinin mekanik özelliklerine etkisi	34
Tablo 3.1.	Aşındırıcı malzemelerin sertlik değerleri	47
Tablo 3.2.	Aşınma ve aşınma mekanizmaları	57
Tablo 5.1.	Deneylerde kullanılan malzemelerin kimyasal analizleri....	71
Tablo 5.2.	Deneylerde kullanılan numuneler ve özellikleri.....	73
Tablo 6.1.	Numunelerin EDS analiz sonuçları.....	86
Tablo 6.2.	Deney numunelerinin kayma mesafesi ve sıcaklığa bağlı olarak aşınma ağırlık kaybı miktarları.....	91
Tablo 6.3.	Deney numunelerinin 3020m kayma mesafesi sonunda, sıcaklığa bağlı aşınma direçleri.....	92

Tablo 6.4.	İlk 604m için sürtünme katsayısı değerleri.....	103
Tablo 6.5.	Yaşlandırılmış kompozit numune için, kesintili ve kesintisiz aşınma deney şartları sonunda, sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kayıpları.....	113
Tablo 6.6.	Kompozit numunelerde, plastik deformasyon bölgesindeki akış çizgilerine göre belirlenen "Z" değerleri.....	133



RESİMLERİN LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Resim 1. Matris alaşım numunesinin aşındırılmadan önceki işlemsiz halinin iç yapı SEM mikroskop fotoğrafı.....	80
Resim 2. Matris alaşım numunesinin aşındırılmadan önceki yaşlandırılmış halinin iç yapı SEM mikroskop fotoğrafı.....	81
Resim 3. Kompozit numunenin aşındırılmadan önceki işlemsiz halinin iç yapı SEM mikroskop fotoğrafı.....	83
Resim 4. Kompozit numunenin aşındırılmadan önceki yaşlandırılmış halinin iç yapı SEM mikroskop fotoğrafı.....	83
Resim 5. 50°C' de aşındırılan işlemsiz matris alaşım numunesinin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	106
Resim 6. 50°C' de aşındırılan işlemsiz kompozit numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	107
Resim 7. 50°C' de aşındırılan yaşlandırılmış matris alaşım numunesinin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	109
Resim 8. 50°C' de aşındırılan yaşlandırılmış kompozit numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	109
Resim 9. 100 °C' ye ısıtılarak aşındırılmış işlemsiz kompozit numune yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	114
Resim 10. 100 °C' ye ısıtılarak aşındırılmış yaşlandırılmış kompozit numune yüzeyinin SEM fotoğrafı.....	114
Resim 11. 100 °C' ye ısıtılarak aşındırılmış matris alaşım numuneleri yüzeyinin SEM fotoğrafı a) işlemsiz numune, b) yaşlandırılmış numune.....	116

Resim 12. Isıtılarak aşındırılmış, yaşlandırılmış kompozit numune yüzeylerinin SEM fotoğrafı (x150); a)150 °C , b) 200 °C.....	118
Resim 13. Isıtılarak aşındırılmış, yaşlandırılmış kompozit numune yüzeylerinin SEM fotoğrafı (x750) a)150 °C , b) 200 °C.....	119
Resim 14. Kompozit numunelerin aşındırılmasında kullanılan çelik diskler a) 50°C, b) 150 °C.....	120
Resim 16. Oda sıcaklığında aşındırılmış kompozit numunelerin iç yapılarının optik mikroskop fotoğrafları; a) İşlemsiz numune, b) yaşlandırılmış numune.....	123
Resim 17. 100 °C' de ısıtılarak aşındırılan işlemsiz kompozit numunedeki deformasyon çizgilerini gösteren optic mikroskop fotoğrafı.....	124
Resim 18. 100 °C' de ısıtılarak aşındırılan yaşlandırılmış kompozit numunede içyapıyı gösteren optic mikroskop fotoğrafı.....	125
Resim 20. Yağlı olarak aşındırılmış kompozit yüzeylerinin SEM fotoğrafı; a)İşlemsiz numune, b) yaşlandırılmış numune.....	139
Resim 21. Yaşlandırılmış kompozit numunenin oda sıcaklığında abrasiv olarak aşındırılmış yüzey SEM fotoğrafı.....	141
Resim 22. 50 °C' de abrasiv olarak aşındırılmış kompozit numunenin yüzeylerinin SEM fotoğrafı;a)İşlemsiz numune, b) yaşlandırılmış numune.....	143
Resim 23. 200 °C' de abrasiv olarak aşındırılmış yaşlanmış kompozit numunenin yüzeylerinin SEM fotoğrafı; a)İşlemsiz numune, b) yaşlandırılmış numune.....	143
Resim 24. Abrasiv olarak aşındırılmış yaşlanmış kompozit numunelerin yüzeyaltı optik mikroskop fotoğrafları; a) oda sıcaklığı, b)50 °C c) 100 °C , d)150 °C, e) 200 °C.....	146
Resim 25. 150 °C' de aşındırılan işlemsiz kompozit numunede, yüzeyaltında gözlenen yorulma çatlakları optik mikroskop.....	147

1. GİRİŞ

Kompozit malzeme üretiminin bilinçli olarak ele alınması ve bilimsel yaklaşımlarla yeni malzemelerin geliştirilmesi ancak 1940'lı yıllarda cam takviyeli plastiklerin kullanımı ile başlamıştır. 1950'lerde ise uçak pervaneleri kompozit malzemedan yapılmaya başlanmıştır. Bugün uçak endüstrisinde % 90'a varan oranlarda kullanılan kompozit malzemelere örnek olarak, çeşitli polimer (plastikler) içerisinde gömülmüş karbon lifleri, alüminyum içerisine dizilmiş boron lifleri veya 1000°C üzerindeki sıcaklıklarda çalışan ve nikel alüminyum alaşımı içerisine oluşturulmuş nikel-niobiyum levhaları ile kuvvetlendirilen malzemeler gösterilebilir (ASM, 1986). Verilen örneklerden anlaşılacağı üzere kullanılacak kompozit malzeme, istenen mekanik özellikler, çevre şartlarına dayanıklılık, görünüm, maliyet vb. özellikler ile çok çeşitli olabilmekte ve hemen hemen her şartı karşılayabilecek uygun bir takviye-matris çifti oluşturabilmektedir.

Otomotiv endüstrisi, spor malzemeleri ve tıp alanında bazı uygulamalar için metal matrisli kompozit malzemelere olan ilgi son beş yıl içinde, ucuz pekiştirici temininden ve kompozitin özellikleri ve mikroyapısının yeniden şekillendirilebilmesinden dolayı hızla yükselmiştir. SiC ve Al₂O₃ takviyeleri yaygın olarak bulunabilmesi ve kullanım üstünlüklerinden dolayı, partikül veya kısa elyaf (whisker) şeklinde, metal matrisli kompozitler için yaygın bir araştırma alanı olmuştur(Cornie "vd",1986). Mühendislik uygulamalarında, partikül takviyeli metal matrisli kompozitler gösterdiği iyi kayma aşınması direnci açısından büyük bir ilgi alanı olmuştur. Örneğin PMMC' ler ve seramik fiberler, uçak frenleri (Peterson "vd",1977) ve diesel

piston makinalarında (Munro,1983) aşınma direncini pekiştirmek için araştırılmıştır. Testler; matris alaşımı, takviye tipi, boyutu ve yüzdesi, değişik test şartları gibi geniş bir çeşitlilikte yapılmıştır.

M. A. Zam tarafından; Al- C matris içine, matris içinde partikül takviyesinin hacimce yüzde miktarının aşınma ve sürtünme davranışı üzerindeki etkisi, % 40 'a kadar SiC ilavesi ile incelenmiştir. SiC yüzdesinin artmasıyla aşınma direnci de artmıştır. Bununla birlikte artan hacim oranıyla birlikte takviye boyutunun artması da aşınma direncini artırmıştır (Lee "vd",1992). Özellikle alüminyum matris alaşımlı kompozitler üzerinde yaşlandırma şartlarının etkisini gözlemlemek için yapılan araştırmada; kompozitin mukavemet / sertliğinin yalnızca partikül takviyesine değil aynı zamanda çöktürerek sertleşme etkisinede bağlı olduğu bulunmuştur (Rack,1988).

Kuru ve yağlı şartlarda yapılan kayma aşınması çalışmalarında; yağlı şartlarda aşındırmada kompozitin, takviyesiz alaşımına göre daha üstün bir direnç gösterdiği gözlenmiştir (Prasad,1987). Bununla birlikte kuru şartlarda, karmaşık ve çoğu kez tezat sonuçlar değişik araştırmacılar tarafından gözlenmiştir. Örneğin, Saka ve Karalekas, Cu-Al₂O₃ kompozitinin WC- Co kaplı çelik üzerinde blok-ring sistemine göre kuru kayma şartlarında, aşınma direncinin takviyesiz matris alaşımından daha az olduğu bulmuştur.

Alpas ve Embury' de aynı sonucu SiC-Al kompozitinde gözlemlemiş ve eniyi sonucu yağlı aşınma şartlarında elde etmiştir. Bunların aksine, Hosking aynı blok- çelik ring sistemini kullanarak kuru kayma aşınmasında Al₂O₃ fiber takviyeli kompozitin üstün aşınma direncini gösterdiğini bulmuştur. Kuru



kayma aşınması şartlarında aşınma hızına ve uygulanan yüke bağlı olarak, değişik mikroyapı karakterleri ve kimyasal bileşimi gösteren, hafif aşınma ve şiddetli aşınma tipleri belirlenmiştir (Antoniou "vd",1987). Hızın ve yükün artmasıyla hafif aşınmadan şiddetli aşınma tipine geçiş olmuştur.

İncelenen literatürlerde yapılan araştırmaların çoğunda, aşınma deneyleri numunelerin oda sıcaklığı şartlarındaki durumlarına göre yapıldığı tesbit edilmiştir.Yapılan çalışma, bu eksiklik dikkate alınarak yapılmıştır. % 25 SiCp takviyeli 2124 Al kompoziti (P / M) ve döküm yöntemiyle üretilen 2124 Al matris alaşımının , yaşlandırılmış ve işlemsiz hallerinin aşınma davranışları araştırılmıştır. Deneylerde hız ve yük sabit tutulup sıcaklık, değişken faktör olarak alınmıştır. Deney numuneleri; oda sıcaklığı, 50 °C, 100 °C, 150 °C ve 200 °C sıcaklıklarına ısıtılarak, bu sıcaklıklara bağlı olarak aşınma davranışları kuru, yağlı kayma ve abrasiv aşınma sistemlerinde incelenmiştir.



2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

2.1. Giriş

20. asrın ikinci yarısında tekniğin hızla gelişmesi, beraberinde sanayinin temel girdisi olan malzeme ve malzeme biliminde gelişmelerin hızlanmasını sağlamıştır. Fakat bu gelişim; yeryüzünde bulunan ham maddelerin sınırlı olması ve malzemelerin özelliklerinin sınırlı olmasında dolayı, teknolojinin gelişmesine ayak uyduramamıştır. Uzay araçlarının yapımına geçilen asrımızda bilim adamları çağın yenilikleri ile birlikte mevcut malzemelerin özelliklerinden bilimin gelişmesi paralelinde günün şartlarına uyacak şekilde gerek ekonomik gerekse teknik yönden daha uygun malzemeler üretme yoluna gitmiştir. Bu amaçla kompozit malzemeler üretilmiştir.

Mühendislik malzemeleri genellikle metaller, seramikler ve plastikler olmak üzere üç ana gruba ayrılır. Bunların yanında aynı yada farklı gruplardan iki veya daha çok malzemenin uygun özelliklerini bir araya getirmek, yada yeni bir özellik ortaya çıkarmak amacıyla oluşturulan malzeme kısaca KOMPOZİT MALZEMELER olarak adlandırılır.

Kompozit malzemelerin avantajı bileşenlerinin en iyi özelliklerini biraraya getirmesidir. Kompozit malzemelerin üretimiyle aşağıdaki özelliklerinin bir veya birkaçının geliştirilmesi amaçlanır;

- * Yorulma dayanımı
- * Aşınma dayanımı
- * Korozyon dayanımı



- * Kırılma tokluğu
- * Yüksek sıcaklık özellikleri
- * Isıl iletkenlik
- * Elektrik iletkenliği
- * Rijitlik
- * Ağırlık
- * Fiat
- * Estetik görünüm
- * İmalat kolaylığı

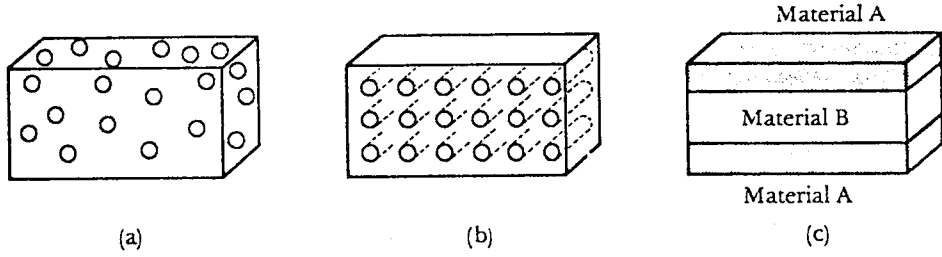
Kompozit malzemelerde; kuvvetleri elyafa iletmek, lifleri ortamın etkisinden ve darbelerden korumak, kompozit malzemelerin tokluğunu artırmak gibi görevleri üstlenen matrise ve matris malzemelerine göre kompozit malzeme belirli bir sınıflandırmaya tabi tutulur :

- a) Plastik matrisli kompozit malzemeler
- b) Metal matrisli kompozit malzemeler

Yapısal olarak MMK'ler tek bileşenli alaşımlarla başarılabilen gerekli özellikleri sağlamak üzere bir metal alaşımlı matris içinde sürekli veya süreksiz (kısa) fiber, whisker veya partikül şeklinde katkı (takviye) fazı içerir. Bu açıdan günümüzde elde edilebilen MMK'ler başlıca üç gruptan birinde yer almaktadır :

1- Katılığın ve çoğunlukla da mukavemetin artmasıyla sonuçlanan, bir bağlayıcı matris içine tane şeklindeki katkı maddelerinin ilavesi ile oluşturulan partikül esaslı kompozitler,

2- Yüksek uzunluk/çap (L/D) oranı nedeni ile daha büyük yük iletimi yeteneğine sahip dolayısıyla yüksek dayanımlı whisker, kısa fiber veya lamel esaslı kompozitler,



Şekil 2.1. Kompozit malzeme tipleri a) Parçacıklı kompozit malzemeler, b) Elyaflı kompozit malzemeler, c) Tabakalı kompozit malzeler (Donald, 1988).

3- Fiberin yüksek yeterlikli tüm özelliklerini taşıyan sürekli fiber esaslı kompozitler (Şekil 2.1).

Bu kompozit sistemlerinin herbirinin de ayrı üstünlükleri ve yetersizlikleri söz konusudur. Örneğin, partikül esaslı MMK'ler düşük maliyet, rijitliğinde dikkate değer gelişme ve hemen hemen izotropik özellikler gösterir. Ancak mukavemetteki gelişme azdır. Whisker veya kısa fiber katkılı MMK'lerin, partikül esaslılara oranla daha pahalı, fakat daha mukavimdir. Sürekli fiber katkılı MMK'ler katılık ve mukavemetin en iyi kombinasyonunu vermelerine karşın bu kompozitlerin özellikleri anizotropiktir ve asıl zayıflıkları, kullanılan fiberlerin ve üretim maliyetlerinin oldukça yüksek olmasındandır. Örneğin sürekli fiberlerin kilogram başına fiyatları bor, SiC, karbon ve E-glass için sırasıyla 700, 220, ve 5.5 US \$ iken, kısa fiberlerde SiC ve Al₂O₃ için kilogram başına fiyatlar 90-550 ve 35-90 US \$ arasında değişmektedir. Oysa partikül katkılı kompozitlerin tüm maliyeti 5-20 US \$ arasındadır (Huda " ve", 1993).

sürekli fiberlerin kilogram başına fiyatları bor, SiC, karbon ve E-glass için sırasıyla 700, 220, ve 5.5 US \$ iken, kısa fiberlerde SiC ve Al₂O₃ için kilogram başına fiyatlar 90-550 ve 35-90 US \$ arasında değişmektedir. Oysa partikül katkılı kompozitlerin tüm maliyeti 5-20 US \$ arasındadır (Huda " ve", 1993).

Kompozit malzemelerde metalik matrislerin kullanılmasının sağladığı üstünlükler, metallerin bilinen bazı özellikleriyle ilgilidir. Bunlar;

- 1- Yüksek mukavemet ve yüksek elastik modül,
- 2- Yüksek tokluk ve darbe özellikleri,
- 3- Sıcaklık değişimleri veya ısıl şoklara karşı düşük bir duyarlık,
- 4- Yüksek yüzey dayanımı ve yüzey hatalarına karşı düşük uyarlık,
- 5- Yüksek elektriksel ve ısıl iletkenlik,
- 6- Değişik tekniklerle şekillendirebilme ve işlenebilme özellikleri.

Seramikler, plastiklerle karşılaştırıldığında metallerin mukavemet ve modülleri daha yüksektir. Matris mukavemeti özellikle takviye yönü dışındaki yönlerde kompozit özelliklerini kontrol etmesi açısından kritik bir önem taşır. Kompozit malzemenin sürünme, yorulma mukavemeti, kaynak ile birleştirilmiş parçalarda kaynak mukavemeti matris malzemesinin mukavemetine önemli derecede bağlıdır. Matris malzemesinin mukavemet ve modülünün yüksek olması aynı zamanda, pahalı takviyelerin daha az oranda kullanılmasını sağlar.

Metalik malzemelerin sıcaklık değişimlerine karşı aşırı duyarlı olmayışı yüksek sıcaklık uygulamaları için önem taşır. Refrakter seramiklerin yüksek

sıcaklık dayanımlarının yüksek olmasına karşılık, sıcaklık değişimi ile ortaya çıkan ısıl şoklara karşı dirençleri metallerden düşüktür.

Matris malzemesine göre sınıflandırılan reçine esaslı kompozitler, metalik kompozitlere göre çok daha hızlı bir gelişme göstermiştir. Bu farklılık, reçine ve metallerin kendilerine özgü özellikleri, ekonomik olarak üretilebilen uygun özellikteki

takviyelerin geliştirilmesi, takviye ile matris arasındaki uyum ve ekonomik üretim tekniklerinin uygulanabilirliği ile ilgilidir.

2.2. Metal Matrisli Kompozitlerde Kullanılan Takviyeler

Metalik kompozitlerde kullanılacak takviyelerin belirli özelliklere sahip olması gerekir. Bu özellikler;

a) Yoğunluk : Yüksek performanslı kompozitlerde spesifik mukavemet (mukavemet/yoğunluk) ve spesifik modülün (modül/yoğunluk) yüksek olması istenir. Özellikle uçak ve uzay araçları için düşük yoğunluklu, yüksek mukavemet ve modüllü takviyeler kullanılması kritik bir önem taşır.

b) Üretim kolaylığı : Yüksek modüllü veya yüksek mukavemetli bazı malzemelerin fiber veya whisker şeklinde üretimleri zordur ve özel tekniklerin uygulanmasını gerektirdiğinden pahalıdır.

c) Isıl direnç ve ısıl kararlılık : Metalik kompozitler genellikle yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilmiştir. Bu nedenle yüksek sıcaklıklarda mukavemetlerini koruma özellikleri, oda sıcaklığındaki mekaniksel özelliklerinden çok daha önemlidir.

d) Kimyasal uygunluk : Takviye fiberlerin metalik matris ile iyi



arayüzey bağı oluşturması, matris içerisinde çözünmemesi ve reaksiyon girmemesi gerekir.

2.2.1. Karbon ve grafit

Karbon ve grafit fiberler düşük yoğunluklu, mukavemet ve modülü, ısı dirençleri ve kararlılıkları yüksek olan takviyelerdir. Bu özellikleri nedeniyle metal matrisli kompozitlerin yanısıra, yüksek performanslı reçine kompozitlerinde de kullanılırlar. Karbon ve grafit fiberler organik esaslı maddelerden üretildiklerinden genellikle organik takviyeler olarak kabul edilirler. Rayon, poliakrilonitril (PAN) ve zift, grafit ve karbon takviyelerin üretiminde kullanılan hammaddelerdir.

Karbon ve grafit adları, aynı anlamda birbiri yerine kullanılabilmeyle beraber kimyasal bileşimleri arasında bir fark vardır. PAN esaslı karbon fiberler % 93-95 arasında karbon içerirken, grafit fiberlerindeki karbon yüzdesi genellikle % 99'un üstündedir. Üretim sıcaklıklarının değişmesine neden olur. PAN esaslı karbon fiberler yaklaşık 1361°C'de üretilirken, yüksek modüllü grafit fiberleri 1900-3000°C sıcaklıklarında üretilirler.

Karbon ve grafit pekiştiricileri kompozit malzeme teknolojisinde çeşitli şekillerde kullanılırlar. Bunlar;

- 1- Sürekli iplikler ve filaman demetleri,
- 2- Öğütülmüş fiberler,
- 3- Elyaf lar (kıyılmış fiberler),
- 4- Tek yönlü pekiştirilmiş şeritler,
- 5- Örgü ve dokunmuş kumaşlar.



2.2.2. Bor

Bor filamanları yüksek mukavemet ve modüllü kompozitlerin üretiminde kullanılırlar. Ortalama yoğunlukları 2.6 gr/cm^3 , çekme mukavemetleri $35 \times 10^6 \text{ kg/cm}^2$, Young modülü $4.2 \times 10^6 \text{ kg/cm}^2$ kadar olup, sert, rijit ve gevrek yapıdadırlar. Polimerik ve metalik matrislerin takviyelendirilmesinde değişik çap ve formlarda kullanılırlar.

Bor fiberleri, ince tungsten veya karbon tek filaman üzerine kimyasal buhar toplama tekniği ile kaplanarak üretilirler. Tungsten üzerine kaplanmış fiberler B-W, karbon kaplananlar B-C şeklinde gösterilirler. Karbon filamanı üzerine bor kaplama daha ekonomik ve filaman yoğunluğu da daha düşüktür. 0,03 mm çapında karbon üzerine kaplanmış bor filamanlarının mekaniksel özellikleri B-W filamanlarına göre daha düşüktür.

Bor filamanları genellikle 0,05; 0,10; 0,14 ve 0,20 mm çapında üretilirler. Kullanılan tungsten filamanının çapı sabittir (0,01). Bor filamanlarının çapları arttığında spesifik modülleri de artar. Önemli bir dezavantajları yoğunluklarının yüksek oluşudur.

2.2.3. Silisyumkarbür

Silisyumkarbürün oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve rijitliğini koruma özelliği bor filamanlarından daha iyidir. Ergimiş alüminyumun SiC filamanları üzerindeki etkisi de bor filamanlarına göre çok



düşüktür. Bu nedenle alüminyum matrislerin takviyelendirilmesinde kullanılan bor filamanları SiC ile kaplanırlar.

Bor fiberlerine benzer şekilde silisyumkarbür filamanları da kimyasal buhar kaplama tekniği ile üretilirler. Bor ve silisyumkarbür filamanlarının üretiminde kullanılan reaktörler benzer olup, bortriklorür yerine silan bileşikleri kullanılır. Kaplama, tungsten veya karbon tel filamanları üzerine yapılır. Kullanılan tungsten tel filamanının çapı 0.01 mm dir. W filamanı, 1200°C de hidrojen gazı mevcudiyetinde etiltri-klor-silan gibi silan bileşiklerinin ısı ayrışmasıyla SiC ile kaplanır. Akışkan yatakta SiC üretimi, tel üzerine kaplama tekniğine göre daha ekonomiktir. 0.03 mm çapında ve 25.4 mm uzunluğundaki "tohum fiber"lerin akışkan yatakta 1200-1260°C de % 79 argon, % 18 hidrojen, % 1.8 metiltri-klor-silan ve % 0.8 metilen içeren gaz karışımı ile reaksiyonuyla SiC fiberleri üretilir. Bu yöntemle üretilen SiC filamanlarının çekme mukavemeti 17500 kg/cm² den küçüktür. Gaz karışımının bileşimindeki değişimler mukavemeti etkilememekle beraber, karışıma safsızlıkların girmesi durumunda mukavemette büyük oranlarda azalma görülür.

Tungsten tel üzerine kaplama ile üretilen SiC-W filamanları yüksek sıcaklıklarda mükemmel ısı kararlılığına sahiptirler. 0.10 ve 0.14 mm çapında üretilen filamanlar ısı kararlılıkları ve ergimiş matris malzemelerinden etkilenmemeleri nedeniyle özel kaplamalara ihtiyaç göstermezler.

SiC fiberlerinin yanısıra metalik kompozitlerde kullanılan diğer bir takviye SiC whiskerlerdir. SiC whiskerleri ile takviyelendirilmiş metallerin önemli bir avantajı, ekstrüzyon, haddeleme, kalıpta dövme ve presleme gibi



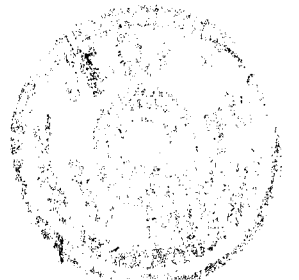
plastik şekil verme tekniklerinin whiskerlerde, mekaniksel bir hasar meydana getirmeden uygulanabilmesidir. Plastik deformasyon tekniklerinin yanısıra, toz metalurjisi tekniği ile metalik matrislerin SiC whiskerleriyle takviyelendirilmesi mümkündür. Kompleks şekilli parçalar sıcak izostatik presleme ile ekonomik bir şekilde üretilebilirler. Preslenmiş parçaları, minimum düzeyde bitirme işlemlerine ihtiyaç gösterir. SiC whiskerleriyle takviyelendirilmiş metalik kompozitler, klasik şekillendirme tekniklerinin uygulanabildiği tek sistemdir.

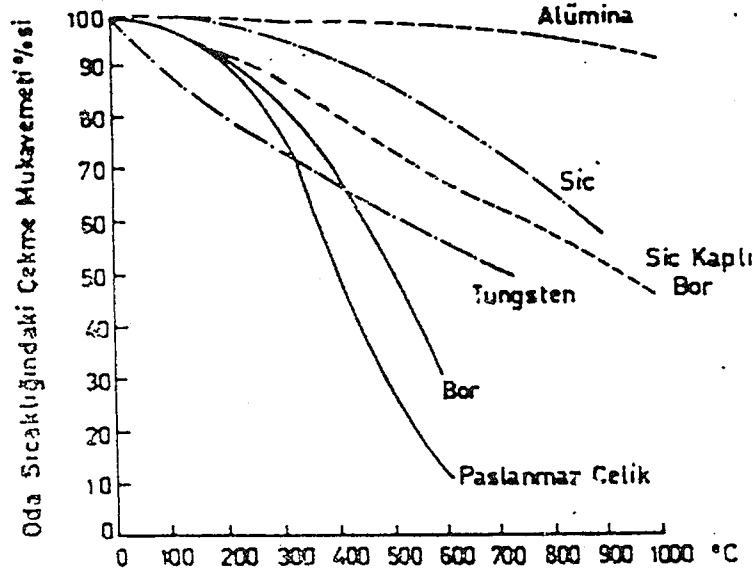
2.2.4. Alumina

Çok kristalli fiberlerin dairesel kesitli, 0.02 mm çapında ve % 99' dan daha yüksek arılıktaki üretilirler. Ergime sıcaklıkları 2045 °C olup, yüksek sıcaklık fabrikasyon teknikleri için uygun özelliklere sahiptirler. Alumina fiberlerin, yüksek sıcaklıklarda mukavemetlerini koruma özellikleri Şekil 2.2'de diğer pekiştiricilerle karşılaştırılmıştır (ASM, 1986).

Alümina fiberleri, silika (SiO₂) ile kaplanan 210 filamandan oluşan sürekli iplikler şeklindedir. Çekme mukavemetindeki artış sadece reçine esaslı matrisler için önem taşır. Zira, metal matrisli kompozitlerde ergimiş matris metali ile temas eden fiber yüzeylerindeki kaplama tabakası genellikle kalker. Metalik kompozitlerde kaplamanın esas fonksiyonu, ergimiş metalin fiberleri ıslatmasını sağlayarak fiber-matris bağına kuvvetlendirmektedir.

Al₂O₃ fiberlerinin önemli bir avantajı vakumlu filtrasyon tekniğine olan uygunluğudur. Organik bir bağlayıcı ile birarada tutturulan paralel iplikler şerit haline getirildikten sonra döküm boşluğuna yerleştirilir. Daha sonra vakum yapılarak ergimiş metal filamanlar arasına sızdırılır.





Şekil 2.2. Bazı fiberlerin yüksek sıcaklıklardaki mukavemetleri (ASM, 1986).

Sürekli alüminyumoksit tek kristal filamanları kimyasal inertlik, yüksek sıcaklık direnci, mukavemet ve rijitlik özelliklerini birlikte taşırlar. Özellikle yüksek sıcaklık ve korozif koşullarda kullanılacak metaller için uygundur. Sıcak presleme ile difüzyon bağlarının oluşumu sırasında filamanlarda önemli derecede mekaniksel bir hasar meydana gelmez.

2.2.5. Metalik teller

Metal matrisli kompozitlerde kullanılan diğer takviyeler arasında metalik teller önemli bir yer tutar. Refrakter karakterli metallerden üretilen teller, ağırlık dezavantajının önem taşıdığı sistemlerde kullanılırlar.



Tablo 2.1. Katkı malzemesi olarak en çok kullanılan sürekli fiberlerin mekanik özellikleri
(Unido,1990).

Fiber Adı	Fiber çapı (mikron)	R _m (MPa)	E (GPa)	Uzama (%)	Yoğunluk (g/cm ³)
Al ₂ O ₃ (Saffil)	3	2000	300	0.67	3.30
Sumika	17	1775	210	0.80	3.20
Al ₂ O ₃ (FP)	20	1380	379	0.36	3.90
Sürekli SiC (Nicalon)	10 - 15	2760	200	1.50	2.55
SCS-2	140	3450	407	0.80	3.05
Karbon esaslı					
P-55	10	2068	380	0.50	2.25
P-75	10	2068	517	0.42	2.25
P - 100	10	2240	690	0.50	
Bor	100 - 140	3600	400	-	2.50
E-glass	3 - 20	3445	81	4.9	2.62
S-glass	3 - 20	4585	89	5.7	2.50
C-glass	3 - 20	3310	-	4.8	2.56

Tablo 2.2. Süreksiz katkı malzemelerinin kullanılabilirliğini etkileyen bazı özellikler
(Unido,1990).

	Elastisite Modülü (GPa)	Poisson Oranı	Hacim Modülü (GPa)	Isı İletim Katsayısı (W/w K)	Isıl Gen. Katsayısı (10/K)	Yoğunluk (g/cm ³)
Matris Alaşımları						
Ti (metal)	100	0.36	-	0.041	8.3	4.51
6061Al(T6)	70.3	0.34	75.2	171	23.4	2.68
2124Al(T6)	72.3	0.34	77.7	152	23.0	2.75
ZK60A Mg	44.8	0.29	35.9	117	26.0	1.83
Katkılar (takviyeler)						
Karbürler						
SiC _w	400	0.20	221	120	3.4	3.21
SiC _p	400	0.20	221	120	3.4	3.21
B ₄ C	448	0.21	255	39	3.5	2.52
Nitrürler						
AlN	345	0.25	228	150	3.3	3.26
Si ₃ N ₄	207	0.27	152	28	1.5	3.18
Oksitler						
Al ₂ O ₃	379	0.25	255	30	7.0	3.98
SiO ₂	73.1	0.17	36.6	1.4	<1	2.66
LiO ₂ .Al ₂ O ₃ .4SiO ₂	67.6	0.19	36.6	1.3	<1	2.38
LiO ₂ .Al ₂ O ₃ .8SiO ₂	69.0	0.18	35.9	1.3	<1	2.39
Si	112.4	0.42	235	100	3.0	2.33

Yüksek sıcaklıklarda oksidasyon dirençleri zayıf olmakla birlikte takviyelendirildikleri matrisin yeterli bir direnç göstermesi durumunda bu dezavantajları kritik olmaktan çıkar. Daha ciddi olan, metalik matristeki bazı alaşım elementlerinin tellerin gevrekleşmelerine neden olmalarıdır. Mükemmel bir yüksek sıcaklık alaşımı olan nikel esaslı matrislerde bu tür problemlerle karşılaşılır. Difüzyon önleyicilerinin kullanılması gevrekleşmeyi önleyebilir.

Metalik matrislerin takviyelendirilmesinde tungsten, molibden, berilyum, çelik ve nikel esaslı alaşımlardan üretilen teller kullanılmaktadır.

Molibden telleri süperalaşımların ve tungstenin takviyelendirilmesinde kullanılmaktadır. Molibden telleriyle pekiştirilmiş tungsten kompozitleri yüksek ısı şok dirençleri nedeniyle roket nozüllerinde kullanılmıştır. Nikel esaslı alaşımlar da molibden telleriyle pekiştirilirler.

Berilyum telleri pahalı, gevrek ve toksit özellikleri nedeniyle sınırlı bir uygulamaya sahiptirler. Ti-6Al-4V alaşımında kullanıldığında düşük yoğunluğu nedeniyle spesifik elastik modülünü artırır. Berilyum-titanyum kompozitleri çatlak yayılmasına karşı mükemmel bir direnç gösterirler, bu nedenle kırılma tokluğu ve darbe dirençleri yüksektir.

2.3. Metal Matrisli Kompozitlerde Yapı Bileşenlerinin Uygunluğu

Kompozit malzemelerde iki veya daha fazla sayıda farklı fazlar bir araya geldiğinden, malzemeden beklenen özelliklerinin gerçekleşebilmesi için fazlar arasında belirli fiziksel, kimyasal uygunlukların mevcut olması

gerekir. Fiziksel uygunluklar süneklik ve ısı genleşme özellikleriyle, kimyasal uygunluk ise, arayüzey bağı ve arayüzey reaksiyonları açısından önem taşır.

Matris metali, önemli bir süreksizlik olmaksızın yapısal gerilmeleri takviyeci faza iletebilmek için yeterli bir mukavemet ve süneklığe sahip olmalıdır. Çoğu uygulamalarda matris sneklığinin yüksek olması istenir. Kompozit malzemeye plastik şekil verme tekniklerinin uygulanabilirliği ve kırılma tokluğunun artırılması matrisin plastik özelliğine bağlıdır.

Takviye ve matrisin ısı genleşme katsayıları arasındaki uyum, kalıcı yapısal gerilmelerin oluşması yönünden önemlidir. Isı genleşme katsayıları arasındaki fark büyük olduğunda yüksek sıcaklıklarda şekillendirme sonrası büyük kalıcı ısı gerilmeler oluşabilir. Matris ve fiberin ısı genleşme katsayıları arasındaki fark büyük olduğunda yüksek sıcaklıklarda şekillendirme sonrası büyük kalıcı ısı gerilmeler oluşabilir. Matris ve fiberin ısı genleşme katsayıları α_m ve α_f , şekillendirme sıcaklığı ile oda sıcaklığı arasındaki fark ΔT ise, oda sıcaklığında elastik modülü E_m olan matriste meydana gelecek ısı gerilme, α_{mi} ;

$$\alpha_{mi} = (\alpha_m - \alpha_f) \Delta T E_m$$

Matris metalinin yeterli bir süneklığe sahip olması, bu gerilmelerin aktive ettiği çatlak ilerlemesini durdurması açısından önemlidir.

Metal matrisli kompozitlerde bileşenlerin kimyasal uygunluğu kritik bir öneme sahiptir. Bazı kompozitlerde iki faz üretim sıcaklığında termodinamik olarak dengededir. Denge koşulları altında yönlü katılaştırılmış otektik kompozitler bunlara örnek teşkil eder. Diğer kompozit sistemlerinde kimyasal



uygunluk, bileşenler arasındaki kimyasal reaksiyonlar, arayüzeyde difüzyon bağlarının oluşumu ve ergimiş matrisin takviyeleri ıslatma özelliği ile ilgilidir. Bazı metalik sistemlerde yüksek sıcaklıklarda bileşenler arasındaki reaksiyonla, özellikleri olumsuz şekilde etkileyen arabileşikler oluşur. Bu tür reaksiyonlar bileşenlerin reaksiyon serbest enerjileri arasındaki farka bağlıdır. Bu farkın büyük olması sadece üretim sırasında değil, aynı zamanda yüksek sıcaklıklarda kullanım sırasında da arabileşiklerin oluşması açısından önemlidir. Yapı bileşenlerinin tamamen invert davrandığı sistemlerde ise, katı halde üretim tekniklerinin kullanımı sırasında difüzyon bağlarının oluşumu güçleşir ve arayüzey özellikleri düşer. Diğer taraftan, bileşenlerin kimyasal potansiyelleri çok farklı olması difüzyonu aktive edecek ve kararsız bir arayüzeyin oluşmasına neden olacaktır. Tane sınırı veya yüzey difüzyon sabitleri ile kontrol edilen ikincil difüzyonun etkisiyle kompozitin mekaniksel özelliklerinde düşme görülebilir. Örneğin tungsten fiberleri ile pekiştirilmiş nikel alaşımlarında nikelin, tungstenin tane sınırlarına difüzyonu sonucu tungsten telin yeniden kristalleşme sıcaklığı düşer.

Üretim ve yüksek sıcaklıklarda kullanım sırasında birbiri ile, özellikleri düşüren arayüzey reaksiyonları göstermeyen ve kuvvetli arayüzey bağları oluşturan yapı bileşenlerinin, kimyasal uygunluğa sahip olduğu kabul edilir.

2.4. Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

Genelde iki ana grupta toplanır (Huda "vd", 1993)

1- Katı faz üretim yöntemleri; difüzyon bağlanması, sıcak haddeleme, ekstrüzyon, çekme toz metalurjisi (TM) teknikleri, patlamalı kaynak "pneumatic impaction".

2- Sıvı faz üretim yöntemleri; basınçlı veya basınçsız olarak ergimiş metal emdirilmesi, sıkıştırılmalı döküm, kompo-döküm (katı-sıvı aralığında), basınçlı döküm, savurma ve hassas döküm, spreyden beraberce çökeltme ve kimyasal veya plazma ile buhar kaplama (cvd, pvd ve electrodeposition).

Sıvı faz üretim yöntemleri, daha uzun süre gerektiren katı faz üretim yöntemlerinden daha etkindir. Yukarıdaki yöntemlerden difüzyon bağlanması, TM, sıvı metal emdirilmesi, sıkıştırılmalı döküm, spreyden beraber çökertme ve kompo-döküm endüstriyel olarak uygulanma olanağı bulmuştur. Bunların arasında kompo-döküm en ucuz maliyetli üretim yöntemi olurken, difüzyonla bağlama ise en pahalı üretim yöntemi olmaktadır. Genelde yüksek yararlılık kompozitler sürekli fiber katkılarla ve difüzyon yoluyla üretilmektedir ve daha pahalıdır. Maliyet-performans yayılımının alt ucunda partikül katkılı döküm kompozitler yer almaktadır.

MMK'lerin şekillendirilebilirliği ile işlenebilirliği ve üretim yöntemlerini, hem maliyet hem de kullanım alanlarına uygulanabilirliği belirler. Sürekli fiber katkılı MMK'lerin geleneksel şekillendirme yöntemleri (ekstrüzyon, dövme ve haddeleme) ile biçimlendirilmesi çok zor hatta olanaksızdır. Buna karşın bu yöntemler, süreksiz katkılı MMK'lerin üretim ve şekillendirilmesinde yaygın olarak kullanılabilen, hatta zor şekilli parçaların üretilmesi mümkün olmaktadır. Diğer taraftan nasıl üretildiği ve şekillendirildiği dikkate alınmaksızın parçaların bir kısmı az miktarda da olsa talaşlı işlemeyi gerektirir. Süreksiz katkılı MMK'lerin talaşlı işlenmesinin oldukça zor olduğu yaygın bir düşüncedir. Ancak, yapılan testler ve analizler kompozitlerin çok kristalli elmas (PCD) uçlar kullanılarak, oldukça yüksek hızlarda talaşlı işlenebildiğini

göstermektedir (Allison "vd",1984). Çelik ve dökme demirlerle karşılaştırıldığında talaşlı işleme yöntemine bağlı olarak kompozitlerde altı katı verimlilik elde edilmektedir.

2.5. Metal Matrisli Kompozitlerin Mekanik Özellikleri

Metal matrise sürekli katkıların ilave edilmesi halinde elde edilen MMK'in özelliklerin büyük bir kısmı karışım oranları kanuna (KOK) göre belirlenirken, süreksiz katkılı MMK'lerde bu söz konusu değildir, ancak bu kompozitlerde malzeme özellikleri katkı hacim oranı ile uyumlu değişim göstermektedir. Ayrıca daha öncede belirtildiği gibi metal matrisin cinsi, katkının cinsi, şekli, boyutu, boyut dağılımı, miktarı, uniform dağılması, kompozitin üretim yöntemi ve işlem parametreleri, mikro yapı içinde oluşan fazlar, matris ile katkının kimyasal uyumluluğu, ek olarak termomekanik ve ısı işleme tabi tutulması gibi bir çok etken MMK'lerin özelliklerinin belirlenmesinde rol oynar. Metal matrisli kompozitlerin üretiminde en çok kullanılan matris alaşımlarının, sürekli fiber katkılı MMK'lerin ve süreksiz katkılı MMK'lerin bazı mekanik özellikleri genel bir fikir vermesi bakımından Tablo 2.3 (Howe "vd", 1993) ve Tablo 2.4'de verilmektedir (Nair "vd", 1985). Bu çizelgelerden de anlaşılacağı gibi tüm MMK'lerde elastisite modülü ile akma ve çekme dayanımları katkısız matrise oranla artmaktadır. Bu artış sürekli fiberler katkılı MMK'lerde fiber özellikleri, kompozitin özelliklerini belirleyicidir ve metal matris yükün fiberlere iletimi görevini yapar. Süreksiz katkılı MMK'lerde de dispersiyonla sertleşmiş gibi bir yapıya sahip matris, kompozitin özelliklerinde önemli oranda belirleyicidir.

Tablo 2.3. MMK'lerde en yaygın olarak kullanılan matris alaşımlarının mekanik özellikleri

(Howe "vd", 1993)

Matris Alaşımı	$R_{po.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	ϵ (%)	E (GPa)
6061 (T6)	275	310	20	69
2014 (T6)	476	524	13	73
2124 (T6)	325	470	12	72
2618 (T6)	370	470	9	74
7075 (T6)	505	570	10	72
8090 (T6)	415	485	7	80
A356 (T6)	205	280	6	76
A380 (F)	160	320	3.5	72
AZ61	157	198	3	38
AZ91	168	311	21	49
Ti-6Al-4V	957	988	15	110

Tablo 2.4. Sürekli fiber kaplı bazı MMK'lerin mekanik özellikleri (Nair "vd", 1985).

Kompozit	K (%)	R_m (MPa)	ϵ (%)	E (GPa)
Ti-6Al-4V/SiC(SCS-6)	35	1690	0.96	186
6061/SiC (SCS-2)	47	1462	0.89	204
Mg/SiC (SCS-2)	37	1379	0.95	181
2024(F)/Boron	45	1288	0.78	202
2024(T6)/Boron	46	1459	0.81	221
6061(T6)/Boron	51	1417	0.74	232

Metal matris kompozitler; yüksek elastisite modülü, yüksek akma ve çekme dayanımları gibi mekanik özellikleri yüksek sıcaklık şartlarında da korunurken, göreceli düşük yoğunluk ve ısıl genleşme katsayısı (IGK), yüksek

elektrik ve ısı iletimi gibi istenilen şekilde ayarlanabilen fiziksel özelliklerinin yanında mükemmel sürtünme davranışı ve aşınma direnci gibi tribolojik özellikleri ile sönümlenme yeteneği ve çevresel etkilere direnç gibi özgün niteliklere sahiptir.

Metal matrisli kompozitlerin yüksek sıcaklık mukavemeti SiC fiber veya Whiskerleri ile veya sürekli borcis (SiC ile kaplı B) veya tungsten (W) fiberleri ile sağlanmaktadır. Karbon/Al-alaşımı gibi MMK'lerde yüksek rijitlik (direngenlik) ile karbon fiberleri boyunca nerde ise sıfır olan ÖGK'sı nedeniyle çok düşük ısı genleşme göstermektedir. Partikül katkılı MMK'lerde mekanik özellikler önemli oranda değişmez, fakat elastisite modülü ve tribolojik özellikleri dikkate değer gelişme gösterir. SiC, Al₂O₃, VC, TiC, Zr, SiO₂ ve B₄C gibi sert taneler örneğin Al alaşımlı matrisin aşınma direncini artırırken, grafit ve mika gibi katı ve göreceli yumuşak yağlayıcı partiküller de sıvanma (sarma) özelliklerini iyileştirir. Tane şeklindeki katkıları aynı zamanda matris alaşımının iletkenliğinde ve sönümlenme kabiliyetinde yükselme sağlar.

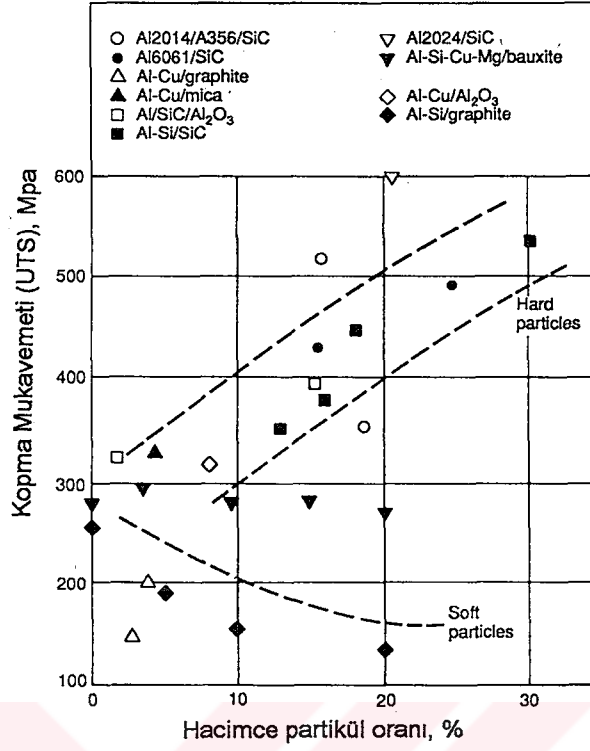
Katkı olarak kullanılan malzemelerin yoğunlukları genelde matris alaşımınıninkine yakındır ve içine katıldıkları matris alaşımını ve dolayısıyla MMK'in yoğunluğunu pek değiştirmemektedir. Bu ise MMK'lerin özgül (spesifik) özelliklerinin, katkı içermeyen karşılıklarına oranla çok üstün olması sonucunu vermektedir.

MMK'lerin önemli bir sakıncası çok düşük duktiliteye sahip olmalarıdır. Herhangi bir katkı ve duktilitesi yüksek bir matrisle oluşturulan MMK'in duktilitesi önemli oranda düşüktür. Bu ise MMK'lere ekstrüzyon, dövme ve

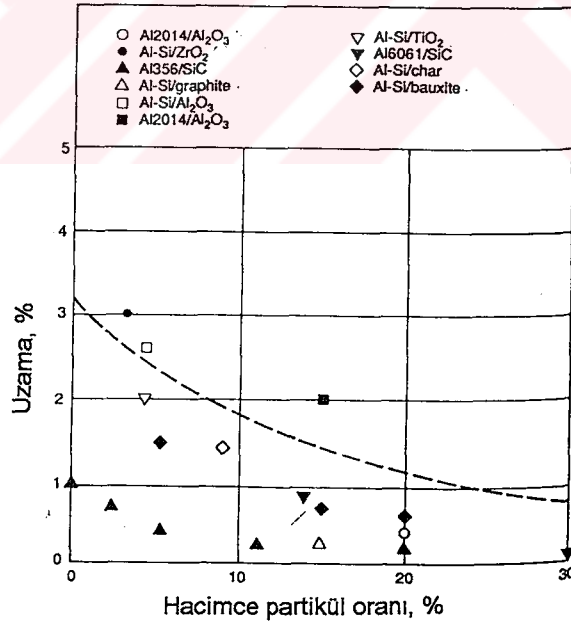
haddeleme gibi yaygın yöntemlerle termomekanik işlemlerin uygulanmasını zorlaştırır, hatta olanaksızlaştırır. Son şekilli MMK parçaların üretiminde bu nedenle bazı güçlüklerle karşılaşılır ve bu gibi durumlarda talaşlı işlemlerle imalat zorunlu olur.

Sert yayılmış partiküllerin varlığı ek bir deformasyon sertleşmesine yol açacaktır. Bu durum, matris alaşımından daha düşük bir kayma modulüne sahip yumuşak partiküllü durumlar için pek belirleyici olmayabilir. Bundan dolayı, yumuşak partiküllü kompozitler örneğin, grafit, matris alaşımıyla karşılaştırıldığında düşük mukavemete sahiptir (Şekil 2.3), (Surappa "vd", 1982). Sert partiküller içeren kompozitlerin mukavemeti, kompozit içinde partikülün hacimce yüzdesi arttıkça yükselir. Bununla birlikte, hem yumuşak hem de sert partikül içeren kompozitlerin yumuşaklığı, matris alaşımınıninkiyle karşılaştırıldığında düşer (Şekil 2.4), (Ghosh "vd", 1986).

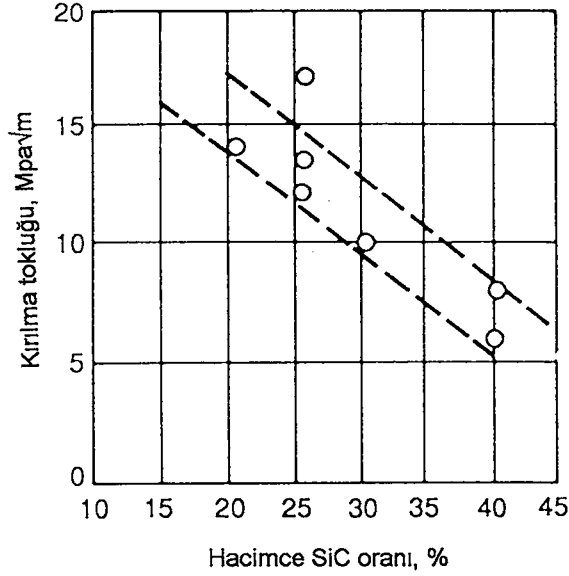
Partikül takviyeli kompozitlerin kırılma tokluğu düşüktür ve Şekil 2.5'de gösterildiği gibi SiC gibi dağılmış partikülün hacim yüzdesiyle kırılma tokluğu düşer (Mortensen,1990). Zayıf bir arayüzey düşük gerinmede çatlaklara yol açar ve düşük kırılma tokluğu değeri, çatlakların kolay ilerlediğini göstermektedir. Aşınma konusunda, bu iki özellik aşınma yığınlarının oluşmasında kritik bir öneme sahiptir. Gözenekler bu anlamda çatlak oluşumunda oynadığı rolle, aşınma hızını yükseltir.



Şekil 2.3. Alüminyum alaşımlı kompozitler için, partikül hacim yüzdesine bağlı olarak kopma mukavemeti özellikleri (Surappa "vd", 1982).



Şekil 2.4. Alüminyum alaşımlı kompozitler için, partikül hacim yüzdesi fonksiyonuna bağlı olarak uzama özellikleri (Ghosh "vd", 1986).



Şekil 2.5. SiC içeren alüminyum alaşımli kompozitlerin kırılma tokluğunun SiC hacim yüzdesine göre gösterimi (Mortensen, 1990).

2.6. Süreksiz SiC Katkılı Alüminyum Matrisli Kompozitler

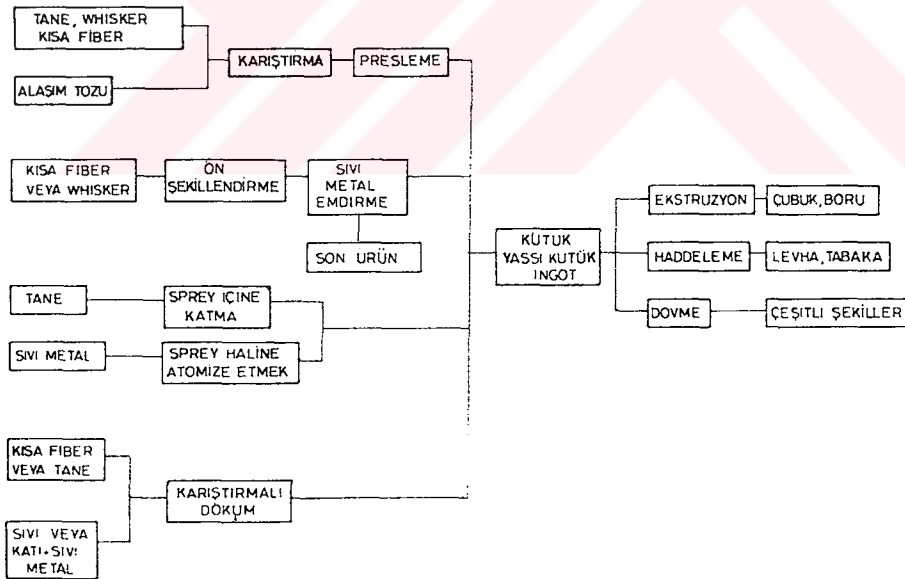
Bilindiği üzere kısa fiber, whisker veya tane şeklindeki seramiklerle takviye edilen metal matrisli kompozitlere süreksiz takviyeli MMK (SMMK)'ler denilmektedir. Süreksiz seramiklerle takviyeli alüminyum matrisli kompozitler (Al-SMMK) üstün mekanik, tribolojik ve fiziksel özelliklere sahip olmasının yanında izotropik davranışta göstermektedir. Sürekli fiber takviyeli kompozitlerin tersine SMMK'ler geleneksel metalurjik ve mekanik metal işleme teknikleri ve ekipmanları ile üretilerek şekil verilebilmektedir. Bu nedenle de SMMK'ler yapı malzemeleri olarak umut vermektedirler.



2.6.1. Üretim yöntemleri

Ekonomik olarak SMMK'lerin üretimi, kompozit malzemenin kendisinin üretimi ve bu kompozitin kullanılabilir ürün şekillerine işlenmesi olmak üzere en az iki aşamada gerçekleştirilir. Şekil 2.6'da (Harris, 1988) verilen üretim yöntemleri katı hal dönüşümlerini, sıvı-sıvı, sıvı-katı ve gaz-sıvı reaksiyonları ile tozların karıştırılması gibi işlemleri içerir (Gupta, 1992).

Üretim sırasında önemli sorunlardan biri süreksiz takviye fazının, matris içinde topaklanmadan uniform bir şekilde dağılmasını sağlamaktır. Bu sorunla ilgili olarak (Davidson, 1991), bazı metaller arası bileşiklerin ve özellikle takviye fazı olarak kullanılan SiC'ün dağılımının homojen olmaması, hatta yer yer kümelenmelerinin görülmesi nedeni ile üzerinde çalıştığı



Şekil 2.6. Süreksiz seramik takviyeli metal matrisli kompozitlerin üretim yolları

(Davidson, 1991).

Al- MMK'in akma dayanımının (345 MPa), matris alaşımından (415 MPa) daha düşük olduğunu bildirmektedir. Diğer taraftan Wang ve Zang tarafından doğrudan döküm yöntemiyle üretilen A356+% 15 SiC_p kompoziti, matris A356 alaşımından daha yüksek elastisite modülüne ve akma gerilmesine sahiptir. Tanelerin yüksek dayanımının etkisine ilave olarak, bu tip malzemelerdeki mukavimleşme mekanizmalarının tane dağılımıyla ilgili olduğu bulunmuştur. Üretilen MMK, makro boyutta homojen SiC_p dağılımına sahip olmasına karşın, dendiritik yapının oluşumu ile meydana gelen kümelenme şeklinde tane dağılımının mikroskobik boyuttaki homojensizliği iç gerilmelerin ve üç eksenli gerilim durumunun sebebi olarak dikkate alınmaktadır. Bu ikisi yalnızca özel sertleşme davranışından değil aynı zamanda tanelerde erken çatlama, yüzeyler arası bağ kopması ve matris içinde gözeneklerin oluşmasından da sorumludur. Bu davranışlar, MMK'in sünekliğinin düşmesine yol açar. Takviye fazının heterojen dağılımının bazı nedenleri şöyle sıralanabilir:

(i) Toz metalurjisi ile üretimde matris malzemesi ve takviye tozlarında, birbirine karıştırılmadan önce topaklanmanın giderilmesinin yetersiz olması genellikle whisker veya yüksek 1/D oranına sahip SiC takviyelerde önemli olmaktadır.

(ii) Sıvı metal içinde gerek yoğunluk farkından kaynaklanan sedimentasyon ve gerekse sıvı metalin yüzey gerilimi nedeniyle takviye fazının dağılmaması, sıvı metal yöntemlerinin başarısız olmasının sebebidir.

(iii) Kompo-döküm (likidüs-solidüs aralığındaki yarı katı metalin karıştırılmasıyla yapılan döküm) veya toz metalurjisi yöntemi ile üretilen ürünler de, genellikle matris tanelerinin sınırları nedeniyle katı faz içine takviye girişinin engellenmesinden doğan heterojen takviye fazı dağılımına sahiptirler.

Bu nedenle, toz metalurjisinde tozların mekanik yolla karıştırılması veya uygun sıvılarla (örneğin isopropil alkol) bir sıvı suspansiyon halinde karıştırılması tercih edilmektedir. Sıvı (ergimiş) metal yöntemlerinde ise takviye fazının önceden hazırlanmış preformu kullanılarak veya bazı durumlarda sıvı metali çinde girdap oluşturacak şekilde mekanik veya elektromagnetik olarak kuvvetle karıştırılarak ve katılma sırasında gerekli önlemleri alarak sedimantasyonun önlenmesi ile takviyenin matris içinde homojen dağılımı sağlanmaktadır.

Takviye fazının homojen dağılımının önemine karşın, bu amacı gerçekleştirmek üzere yapılacak aşırı işlemler takviyenin hasarına sebep olabilir. Örneğin whiskerlerin veya kırık fiberlerin 1/D oranları üç veya daha fazla oranlarda azalır (Mckimpson "vd", 1989). Bunun yanında özellikle sıvı metalin karıştırılmasına dayanan döküm yöntemlerinde karıştırma süresi ve hızı arttıkça MMK'de oluşan gözenek miktarı da artmaktadır.

Diğer taraftan, matris-takviye fazı arasındaki ara yüzey bağları ve burada oluşan reaksiyon ürünlerinin özellikleri sonucu MMK'in mekanik özelliklerinin oluştuğu bilinmektedir. Üretim yöntemine bağlı olarak işlem sıcaklığı, matris ve takviye fazlarının bu sıcaklıkta temasta kalma süreleri, uygulanan basınç gibi işlem parametreleri kontrol edilerek aşırı yüzey reaksiyonları ve istenmeyen sonuçları önlenebildiği gibi, yeterli bağlanmanın oluşması sağlanarak matristen takviye fazına yük iletimi, kısaca MMK'in dayanımı arttırılabilir.

2.6.2. Matris alaşımı

Arayüzeyler; matris ve takviye arasında yük iletimini kontrol ettiğinden MMK'lerin mekanik davranışlarının incelenmesinde önemle dikkate alınır. Arayüzey özellikleri, matris kompozisyonuna, takviyenin yüzey özelliklerine, üretim yöntemine ve uygulanan termomekanik işlemlere bağılıdır. Belirli matris-takviye seçeneklerinde arayüzeylerde matris bileşimini ve takviye fazının özelliklerini değıştiren etkileşimler ve ürünler oluşur. Bu ürünler, mekanik özellikleri iyileştirerek yararlı etkilere veya çatlak başlangıç noktaları gibi davranarak tahrip edici etkilere sahiptir (Ribes "vd", 1990). MMK'lerin dayanımının artırılması yönünde matris/takviye arayüzeyinin etkisini desteklemek üzere Webster, akma ve çekme dayanımlarının, lityum içeren Al-alaşımlı (8000 serisi) matrislerde önemli miktarda yüksek olduğunu ve lityumun, matris/SiC bağıını geliştirdiğini bulmuştur (Webster, 1982).

Dağınik takviye partiküllerini bir arada tutmaktan çok daha önemli olarak, uygulanan yükleri takviye fazına iletme görevini üstlenen matrisin mikroyapısı, takviye fazı ile kimyasal uyumluluğu, takviyeyi ıslatabilme yeteneği, kendi mekanik ve diğer özellikleri MMK'in son özelliklerini de etkilemesi nedeniyle matrisin kompozisyonu önemli olmaktadır (Mckimpson "vd", 1989). En çok kullanılan Al-matris alaşımları 2000 (Al-Cu-Mg), 6000 (Al-Mg-Si) ve 7000 (Al-Zn-Cu-Mg) serileri ve döküm alaşımlarıdır. Ancak, örneğın dökme alaşımları genellikle göreceli yüksek eriyik konsantrasyonları içerirler. Bunun sonucu olarak katılaşma sırasında ve bazen termomekanik veya ısılı işlemler sırasında iri taneli, kırılğan metallerarası bileşikler oluşur. Böylece SMMK'ler duktilitte ve tokluk açısından duyarlı hale gelir.

Matris alaşımının kompozisyonunun belirlenmesinde dikkate alınacak çok önemli bir konu da, takviyenin ıslatılabilirliği ile aşırı etkileşim arasındaki ikilemi içerir. Matrsten takviye fazına iyi bir yük iletimi, kuvvetli bağlara sahip bir arayüzeyin varlığına bağlıdır. Bu nedenle ıslatmayı sağlayan, bunun yanında takviye fazı ile aşırı reaksiyona girerek bağın zayıflamasına yol açabilecek dengelere dikkat etmek gerekir. Bilindiği gibi, aşırı etkileşim sonucu Al-matris/SiC arayüzeyinde sert ve kırılgan Al_4C_3 oluşmaktadır. Bu bağlamda, rneğin Li ve Mg ıslatmayı ve aşırı Al/SiC reaksiyonu yaratmadan arayüzeylerde bağlanmayı teşvik ederken, Si katkısı ıslatılabilirliği etkilemeksizin Al_4C_3 oluşumunu azaltır. Ayrıca SiC'n znmesi de Al-matrisin özelliklerini önemli oranda etkileyebilir (Kun "vd", 1993).

Genel olarak SiC ile takviyelendirme sonucu akma ve çekme dayanımları artmaktadı, süneklik ise azalmaktadır. Ancak bazı durumlarda akma ve çekme dayanımlarında da azalma olduğu görülmüştür. Al-alaşımlarından üretilen kompozitlerdeki çekme dayanımı artışı da büyük olmaktadır (Mcdanels, 1985). Akma dayanımı düşük matrisli kompozitlerin Al-matris/SiC arayüzeyinde daha az hasar gözlenmiştir. Kompozitlerin akma dayanımları da benzer davranışı göstermektedir. Kompozitlerin akma dayanımlarının matris/takviye arayüzeyindeki hasarın sonucundan etkilenip etkilenmediği açıkça belirlenmemiş olmasına rağmen, buradaki bağların kompozitin akma davranışında önemli bir etken olduğu ileri sürülmektedir (Webster, 1988).

2.6.3. Silisyum karbürün şekli, boyutu ve miktarı

Tablo 2.5' de çeşitli miktarlarda silisyum karbür tane (SiC_p) veya whisker (SiC_w) katılmasının Al-SMMK'nin mekanik özelliklerine etkisi gösterilmektedir (Papazian "vd",1987). SiC katkısının göze çarpan etkileri elastisite modülü (E) artmakta, orantılılık sınırı (σ_{p1}) önce azalmakta ve sonra artmaktadır. Akma gerilmesinin ($\sigma_{2.0}$) ve çekme dayanımının (σ_u) verilen değerleri göstermektedir ki her ikisi de artmakta ve kopmaya kadar olan şekil değişimi azalmaktadır. Hem katı eriyik oluşturarak sertleşebilen 5456 alaşımı hem de yaşlanma ile sertleşebilen 2124 alaşımı SiC katkısına benzer tepkiyi göstermiştir (Papazian "vd",1987). Bu çalışmada, SiC'ün belli bir hacim oranı için SiC_w elastisite modülü akma ve çekme dayanımlarını SiC_p 'den daha fazla artırmaktadır.

Malzeme	E (GPa)	σ_{p1} (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ (%)
2124	72	414	428	587	23
+%8 SiC_w	94	483	511	662	9
+%20 SiC_w	128	649	718	897	3
+%8 SiC_p	87	433	475	-	-
+%20 SiC_p	110	542	573	-	-
5456	71	241	259	433	23
+%8 SiC_w	88	221	275	503	7
+%20 SiC_w	119	269	380	635	2
+%8 SiC_p	81	193	253	459	15
+%20 SiC_p	106	242	324	552	7

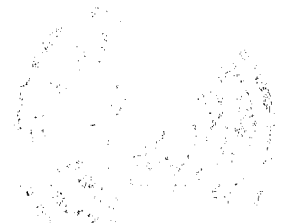
Tablo 2.5. SiC_w ve SiC_p takviyelendirmenin Al-MMK'nın bazı mekanik özelliklerine etkisi (Niskanen "vd", 1988).



Diğer taraftan whiskerler, çok kristalli tane veya kısa fiber gibi diğer süreksiz SiC takviyelerinden çok daha yüksek dayanımına sahiptir. Ortalama 0.6 µm çapında ve 10-80 µm uzunluğundaki SiC_w'in çekme dayanımı yaklaşık 7000 MPa'dır. Bu nedenle yüksek dayanımlı SMMK'lerin üretiminde SiC_w takviyeler kullanılır (Niskanen "vd",1988). Ayrıca çeşitli teorilere dayanan modeller ve sonlu elemanlar metodu hesaplamalarının hepsi de kompozitin elastisite modülü üzerine SiC takviyelerinin bir 1/D oranının ölçülebilir etkisi olduğunu ortaya koymaktadır (Taya "vd", 1987). Örneğin, Levy ve Papazian tarafından yapılan bir çalışmada artan 1/D oranıyla, başka bir ifade ile taneden, whisker veya kısa fibere geçildikçe kompozitin elastisite modülü, orantılılık sınırı ve sertleşme üsteli artmaktadır.

Doel ve arkadaşlarının (Doel "vd", 1993) çalışması katkı tane boyutunun mekanik özelliklere etkisini ortaya koymuştur. Buna göre % 0.2 akma gerilmesi, çekme dayanımı ve uzama oranı 60 µm'luk SiC_p ile takviyeli kompozite 5 µm veya 13 µm SiC_p ile takviyeli kompozitlerinkinden daha düşüktür.

Diğer taraftan çekme yükleri altında SMMK'lerde takviye partiküllerinin de kırılabilirdiği çok iyi bilinmektedir. Bu kırılma, düşük dayanımlı MMK'lerde plastik deformasyonun görülmesi ile başlayabilir. Yüksek dayanımlı MMK'lerde ise SiC tanelerindeki hasar başlangıcı, özellikle iri tanelerle takviye edildiklerinde düşük şekil değişimlerinde beklenmelidir. Ayrıca, kopmaya kadar olan uzamadaki azalma nedeni ile gerilmeler çekme dayanımına yaklaştıkça ve boyun verme sırasında da daha fazla partikül hasarının oluştuğu ileri sürülmektedir. Bu nedenle de, kopmanın oluşumu sırasında



gözlenen gözeneklerin büyümesinin SiC_p 'de önceden var olan hasar nedeni ile kolaylaştığı sanılmaktadır. Nitekim 6061/SiC kompozitinde, çatlak başlangıcına tane boyutunun etkisinin Weng ve arkadaşlarının (Weng "vd", 1992) çalışmasındaki mikroyapı fotoğrafları açıkça ortaya koymaktadır. Yükleme sırasında taramalı elektron mikroskobu ile yapılan gözlemler iri SiC_p 'lerinde mevcut çatlakları ve çatlağın tane içinde başladığını, ufak tanelerde ise arayüzeyde başlayıp matris içine yayıldığını ortaya koymuştur. Komşu SiC taneleri arasındaki dar bölgelerde bulunan matris içinde plastik deformasyonun sınırlanması, matrisin diğer taraflarından daha yüksek olabilir. Bu, (1) termal genişleme katsayılarındaki farklılık nedeni ile oluşan yüksek dislokasyonuna ve (2) plastik deformasyonun sınırlanması nedeni ile üç eksenli gerilme durumunun oluşmasına bağlanabilir (Weng "vd", 1992). Plastik rahatlamanın sınırlanmasının söz konusu olduğu bu durumun, kompozit çekme dayanımını etkileyen önemli bir etken olduğu açıktır (Plastik rahatlama, hareketli dislokasyonların yığılması sebebiyle oluşan gerilme konsantrasyonunun serbest kalması mekanizmasıdır. Bu mekanizma arayüzeyde ikincil dislokasyonların oluşumu ve uzaklaşması şeklinde devam eder). Rahatlamanın kolaylığı dislokasyon yoğunluğu, ısı işlemlerle matrisde çökelen ikinci faz partiküllerinin varlığı ve taneler arası mesafeyi belirleyen SiC'ün hacim oranı ile yönlendirilir. Rahatlama zorlaştıkça, takviyeli tanelerinin çevresinde oluşan dislokasyonlar nedeni ile gözenek oluşumu daha düşük şekil değişimlerinde meydana gelir. Böylece, akma gerilmesi ve kopmaya kadar şekil değişimi azalır (Wang "vd", 1991). Bunun yanında daha önce de belirtildiği gibi matris/takviye bağının sağlamlığı da MMK'in dayanımını belirleyen bir etkidir ve bu iki etkenin bileşkesi kompozitlerin çekme davranışını belirlemektedir. Bu bağlamda artan SiC hacim oranı ile kompozitin



duktilite ve akma gerilmesinin değişimi konusunda zıt yöndeki sonuçlar spriz olmamalıdır.

Srivatsan ve Madtingly' nin (Srivatsan "vd", 1993) elde ettikleri sonuçlara göre de SiC_p'n artan hacim oranı ile MMK'in elastisite modülü, %0.2 akma gerilmesi ve çekme dayanımı artarken, sünekliliği azalmaktadır (Tablo 2.6).

Tablo 2.6. Değişik hacim oranlarında SiC ile takviyeli 2124 Al-matrisli kompozitlerin bazı mekanik zellikleri (Srivatsan "vd", 1993).

SiC _p (%)	E (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ (%)
0	71	327	491	18
20	95	351	537	10.5
25	108	360	545	8.5
30	114	387	543	5.2

2.6.4. Isıl işlemler

Yapı malzemesi olarak MMK'lerde öncelikle çözülmesi gereken sorunlardan biri yüksek dayanımla birlikte uzama ve kırılma tokluğu değerlerinin sırasıyla % 5 ve 44 MPa.m^{1/2} değerlerine veya üzerine çıkarmaktır. Yukarıda değinilen etkenlere ilave olarak üretim sonrası uygulanan termomekanik ve ısıl işlemler de MMK'lerin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Al-MMK'lar genellikle ısıl işlemlerle sertleştirilebilen 2000, 6000 ve 7000 serisi gibi alaşımlı matrisler içerir. Böylece mekanik özellikler, seçilen takviyenin ve ısıl işlemin bir fonksiyonudur. Srivatsan ve Mattingly' de benzer

sonuca varmışlardır. Onların görüşlerine göre, süreksiz SiC takviyeli Al-MMK'lerinin ortam dayanımı, matris mikroyapısının takviyenin varlığı nedeni ile değişmesine dayanan bir mekanizma yoluyla gerçekleştirilebilir. Yaşlandırma sırasında matrisi mukavimleştiren çökeltilerin varlığı ve/veya çökmesi ile birlikte kompoziti oluşturan bileşenlerin termal genişleme katsayılarının uyumsuzluğu sebebiyle oluşan kalıcı gerilmeler ve takviye fazının plastik akmayı sınırlandırması kompozitin tümünden mukavimleşmesine katkıda bulunur (Srivatsan "vd" ,1993). Örnek olarak arsenault akma dayanımını 55 MPa olan tavllanmış 6061 alaşımının % 20 SiC ile takviyelendirilmesinin akma dayanımını 100 MPa'a kadar artırdığını, fakat takviye edilmemiş 6061 alaşımının T6 ısıt işleme sonucu akma dayanımının 220 Mpa' a kadar arttığını saptamıştır. Görüldüğü gibi yaşlanma yoluyla dayanım artışı, SiC uygulanması nedeniyle olandan daha büyüktür ve en azından eşittir. Bu nedenle Al-MMK'lerin ısıt işleme, mekanik özelliklerin geliştirilmesinde önemli bir yer tutmaktadır ve bu konuda yoğun çalışmalar yayınlanmaktadır. Al-MMK'lerin kırılma özelliklerinin araştırmaları SiC ile takviyelendirilmenin kırılma tokluğunu düşürdüğünü göstermiştir (Weng "vd", 1992). Oysa 490 °C'de 96 saat homojenleştirme tavlama sonucunda 2124/% 20 SiC_p kompozitinin çekme özelliklerinde ve kırılma tokluğunda (K_{Ic}) önemli bir artış elde edilmiştir (Tablo 2.7).

Tablo 2.7. Homojenleştirme tavlama sonucunda 2124 Al/ %20 SiC_p kompozitinin özelliklerine etkisi (Nair "vd",1985).

İşlem	E (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ (%)	K_{th} (MPam _{1/2})	K_{Ic} (MPam _{1/2})
Yok	92	238	245	0.6	6	8
Var	95	300	348	0.85	12	15

Özelliklerindeki gelişme, vakumda sıcak preslenmiş kompozitin mikroyapısında var olan metallerarası bileşiklerin ve inklüzyonların homojenizasyonu sonucu çözülmesine bağlanmaktadır (Nair "vd",1985).

Papazian ve Adler' in Tablo 2.8'de verilen sonuçları, çeşitli yaşlandırma işlemlerinin elastisite modülü, % 0.2 akma gerilmesi, çekme dayanımı ve özellikle süneklik üzerine olumlu etkilerini göstermektedir.

Tablo 2.8. Çeşitli şartlarda gerçekleştirilen ısı işlemlerin 2124/ %20 SiC_w veya SiC_p kompozitlerinin mekanik özelliklerine etkisi (Papazian "vd", 1990).

Malzeme	İşlem	E (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ (%)
2124	T4	73	414	587	18
2124	T6	69	400	566	17
2124	T8	72	428	587	23
2124	O	75	110	214	19
+%20 SiC _w	T4	130	497	890	3
+%20 SiC _w	T6	128	497	800	2
+%20 SiC _w	T8	128	718	897	3
+%20 SiC _w	O	128	221	504	2
+%20 SiC _p	T4	110	435	-	-
+%20 SiC _p	T8	110	573	-	-

Al-alaşımli matris içinde SiC_p' lerinin belirli bir hacim oranı için ısı işlemin, MMK 'in duktilitesini geliştirdiği bulunmuştur (Srivatsan "vd", 1993). Toz metalurjisi ile üretilmiş 2124/ %20 SiC_w kompozitinin T8 koşullarında yaşlandırılması diğerlerine oranla süneklikten ödün vermeksizin % 0.2 akma gerilmesini önemli oranda artırmaktadır. Bu sonuçlar, kontrol alaşımı için optimize edilen yaşlandırma işleminin, kompozit için de kullanılması durumunda kompozit matrisinin aşırı yaşlanacağı anlamına gelmektedir. Gerçekten de bir çok çalışmada sertlik ölçümleri, taramalı kalorimetri

(Differential Scanning Calorimetry, DSC) tekniği ile yapılan ısısız analizler ve taramalı elektron mikroskopisi incelemeleri SiC ilavesinin, Al-MMK'nin matris alaşımında çökeltme reaksiyonlarının sırasının değişmediğini, ancak yaşlandırma kinetiğini hızlandırdığını ortaya koymuştur. Hızlanma, matris ve takviye arasındaki termal genleşme katsayısı uyumsuzluğı nedeni ile matriste dislokasyon yoğunluğunun artması sonucu oluşan tercihli çökeltme bölgelerinin artmasına bağlanır. Ayrıca buralarda oluşan deformasyon da çözünen atomların yayınmasını hızlandırmaktadır.

Bu durumlarda da oluşan GP zonlarının hacim oranının azaldığı, λ' (AlCuMgSi) gibi geçiş fazlarının çökeltmesinin yavaşladığı ve bunun sonucu kompozit matrisinin maksimum sertlik seviyesinin önemli derecede değiştiği (bazen azaldığı) gözlenmiştir (Dutta "vd", 1994). Bu arayüzeylerdeki ve dislokasyonlardaki boşlukların absorpsiyonu nedeni ile çözünen yayınmasının azalmasına bağlıdır. Bu azalma aynı zamanda λ' gibi geçiş fazlarının oluşum kinetiğinin yavaşlamasında olduğu kadar çökeltelerin hacim oranının azalması şeklinde de yansımaktadır. Ayrıca matris/ takviye arayüzeyinde oluşan metallerarası bileşikler gibi reaksiyon ürünleri sebebi ile Cu ve Mg gibi geçiş fazlarının oluşmasına yol ačan elementlerin azalması da MMK'lerin yaşlandırma işlemine cevabını değiştirir. Böylece geçiş fazlarının miktarının azalmasıyla kompozitin tüm sertliğinde azalma görülebilir (Hang "vd", 1992).

Diğer taraftan MMK'lerin üretim yöntemlerinin gereği olarak takviye ile matris alaşımı arasındaki kimyasal etkileşim kaçınılmazdır. Üretim işlemleri yüksek sıcaklıklarda uzun temas süreleri veya aşırı yüksek döküm sıcaklığı gibi reaksiyon kinetiğini artıran parametreler gerektiriyorsa etkileşim MMK'in

özelliklerini bozacak kadar şiddetli olabilir. Örneğin oksitlenmiş SiC_p ile takviyeli 6061 matrisli MMK'nin sıvı metal emdirme (infiltrasyon) yöntemiyle üretiminde Mg eksilmesi nedeniyle bu kompozitin yaşlanma sertleşmesine cevabı, reaksiyon kinetiğine ve preform infiltrasyonu sırasında uygulanan termal koşullara bağlıdır.

Özetlenecek olursa, bu güne kadar yapılan çalışmalar, Al-MMK'lerin ısıtılma işlemlere cevabının (a) matris alaşımının kompozisyonuna, (b) yüzey kompozisyonu dahil takviyenin özelliklerine, (c) matris/takviye arayüzeyinin artmasına ve takviye fazının çevresinde artan dislokasyon yoğunluğuna bağlı olarak takviye hacim oranına ve dolayısı ile boyutuna ve (d) kompozitin üretiminde kullanılan yöntemle ilgili olduğunu göstermektedir.

2.6.5. Termomekanik işlemler

Ekstrüzyon, haddeleme, dövme ve hatta bir dereceye kadar sıcak presleme (HIPPING) veya vakumda sıcak presleme (Vacuum Hot Pressing VHP), MMK'lerin üretiminden daha çok onların işlenmesinde kullanılan yöntemlerdir. Kompozit ister toz metalurjisi ile, ister döküm yöntemlerinin biri ile üretilsin bu işlemlerden birinin uygulanması mevcut gözeneklerin giderilerek teorik yoğunluğa yaklaşılmasını (Weng "vd",1992) hem matris hem de takviye fazında tane küçülmesine veya 1/D oranının düşmesine yol açmakta, takviye fazının dağılımının ve mikroyapının daha uniform hale getirilmesini ve en önemlisi MMK'in dayanımının ve sünekliğinin artırılmasını sağlar. Termomekanik işlemlerde uygulanan yüksek plastik deformasyon sonucu dislokasyon yoğunluğu artmaktadır. Bunun yanında işlemlerin belirli

bir sıcaklıkta uygulanması da termal genişleme katsayılarının farklılığı nedeni ile oluşan iç gerilmeler artmaktadır. Termomekanik işlemlerin doğal sonucu olarak işleyen bu mekanizmalar MMK'in dayanımında önemli iyileşmeler sağlamaktadır (Srivatsan "vd", 1993).

Termodinamik işlemler Al-matris içinde SiC dağılımının homojenleşmesine yardım eder ve bu arada matris ile takviye gazının yakınlaşmasını sağlar. Toz metalurjisi ile üretilen bir kompozitte termomekanik işlem, matrisi oluşturan toz taneleri üzerindeki alüminyum oksit tabakasını kırarak bağlanmayı geliştirmek ve dolayısıyla dayanım ve sürekliliği optimize etmek üzere uygulanır. Bu işlemler sonrası Al-MMK'lerin belli bir sıcaklıkta ve deformasyon hızında süper plastik davranış gösterdiği bulunmuştur (Yılmaz "vd", 1994).

3. SÜRTÜNME VE AŞINMA

Temas halinde olan malzemelerin sürtünme ve bunun sonucu meydana gelen aşınma özellikleri; makina elemanlarının ve dizaynlarının en önemli problemlerinden biridir. Çünkü temas eden yüzeylerde, sürtünme kuvvetleri güç kaybına, aşınma ise işleme toleranslarının kötüleşmesine sebep olmaktadır.

3.1. Sürtünme

Sürtünme, bir katı cisimin, kendisiyle temasta olan başka bir katı cisimin bağıl hareketine göstermiş olduğu dirençtir. Hareket doğrultusunda ve zıt yönde olan bu dirence sürtünme kuvveti denir. Temasta olan katı cisimlerinden birinin diğeri üzerinde kayma hareketine başlaması için gerekli olan kuvvete Statik sürtünme kuvveti, kayma hareketini devam ettirmek için gerekli kuvvete de, Kinetik (Dinamik) sürtünme kuvveti denir.

Dinamik sürtünme kuvveti, genellikle statik sürtünme kuvvetinden daha küçüktür. Sürtünme de, temas eden yüzeyler arasındaki hareket kayma ve yuvarlanma ya da bu iki hareketin bileşimi şeklindedir (Bowden "vd", 1950).

İki temel sürtünme kanunu vardır. Birinci kanunda; Sürtünme kuvvetinin sürtünen yüzeyler arasındaki temas alanından bağımsız olduğu, ikinci kanunda ise sürtünme kuvvetinin, sürtünen cisimlere gelen normal kuvvetle orantılı olduğu belirtilmiştir (Akkurt, 1982).

İkinci kanuna göre sürtünme katsayısı tanımı yapılabilir. Buna göre; sürtünme kuvveti normal kuvvetle orantılıdır.

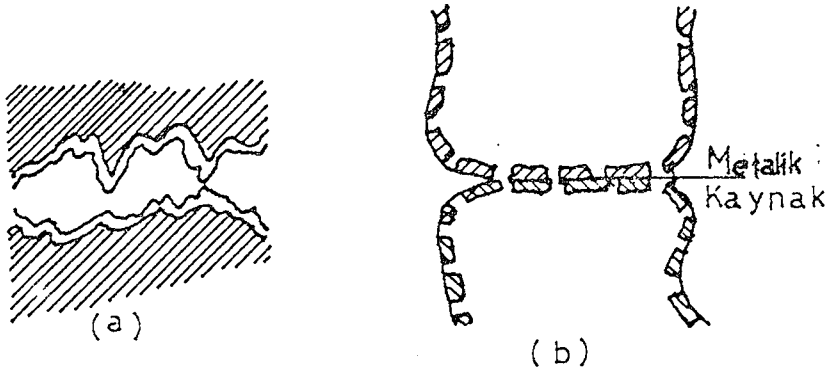
$$F_{\text{sür}} \propto F_{\text{nor}}$$

$$F_{\text{sür}} = \mu F_{\text{nor}} \quad (3.1)$$

Sürtünme katsayısı μ , sürtünmeyi karakterize eden, önemli bir faktördür. Statik durumda statik, dinamik durumda ise dinamik sürtünme katsayısı olarak tanımlanır. Statik sürtünme katsayısı, dinamik sürtünme katsayısından biraz daha büyüktür. Deneyler göstermiştir ki; dinamik sürtünme katsayısı kayma hızına bağlıdır. Hızın artması halinde azda olsa değerinde bir düşme görülür (Bowden "vd", 1950). Statik sürtünme katsayısı ise temas süresine bağlıdır. Temas süresinin artmasıyla, sürtünme katsayısı da artar.

Yüzeylerarasına bir yağlayıcı malzeme konulduğu takdirde sürtünmenin azaldığı bilinmektedir. Yağlayıcı madde, malzeme yüzeyi üzerine adhezyon kuvveti nedeniyle bir film teşkil ederek, metalik teması kısmen veya tamamen önler. Eğer yüzeyler tamamen metalik temastan ayrılmış ise buna sıvı sürtünmesi, kısmen ayrılmış ise bu durumda yarı sıvı sürtünmesi denir.

Yük tatbik edilmeden önce yüzeylerdeki bu tabakalar arasında bir bağlantı oluşur. Yüklemeden sonra tabakaların bir kısmı kopar ve temas alanında metal kaynaması meydana gelir (Sekil 3.1)



Şekil 3.1. Metal-metal temasında adhezyon ve kopma bölgeleri (Odabaş, 1991).

Sürtünme kuvveti ve sürtünme katsayısı ile ilgili bağıntılardan aşağıdaki sonuçlar çıkartılabilir;

1- Sürtünme katsayısı, metalik kaynak bağı teşkil etmiş temas noktalarının kayma mukavemeti (τ_{k0}), tabakanın kopma mukavemeti (τ_{k0}) ve bağlantının kayma mukavemetine (τ_{k0}) bağlıdır.

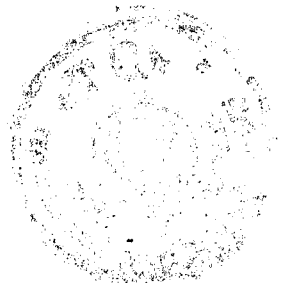
2- Temas noktalarının kayma mukavemeti, temastaki malzemenin cinsine bağlıdır. Birbirleriyle kolayca alaşım yapan malzemeler arasında kuvvetli bağlar oluşur. Demir-karbon ve demir-nikel gibi birbiri üzerinde kayan malzemelerden, biri sert diğeri yumuşak olduğu takdirde; yumuşak malzeme diğeri malzemeyi kendi parçacıklarından oluşan ince bir tabaka ile kaplar ve bu şekilde iki yumuşak malzeme birbiri üzerinde kaymış olur. Yumuşak malzeme bir yağlayıcı malzeme gibi rol oynar. Bu durumda sürtünme katsayısı düşer. Bilindiği gibi birbirleri ile kolayca alaşım yapan malzemeler arasında kuvvetli kaynak bağları olmamasına özen gösterilmesi gerekir. Yapılan araştırmalar, hegzagonal kafesli metallerin sürtünme

katsayılarının daha düşük olduğunu, kübik hacim ve yüzey merkezli kafes sistemine sahip metallerin sürtünme katsayılarını ise daha büyük olduğunu göstermiştir (Halling, 1983).

3.3. Aşınma

Bilimsel olarak aşınma teriminden, metalik veya metalik olmayan katı cisimlerin yüzeylerinde mekanik sebeplerle mikro taneciklerin kopup ayrılması, istenmeyen bir yapı değişikliğinin oluşması anlaşılmaktadır (Mutaf, 1977). Moore'a göre (1974) aşınma, kullanılan malzemelerin yüzeylerine gaz, sıvı ve katıların teması neticesinde çeşitli etkenlerle malzemenin yüzeyinden mikro taneciklerin kopması sonucu meydana gelen yüzey bozulması olarak tanımlanmıştır. Diğer bir tanıma göre aşınma katı cisimlerin yüzeylerinden çok küçük boyutlu taneciklerin veya ince tabakaların ayrılması ile meydana gelen malzeme kaybıdır (Karamış, 1985). Genel olarak aşınma yataklarda, frenlerde, pistonlarda, supaplarda, tekerleklerde, kesici uç ve ağızlarında, dişlilerde, kırma ve öğütme değirmenlerinde, yol, toprak ve ziraat makinalarında, türbin kanatlarında, maden cevherleri üretim cihazlarında v.b. yerlerde meydana gelmektedir. Aşınmanın gerçekleşebilmesi için tribolojik olarak aşağıdaki faktörlerin mutlaka var olması gerekir. Bunları, esas malzeme (aşınan), karşı malzeme (aşındıran), ara malzeme, yük, izafi hareket ve çevre (ortam) şeklinde sıralamak mümkündür. Bunun sonucu olarak ya parça kopması veya atom düzeyinde parça ayrılması şeklinde aşınma gerçekleşmektedir :

a) Esas malzeme (aşınan) : Fiziksel ve kimyasal özellikleri yanında, yüzeysel yapısı, şekil durumu tamamen belirli olan ve aşınması özel ilgi ile incelenen katı cisim şeklinde tanımlanabilir.



b) Karşı malzeme (aşındıran) : Aşınmanın meydana gelmesinde başlıca öneme sahip olan karşı sürtünme elemanı, katı bir cisim, sıvı veya gaz olabilir. Bu eleman temel sürtünme elemanı ile birlikte bir aşınma çiftini oluşturmaktadır.

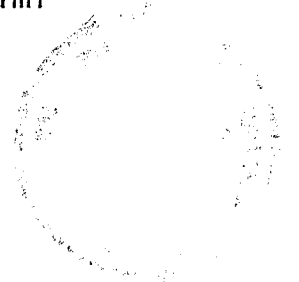
c) Ara malzeme : Esas sürtünme elemanı ile karşı sürtünme elemanı arasında katı, sıvı, gaz, buhar ya da bunların karışımı şeklinde bulunan maddedir. Örneğin; bu ara maddeyi, yüzeyler arasına herhangi bir nedenle girmiş kum taneleri oluşturabileceği gibi, aşınma esnasında yüzeyden kopan parçacıklarda ara maddesi görevi üstlenebilirler.

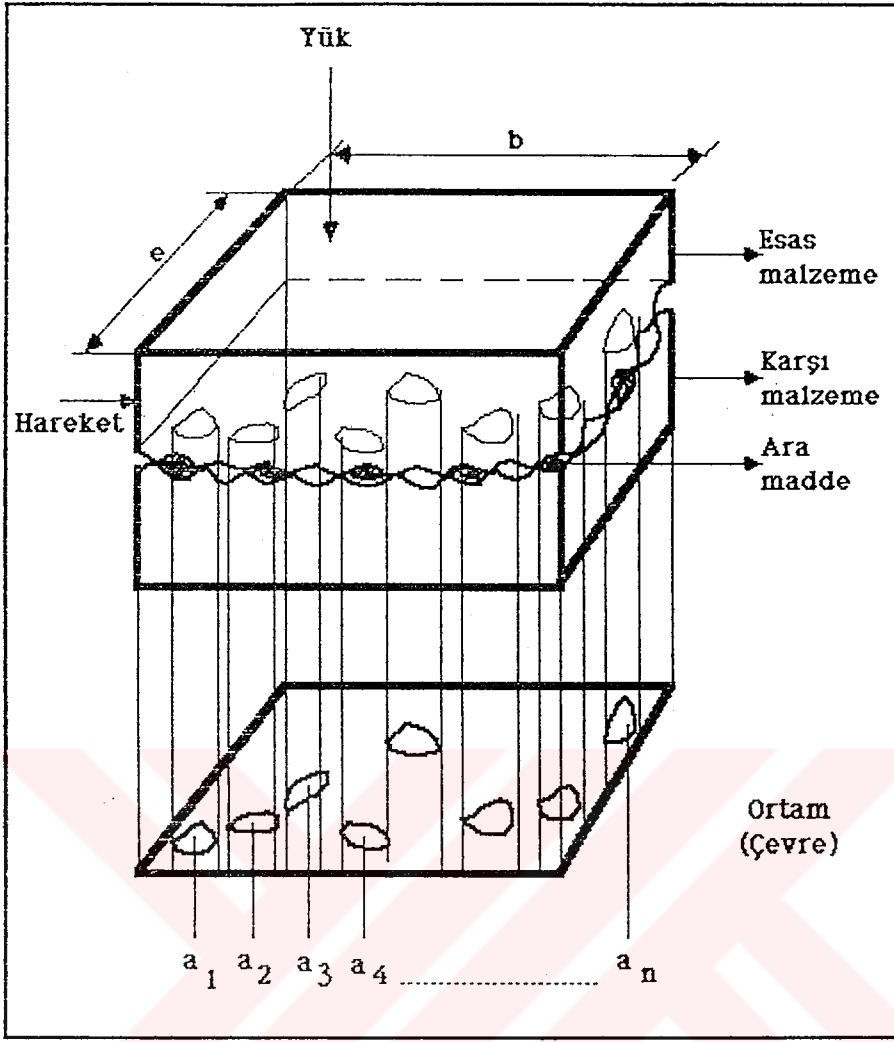
d) Yük : Etki eden kuvvetin büyüklüğü, türü (statik, dinamik, darbeli veya titreşimli olup olmadığı) doğrultusu ve zamana göre değişimi yüklemenin şiddetini belirleyen etmenleri oluşturur.

e) İzafi hareket : Temel sürtünme elemanının karşı sürtünme elemanına göre izafi hareketinin cinsi (kayma yuvarlanma veya çarpma etkilerinden hangisinin ağırlıklı olduğu), büyüklüğü ve doğrultusu ile belirlenir.

f) Çevre (ortam) : Sistemi içine alan ve genellikle sıvı veya gaz halinde bulunan ortamdır.

Bir tribolojik sistemin standartlara uygun şematik olarak gösterimi Şekil 3.2'de görülmektedir. Birbirleriyle temas eden iki cismin gerçek temas yüzeyi, görünen temas yüzeyinden küçüktür. Çünkü temas yüzeyleri ne kadar düzgün işlenirse işlensin yüzeyde mutlaka pürüz dediğimiz kabalık ve çıkıntılarının bulunduğu bir gerçektir. Bu bakımdan temas halindeki iki cisim bu pürüzler vasıtasıyla temas kurarlar. Pürüzlerin arasındaki girintiler ise temas alanı dışında kalır. Şekil 3.2'den de görüldüğü gibi, görünen temas alanı $S = e.b$ (birim kare) iken; gerçek temas yüzeyi, pürüzlerin temas yüzeylerinin



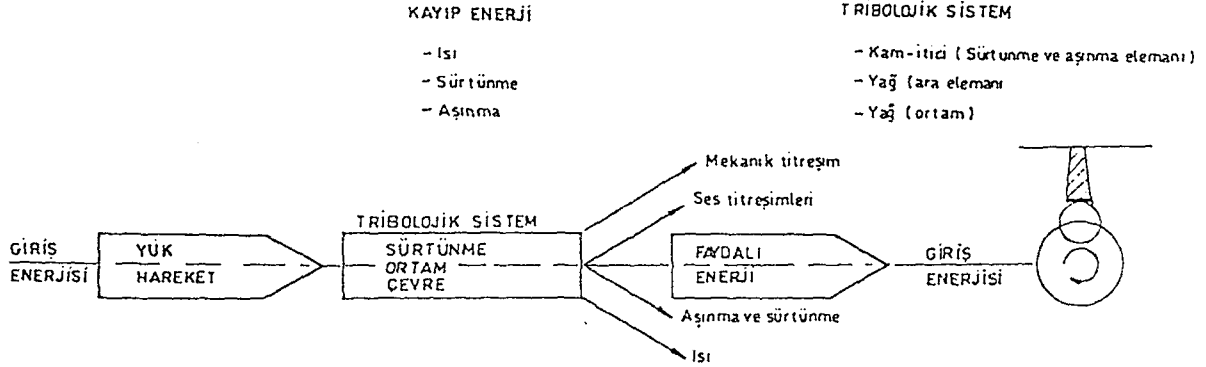


Şekil 3.2. Sürtünen iki cisimde aşınmanın temel unsurları (Kragelsky, 1960).

toplamıdır. Gerçek temas alanı $S_r = a_1 + a_2 + a_3 + \dots + a_n$ şeklindedir. Buradan da anlaşılacağı üzere görünen (geometrik) temas alanı (S), gerçek temas alanından (S_g) daima büyüktür. $S > S_g$ (Kragelsky, 1960).

Yük ve yüklemenin şekli temas alanının büyüklüğünü etkiler. Yük, artınca pürüzlerin şekil değiştirmesi artar ve yeni pürüzler birbirleri ile temas eder. Yüklemenin devam etmesi durumunda gerçek temas alanı artar ve pürüz sayısı da azalır (Odabaş, 1991). İki cisim birbiri üzerinde kayacağı

gibi yuvarlanma, kaymalı yuvarlanma gibi bağıl hareket yapabilir. Temasta olan cisimlere bağıl hareket yaptırabilmek için sisteme bir enerji girer. Bu enerji, yük ve hareket şeklindedir. Giriş ile çıkış enerjisi arasındaki fark, sürtünme enerjisine, aşınmaya, mekanik titreşime, ısı ve ses enerjisine dönüşür (Şekil 3.3).



Şekil 3.3. Tribolojik sisteme giren enerjinin dağılımı (Karamış, 1985).

3.4. Aşınmaya Etki Eden Faktörler

Aşınmayı etkileyen pekçok faktörden bahsetmek mümkündür. Bu faktörler genel olarak aşağıdaki gibi sınıflandırılarak incelenmiştir (Zumgahr, 1987).

a) Ana malzemeye bağlı faktörler (malzemenin kristal yapısı, malzemenin sertliği sertliği, elastisite modülü, deformasyon davranışı, yüzey pürüzlülüğü, malzeme boyutu),

b) Karşı malzemeye bağlı faktörler (aşındırıcının etkisi),

c) Ortamın etkisi (sıcaklık, nem, atmosfer),

d) İşletme koşulları (basınç, hız, kayma yolu).

3.4.1. Ana malzemeye bağı faktörler

3.4.1.1. Malzemenin kristal yapısı

Malzemenin kristal yapısının aşınma direncine etkisi araştırılmıştır. Sıkı paket yapıya sahip malzemede aşınma direncinin, diğer kristal yapılarına göre daha büyük olduğu gözlenmiştir (Atamert, 1989). Buna örnek olarak kobalt gösterilebilir. Kobalt oda sıcaklığında sıkı paket hegzagonal kristal yapısına sahiptir ve aşınma direnci oldukça yüksek olan bir metaldir. Fakat bu metalin 417°C'deki kübik yüzey merkezli kristal yapıya dönüşümü ile metalin aşınma direnci düşmektedir (Buckley, 1968).

3.4.1.2. Malzemenin sertliği

Aşınma direncini etkileyen faktörlerin başında gelen sertlik ile aşınma direnci arasındaki ilişki belli bir düzeye kadar doğrusal değişim gösterir. Yani sertliğin artması ile aşınma direnci de artar. Ancak belli bir değerden sonra sertlik, aşınmaya karşı yeterli direnci sağlayamaz (Uetz "vd", 1979).

Tavlınmış saf metallerde ve çeliklerde bağıl aşınma direnci (R) ile sertlik (H) arasında doğru orantılı bir değişim tesbit edilmiş olup, aşağıdaki gibi doğrusal bir ilişkinin varlığı belirlenmiştir (Soemantri "vd", 1985).

$$R = b.H \quad (3.2)$$

burada "b" bir malzeme sabitidir.

3.4.1.3. Isıl işlemin etkisi

Isıl işlemin etkisiyle mekanik özelliklerde meydana gelen değişmeler aşınma direncini büyük ölçüde etkiler. Isıl işleme sağlanan sertleştirme ile aşınma direnci artırılabilir. Yine ısıl işleme malzemenin mikroyapısı değiştirilebildiğinden aşınmaya etki eden birçok faktör değiştirilerek metallerin aşınma davranışlarını önemli ölçüde geliştirmek mümkündür.

3.4.1.4. Yüzey pürüzlülüğü

Sürtünme kuvvetini yakından ilgilendirdiği için yüzey pürüzlülüğünün aşınmaya etkisi büyüktür. Pürüzlülüğün yüksek olduğu yüzeylerde temas alanı küçük, birim yüzeye tesir eden kuvvet büyük olacaktır. Pürüzlülüğün az olduğu yüzeylerde ise temas alanı büyük, birim yüzeye tesir eden kuvvet daha küçük olacaktır. Bu sebeple yüzey pürüzlülüğü yüksek olan malzemelerde aşınma miktarı daha fazla olmaktadır.

Başlangıç şartlarında yüzey pürüzlülüğünün kontrolü kolaydır. Fakat çalışma sırasında aşınma mekanizmasına göre değişen yüzey profilinin kontrolü imkânsızdır. Bunun için uygun çalışma çiftleri ile çalışılması gereklidir.

3.4.2. Karşı malzemeye bağlı faktörler ve aşındırıcının etkisi

Laboratuvar deneylerinde çok çeşitli aşındırıcılar kullanılır. Aşındırıcı tanenin boyutu, sertliği ve şekil aşınma hızında önemli rol oynar.

Tablo 3.1'de bazı aşındırıcıların sertlik değerleri verilmektedir.

Tablo 3.1. Aşındırıcı malzemelerin sertlik değerleri (Miyoshi "vd" , 1979).

Aşındırıcı cinsi	Mikrosert. (kg/mm ²)	Dayanabildiği sıcaklık(°C)
Elmas	10000	700-800
Bor karbür	3700-5000	700-800
Silisyum karbür	2300-2600	1300-1400
Alüminyum oksit	2000-2300	1700-1800

Alüminyum oksit (Al_2O_3) aşındırıcı taneleri sert ve köşelidirler. Silisyum karbür (SiC) aşındırıcı taneleri ise daha sert ve köşeli olmalarına rağmen, alüminyum oksit aşındırıcılara göre kırılırlar. Yüksek sıcaklıklarda bazı alümina ve silisyum karbür aşındırıcıların sürtünme katsayıları incelenmiş, neticede silisyum karbür'ün sürtünme katsayısının sıcaklığın yükselmesiyle azaldığı bulunmuştur (Miyoshi "vd" , 1979).

Yüzeyler arasında sürtünme söz konusu olduğuna göre sürtünme kuvvetinin bir kısmı sistemde sıcaklık olarak ortaya çıkacaktır. Özellikle sistemde kuru bir sürtünme mevcut ise ortaya çıkan ısının boyutları oldukça yüksek olmakta, hatta bazı malzemelerde mikro yapı değişikliğine bile sebep olmaktadır. Co-Co çiftinin sıcaklığa bağlı olarak, belli bir sıcaklıktan sonra değişik mikro yapıya sahip olması sıcaklığın aşınma üzerindeki etkisini karakterize etmesi bakımından ilgi çekicidir.

Yapılan araştırmalar sıcaklığın artmasının aşınmayı belli bir sıcaklık değerine kadar etkilemediğini daha sonraki sıcaklıklarda ise tesirini

hissettiğini göstermiştir. Yapılan çalışmalarda ergime sıcaklığı yüksek olan malzemelerin yüksek aşınma direncine sahip olduğu da tesbit edilmiştir (Ashok, 1978).

Rabinowicz (Rabinowicz "vd", 1961), yüksek nem oranının, abrasiv aşınma miktarının yaklaşık % 15 artmasına sebep olduğunu ve su buharının diğer yağlayıcılara benzer olarak abrasyon etkisini fazlalaştırdığını belirlemiştir.

3.4.3. İşletme koşulları (basınç, hız, kayma yolu)

Aşınma sistemi içerisinde aşınma yüzeyinin maruz kalacağı basıncın büyüklüğü, birim yüzeye uygulanan kuvvetin ve dolayısıyla sürtünme kuvvetinin büyümesini sağlayacağından, aşınmanın da artmasına sebep olacaktır. Araştırmacıların bir çoğu kritik bir yükleme miktarına kadar yükün artışı ile hacimsel aşınmanın orantılı bir değişim gösterdiğini açıkça çıkarmıştır. Kritik yükleme miktarı, aşınma yüzeyinin soğuk deformasyonla sertliğin belli bir oranda arttığı değer olarak belirlenmiştir.

3.4.4. Aşınma direncine karbürlerin etkisi

Çok fazlı alaşımlarda abrasiv aşınma ile sertlik arasında her zaman doğrusal bir orantı yoktur. İlişki kısmen fazların ayrı ayrı gösterdikleri davranışa dayanmaktadır. Ayrıca karbürlerin hacim oranı, şekli ve karbür/matris ara yüzeyinin mukavemeti de aşınmada önemli bir rol oynamaktadır (Atamert, 1989). Birbirine yakın olarak yerleşmiş karbürler, matrisin desteklenmesi ve matrisin plastik deformasyon kabiliyetinin

azaltılması bakımından abrasiv aşınma direnci üzerine faydalı bir etkiye sahiptir. Örneğin karbürlerin abrasivlere direnç gösterecek kadar sert olduğu farzedilirse ve abrasivlerin, komşu iki karbür arasındaki matris fazına batacak kadar küçük, sert ve keskince olduğu kabul edilirse; malzemenin aşınma mekanizması, büyük oranda matris fazıyla kontrol edilecektir. Eğer matris fazı kolayca abrasiv aşınmaya maruz kalıyorsa ve karbür/matris ara yüzeyindeki bağ zayıf ise karbürlere destek azalacaktır. Öte yandan eğer abrasiv partiküller komşu iki karbürün arasındaki matris fazına batacak kadar küçük değilse aşınma hızı karbürlerin kopma hızına bağlı olacaktır. Böyle bir durumda karbür ve abrasivin sertliği, karbür boyutu, karbür hacim oranı, abrasiv tipi daha az önemlidir.

Karbürlerin kırılması ve dökülmesi durumunda aşırı ağırlık kaybından dolayı aşınma direncinde bir azalma görülür. Bazı araştırmacılar ağırlık kaybının karbür hacim oranı ile doğrusal olarak azaldığını öne sürmüşlerdir. Fakat yüksek karbür hacim oranına ve yüksek sertliğe sahip alaşımda en düşük aşınma direnci elde edilmesinden dolayı bu hususta kesin yorum yapmak zorlaşmaktadır. Aşınmış yüzeylerin incelenmesi neticesinde matris içindeki M_7C_3 ve M_2C karbürlerinin aşınma sırasında koptuğu ve bunların ilave abrasiv partiküller oluşturarak aşınma hızını arttırdığı görülmüştür (Desai "vd", 1984).

3.4.5. Matrisin etkisi

Karbürler matris içerisinde süreksiz olduğunda matris tarafından desteklenmesi esastır. Matris tarafından yeterli desteğin sağlanmasıyla abrasiv aşınma sırasında karbürlerin dökülmesini önlediği söylenebilir



(Noble, 1986). Çoğu durumlarda bilhassa ağır abrasiv aşınma şartları altında çatlaklar önce karbür/matris ara yüzelerindeki yüksek gerilme konsantrasyonlarından dolayı bu bölgelerde başlamaktadır. Daha iyi abrasiv aşınma direncinin matris fazının artan mikrosertliği ile elde edilebileceği düşünülebilir. Her ne kadar saf metallerdeki sertlik ve aşınma direnci arasındaki ilişki doğrusal olsa da, çok bileşenli alaşımlar için hiç bir basit kural bulunmamaktadır. Abrasiv aşınmada ise aşınmış yüzeylerde deformasyon sertleşmesi ile aşınmış yüzeyin de sertliğini arttıracak ve aşınma direnci aşınan yüzeyin sertliği ile daha iyi belirlenecektir. Matris mukavemeti katı eriyik sertleşmesiyle de artabilir. Bazı araştırmacılar yüksek mukavemetli matrisin, karbürlere daha iyi bir destek sağlayabileceğini ve ince partiküllerin daha erken dökülmesini önleyebileceğini ileri sürmektedir (Rakayby "vd", 1986).

3.5. Aşınma Mekanizmaları

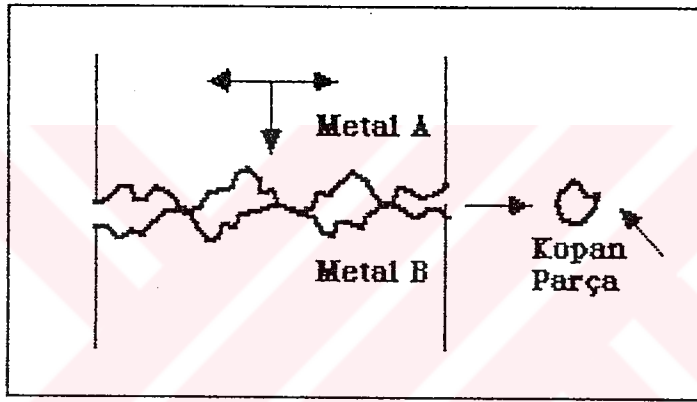
3.5.1. Adhesiv aşınma

Benzer kafes yapısına sahip iki metalin yüzeyleri arasında adhezyon çekim kuvveti söz konusudur. Bu kuvvetin oluşması moleküllerin yaklaştırılmasına bağlıdır. Temas halindeki yüzeyler birbirleriyle pürüzlü noktalarda etkileşirler. Metal ağırlığı veya herhangi bir dış kuvvet, temasta olan çok küçük pürüz tepelerine çok yüksek basınç olarak etkir. Bu basınç; pürüzlerin akma sınırını aşınca, plastik deformasyona, pürüzlerin birbirlerini çizmesine, yarmasına ve birbirlerine sıvanıp kaynak yapmalarına neden olur (Landsdown "vd", 1988).

E.Ö. P. ...
DOK. ...



Pürüzlerin deformasyonu sonucu, mikro adhezyon hızla temas yüzeyi boyunca yayılır. Sonuçta yüzeyde absorbe edilmiş sıvı veya gaz molekülleri ve oksit tabakaları parçalanır. Malzeme molekülleri direk temasa geçer. Neticede, temas noktalarında mikro seviyede soğuk kaynak bağları meydana gelir. Özellikle çelik ve plastik gibi esnek malzemelerde, böyle bir temas sonucu, difüzyon veya tane büyümesi ile çok güçlü adhezyon oluşur. Sürtünmenin bağlı hareketin devamı halinde, bağlar kırılarak malzeme kaybına neden olur (Şekil 3.4).



Şekil 3.4. Metal-metal sürtünmesi esnasında yüzeyden parça kopması (Södeberg,1986)

Bir metal yüzeyinin bir başka metal yüzeyindeki bağlı hareketi sırasında birbirlerine kaynamış veya yapışmış yüzeydeki pürüzlerin kırılması sonucu ortaya çıkan yapışma aşınması olarak da adlandırılan bu aşınmaya adhesiv aşınma denir. Eğer adhezyon ile oluşan bağ kuvveti pürüz mukavemetinden daha düşükse, pürüz temas noktalarından kopar ve hiç bir malzeme kaybına neden olmaz. Eğer aksi olursa, yani adhezyon bağın mukavemeti, pürüz mukavemetinden büyük olursa, bu durumda pürüz kopar

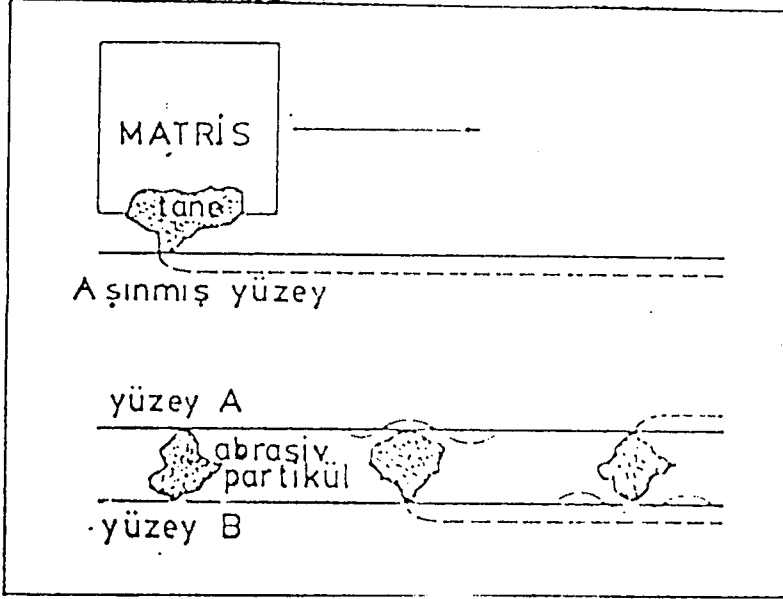
ve malzeme kaybına neden olur (Odabaş, 1991). Kırılan parçalar ara yüzeyde serbest kalacağı gibi metallere birine bağlı kalarak taşınabilirler. Parçacığın bir yüzeyden diğer bir yüzeye taşınmasına Metal transferi adı verilir.

3.5.2. Abrasiv aşınma

Yırtılma veya çizilme aşınması olarak da isimlendirilen abrasiv aşınma, sistemde hızlı hasara neden olan önemli bir aşınma türüdür. Abrasiv aşınma biri diğerinden daha sert ve pürüzlü olan metal yüzeylerinin birbirleriyle temas halindeyken kayması sırasında meydana gelir. Şekil 3.5'de sert bir malzemenin yumuşak bir malzemeden çapak şeklinde abrasiv aşınma parçaları alışı görülmektedir. Sert parçacıkların yumuşak metale batması abrasiv aşınmaya neden olmakla birlikte yüzeyden koparılan parçacıklar da aşınmaya neden olabilmektedir (Habig, 1980). Bu mekanizmaya örnek olarak, sisteme dışardan giren toz parçacıklarının veya bir motorda oluşan yanma ürünlerinin sebep olduğu aşınma tarzı verilebilir. Abrasiv aşınmayı üç gruba ayırmak mümkündür. Bunlar;

- a) Oymalı sürtünme aşınması,
- b) Koparmalı sürtünme aşınması,
- c) Erozyon aşınması,

Oymalı sürtünme aşınması, yüzeyin aşırı deformasyonu sonucu meydana gelir. Aşırı yüklemeler etkisi ile meydana gelen oymalı sürtünme aşınmasına örnek olarak ağır koşullar altında çalışan kazıcı, kırıcı gibi maden araçlarında görülen aşınmalar verilebilir.



Şekil 3.5. Abrasiv aşınma mekanizması (Habig, 1980).

Koparmalı sürtünme aşınması, ağır yükler altında aşınma parçalarının kırılarak küçük keskin köşeli parçacıklar oluşturup yüzeyi delerek ve çizerek malzeme kaybına sebep olması sonucu meydana gelir. Koparmalı sürtünme aşınmasına örnek olarak bilyalı değirmenler gösterilebilir.

Erozyon aşınması ise, gaz ve sıvı gibi akışkan bir ortamda bulunan aşındırıcı parçacıkların yüzeye çarpması sonucu metal yüzeyinden parçaların kopmasıyla ortaya çıkar. Sıcaklık ve akış hızı arttıkça aşınma hızlanır. Erozyon ve korozyonun birlikte etkisi de aşınmayı hızlandırmaktadır. Erozyon aşınmasına örnek olarak gemi pervanelerinde çok sık rastlanan aşınma verilebilir. Akış halindeki sıvılarda ani basınç düşmesi sonucu oluşan gaz kabarcıkları da aşınmaya neden olmaktadır. Bu

gaz kabarcıklarının metal yüzeyine çarparak oluşturduğu aşınmaya "Kavitasyon aşınması" da denilmektedir. Aşındıran malzeme serbest halde iki metal arasında bulunuyorsa veya yalnız bir metali aşındıran sabit veya serbest taneler mevcut ise bu durumda;

a) İki elemanlı abrasiv aşınma (Şekil 3.6)

b) Üç elemanlı abrasiv aşınma (Şekil 3.7)

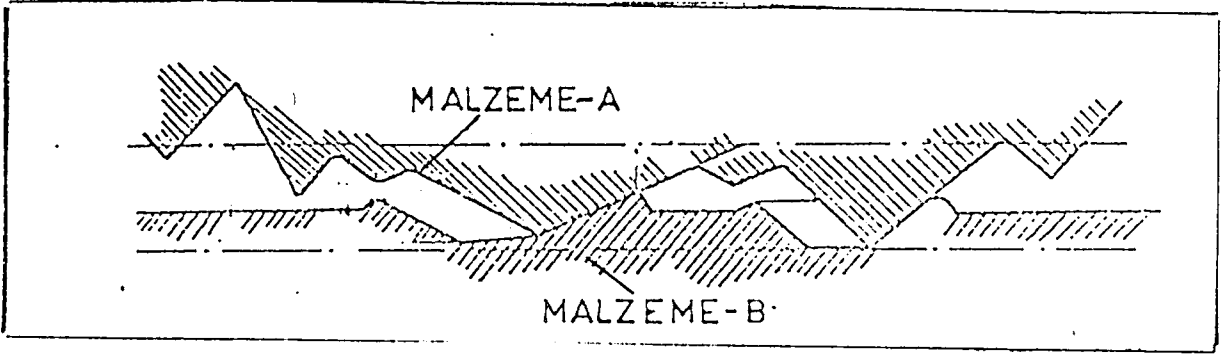
şeklinde gruplandırılması mümkündür. İki elemanlı abrasiv aşınma sürtünen elamanların doğrudan birbirleriyle etkileşimleri sonucu meydana gelir. Üç elemanlı abrasiv aşınmada ise ana ve karşı malzeme arasında serbest ara malzeme olması söz konusu olabileceği gibi, aşınma sonucu yüzeylerden ayrılan parçacıkların birer ara malzeme gibi davranmaları da üçüncü eleman olarak görev yapabilir (Şekil 3.6).

Metal-metal sürtünmelerinde aşınma iki elemanlı abrasiv veya adhesiv olarak başlayıp üç elemanlı abrasiv olarak devam eder. Bu durumda araya giren toz, mineral taneleri çizilme sonucu serbest hale geçen mikro talaşlar veya parçalanmış oksit parçacıkları üçüncü elemanı (ara malzemeyi) oluşturabilir (Şekil 3.7). Serbest hale geçen mikro talaş parçacıkları genellikle ana malzemedен daha sert olduklarında (üç elemanlı abrasiv aşınma) aşınmayı hızlandırmaktadır (Atik, 1987).

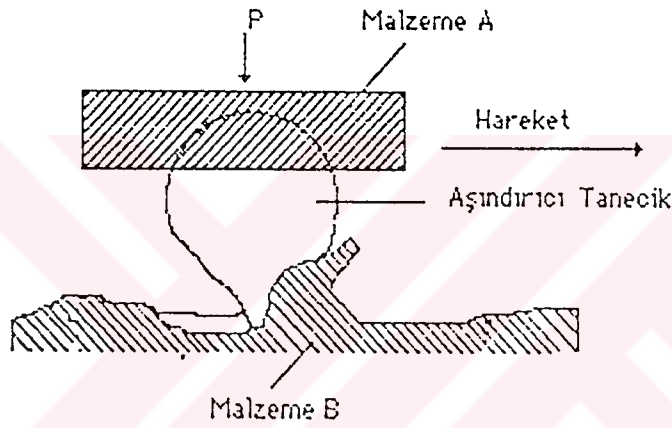
3.5.3. Triboksidasyon aşınması

Triboksidasyon denilince ana malzeme ile karşı malzeme arasındaki tribolojik zorlanmalardan dolayı meydana gelen kimyasal reaksiyon anlaşılır (Habig, 1980). Malzeme yüzeylerinin hava ile reaksiyona girerek oluşturduğu yüzey tabakaları (oksit tabakası) aşınmayı azaltmasına



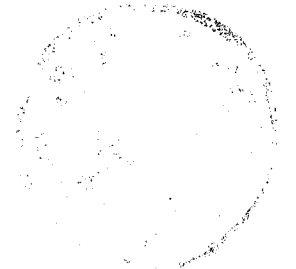


Şekil 3.6. İki elemanlı abrasiv aşınma (Atik, 1987).



Şekil 3.7. Üç elemanlı abrasiv aşınma (Habig, 1980).

rağmen bu yüzey tabakalarının tribooksidasyon sonucu özelliklerinin değişmesi aşınmayı hızlandırmaktadır. Yağ gibi kimyasal maddeler bulunan ortamda çalışan makine parçalarının yüzeylerinde oluşan yüzey tabakalarının bir kısmının tribolojik zorlanmalarla kırılması ve aşındırıcı parçacıklar oluşturması aşınmayı hızlandırmaktadır (Gürleyik, 1975). Tribooksidasyon özellikle metalik malzeme yüzeylerinde görülür.



3.5.4. Yorulma aşınması

Yorulma aşınması değişken, tekrarlı yükler sonucu ortaya çıkar. Tribolojik zorlanmalar genel olarak yüzeyde görülen, büyüklüğü zamana ve konuma göre değişen mekanik gerilmeler sonucu meydana geldiklerinden yorulma aşınması birçok aşınma prosesinde görülür. Neticede malzeme yüzeyinde çatlaklar oluşur ve bu da yüzeyden parçacıkların ayrılması, çukur ve oyukların meydana gelmesine sebep olur.

Maksimum kayma gerilmelerinin bulunduğu yerde plastik deformasyon ve dislokasyon olaylarına bağlı olarak çok küçük boşluklar meydana gelir. Bu boşlukların zamanla yüzeye doğru ilerleyerek büyümesi yüzeyde küçük çukurların ortaya çıkmasına sebep olur. Bu tür aşınma daha ziyade dişli çarklarda, rulmanlı yataklarda ve yuvarlanma hareketi yapan mekanizmaların yüzeylerinde görülür. Bütün aşınma mekanizmalarının genel bir değerlendirmesi Tablo 3.2'de verilmiştir (Habig, 1980).



Tablo 3.2. Aşınma ve aşınma mekanizmaları (Habig, 1980).

Aşınma Çifti	Yükleme	Aşınma Türü	AŞINMA MEKANİZMALARI			
			Adhez- yon	Tribook- sidas- yon	Abras- yon	Yorulma aşınması
Ana Malzeme -Karşı Malzeme (Yağlamalı ve Yağlamasız)	Kayma	Kayma aşınması				
	Yuvarlanma	Yuvarlanma Aşınması				
	Delme	Delme Aşınması				
	Çarpma	Çarpma Aşınması				
	Titreşim	Titreşimli Aşınma				
	Çizme(Kazıma)	Çizme Aşınması				
	Çentik	Çentik etkili Aşınma				
Ana Malzeme -Karşı Malzeme (Abrasive Parçacıklı)	Kayma	Taneli kayma Aşınması				
	Yuvarlanma	Taneli Ezilme Aşınması				
	Öğütme	Öğütme etkili Aşınma				
Ana Malzeme -Partiküllü Akış	Akış	Çalkalanma Aşınması				
Ana Malzeme -Partiküllü Gaz	Gaz hareketi	Hareketli aşınma a) Kayma hareketi şeklinde aşınma				
		b) Eğik hareketli aşınma				
		c) Çarpma hareketi şeklinde aşınma				
Ana Malzeme -Akışkan	Akış	Damla darbeleri Aşınma				
		a) Sıvı erozyonu aşınması				
		b) Kavitasyon aşınma				
Ana Malzeme - Gaz	Akış	Ablativ aşınma	Tribosüblimasyon			

Aşınma miktarı % 0 % 100

4. PARTİKÜL TAKVİYELİ METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN TRIBOLOJİK SÜRTÜNME VE AŞINMA DAVRANIŞLARI

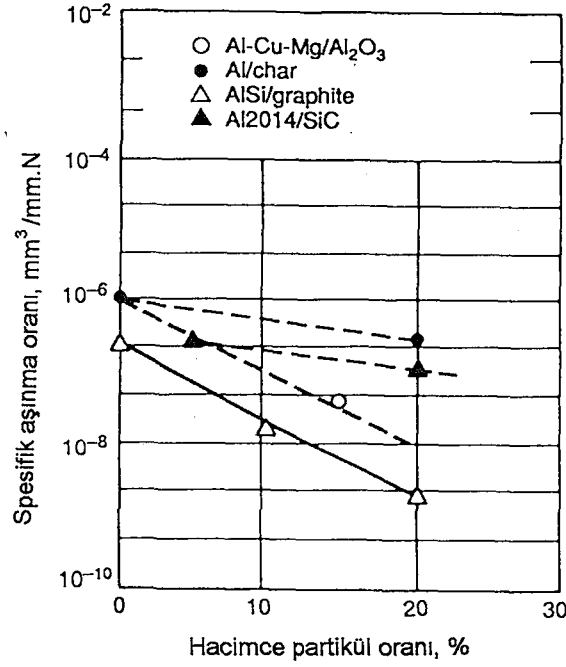
4.1. Sürtünme ve Kayma Aşınması

MMC' lerin sürtünme ve aşınma davranışı, takviye partiküllerinin doğasına bağlıdır. Partikül matrisle karşılaştırıldığında daha yumuşak veya sert olabilir. Buna göre MMC'ler 2 grupta sınıflandırılıp, tribolojik özellikleri buna göre incelenmiştir.

a) 4-30 GPa (580-4350 ksi) aralığındaki sertliğe sahip sert partikül içerenler,

b) 2 GPa (290 ksi)'den az sertlik içeren yumuşak partiküller.

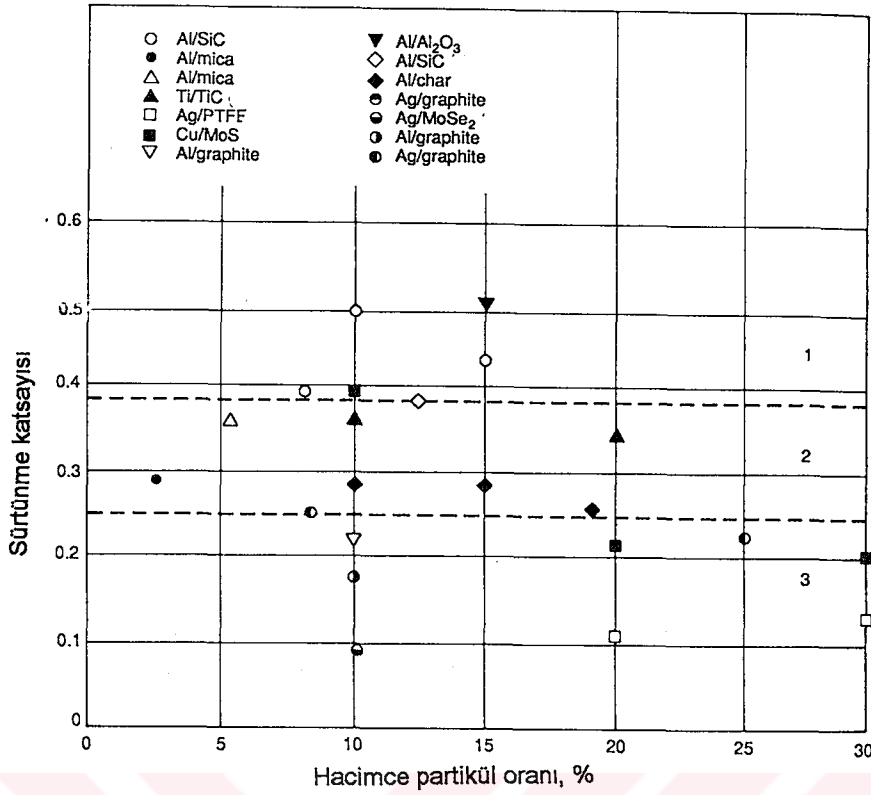
Genellikle karbon, SiC ve alümina gibi seramik partiküller takviye olarak kullanılırlar. Bunlar metalik karşı temas yüzeylerine düşük yapışma gösterirler. Şekil 4.1'de değişik sistemlerde, spesifik aşınma hızının partiküllerin hacim yüzdesine göre değişimleri görülmektedir (Pan "vd",1990). Partikül olarak kullanılan alumina, char'dan (char; karbon ve diğer sert oksitler içeren yumuşak partikül) daha sert fakat SiC'den yumuşaktır ve Al-alümina kompoziti, Al-SiC kompozitinden daha yüksek bir aşınma gösterir, fakat Al-char kompozitinden ise daha az aşınma gösterir. Bununla birlikte, alümiyum tabanlı grafit içeren kompozitler düşük aşınma özelliğine sahiptirler. Çünkü grafit yumuşak olmasının yanında uygun ortamlarda sıkı fakat kristal yapısının esas yüzeyi boyunca kolayca kayar ve bir katı yağlayıcı olarak davranır. Katı bir yağlayıcı içeren kompozitler; sürtünme yüzeylerinin üstüne transferlerinden ve sonrasında kompozitin matrisi ve karşı yüzeyi arasında yağlama filminin



Şekil 4.1. Çelik bir yüzeye karşı kayan çeşitli alüminyum alaşımlı partikül takviyeli kompozitlerin, partikül hacim yüzdesine göre spesifik aşınma hızları (Pan "vd",1990).

oluşumundan dolayı düşük bir aşınmaya sahiptir. Böylece şu sonuca varılabilir: Düşük sertliklerine rağmen, düşük aşınma hızı gösteren katı yağlayıcı takviyelerin dışında kompozit içinde takviye partikülleri sertleştikçe kayma aşınmasında düşer. Şekil 4.2 değişik kompozitler için sürtünme katsayılarını gösterir. Şekilde kabaca üst üste bindirilmiş 3 bölgeye ayrılabilir (Murali "vd"., 1982).

1. Bölge : $\mu = 0.3-0.5$, sert partiküller içeren kompozitler için değer aralığı,
2. Bölge : $\mu = 0.25-0.4$ orta sertlikte partiküller içeren kompozitler için değer aralığı,
3. Bölge : $\mu = 0.1-0.3$ yumuşak partiküller içeren kompozitler için değer aralığı.



Şekil 4.2. Çelik bir yüzeye karşı koyan metal matrisli kompozitlerde, partikül hacim yüzdesine göre sürtünme katsayısı (Murali "vd"., 1982).

Bununla birlikte, bu sınıflandırma matris karakterlerini yansıtmaz ve böylece aynı yada benzer matrisli kompozitlere uygulanabilir yalnızca kompozitdeki sert partiküller kayma sırasındaki pürüz-pürüz temasından dolayı büyük plastik deformasyona sebep olur ve partikül-matris arasında azaltılmış adhezyon yardımına rağmen yüksek sürtünme katsayısı meydana getirir.

3. bölgede, karşılaşılan yüzeyde bir yağlama filmi oluşur (yumuşak katı yağlayıcı partiküllerin kayma sırasında sürülmesinden dolayı).

2. bölgede, bir transfer tabakasının kayma sırasında oluşmasına rağmen, bu tabaka belirgin olarak sürtünme katsayısını düşürmez. Çünkü bu bir yağlayıcı film değildir.

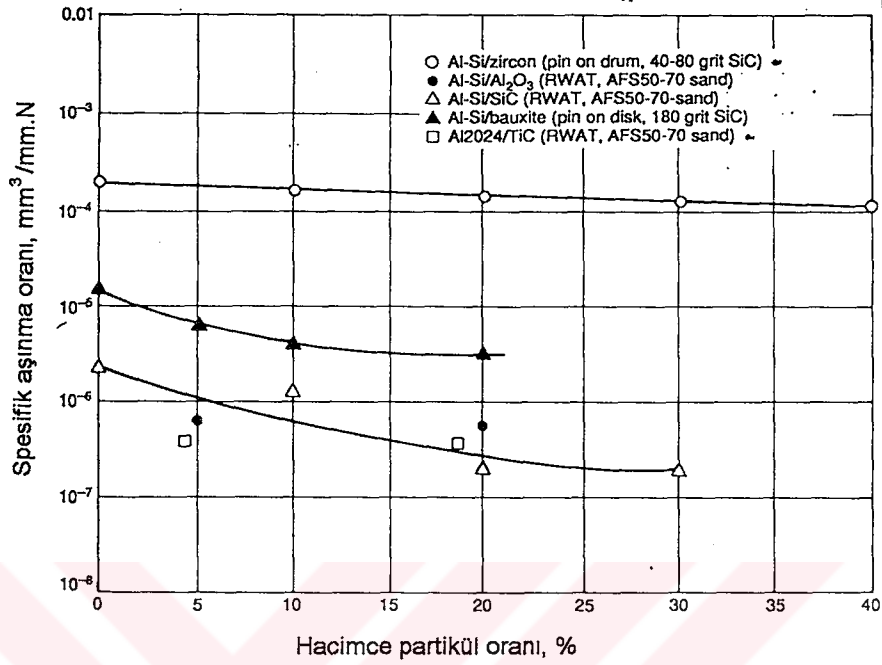
4.2. Sürtünme ve Abrasiv Aşınma

Genellikle malzemelerin abrazyon direnci iki çeşit testle belirlenir.

- 1) Düşük gerilme testleri : Örneğin lastik tekerlek abrazyon testi (RWAT),
- 2) Yüksek gerilme testleri : Örneğin, pim-disk tipi testler.

Düşük-gerilme testlerinde aşındırıcı partiküller kırılmaz fakat yüksek gerilme testlerinde kırılır. Aşındırıcı partiküller genellikle SiO_2 , quartz veya çeşitli ölçü ve şekillerdeki SiC ' dür. Aşındırıcı partiküllerin; ölçü ve şekli, test edilen kompozite göre bağıl sertlikleri, aşınmanın genişliğini belirleme de önemli parametrelerdir. Yapılan araştırmalar sonucunda; alüminanın silika kumundan daha agresiv olduğu gözlenmiştir. Monolitik (bütüncül) malzemelerde, aşınma hacmi; aşındırıcı partikül boyutunun kritik bir çapına kadar hızla yükselir; Bu ölçünün ötesinde aşınma yavaş bir hızda ilerler. Aşındırıcı partikülün boyutu $1 \mu\text{m}$ 'dan az olduğunda abrazyon ile aşınma uzun değildir. Metal matrisli kompozitlerde, abrasiv aşınma sert aşındırıcı partiküllerin delmesinden dolayı oluklanma, çeltiklenme ve plastik deformasyonlar içerir (Alpas, 1991). Aşındırma partikülleri aynı zamanda kompozit içinde dağılmış sert partiküllerle temas girebilir. RWAT'da sert partiküller arasında bu temas sırasında gelişen gerilmeler; lastik tekerleğin elastik deformasyonu için belli bir limit gerilmeyi aşmayabilir.

Şekil 4.3'de alüminyum matris içinde dağılmış çeşitli sert partiküllerin hacim yüzdelerinin bir fonksiyonu olarak, spesifik abrasiv aşınma hızları gösterilmiştir



Şekil 4.3. Alüminyum alaşımlı kompozitlerde, partikül hacim yüzdesine göre spesifik abrasiv aşınma hızı (Alpas, 1991).

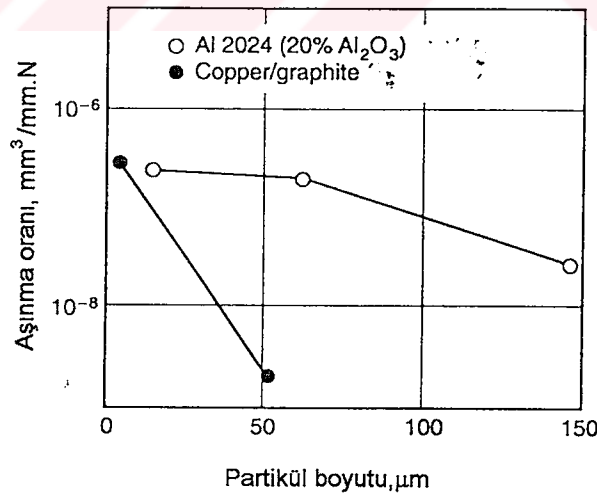
. Adhesiv aşınmada gözlemlendiği gibi, partiküllerin hacim yüzdesi arttıkça aşınma hızları da düşmektedir. Yüksek gerilim durumlarında; aşınma hızı, hemen hemen kompozit içindeki takviyelerin hacim yüzdeleri ile lineer bir şekilde düşer. Hacim yüzdesindeki artış ile partikül alanı düşer ve çatlaklar kolayca oluşarak yumuşak matris bölgesinde daralmış mesafede komşusu partiküle ulaşacak şekilde yayılır. Bu da kompozitin aşınmasını hızlandırır.

Abrasiv aşınma altında, sert partiküller içeren kompozitte, sürtünme katsayısı da partiküllerin hacim yüzdesinin bir fonksiyonudur. Al tabanlı

kompozitlerde sert partiküllerin hacim yüzdesindeki artışla birlikte sürtünme katsayısı da düşer. Partikül hacim yüzdesindeki artışla matris alanının azalması, seramik-seramik temaslarının belirginleşip artmasına ve sürtünme katsayısının düşmesine neden olur. Seramik-seramik temaslarında sürtünme katsayısı 0.25 ve daha az olabilir. Bu metal-metal temasları için daha yüksektir.

4.3. Aşınmada Takviye Parçacığının Boyutunun Etkisi

Şekil 4.4 kayma aşınması şartları altında, parça boyutunun kompozitin spesifik aşınma hızı üzerine etkisini gösterir. Sert veya yumuşak partikül içeren her iki kompozit içinde, parça boyutu arttıkça aşınma hızı düşer (Suwa "vd", 1978). Küçük boyutlu sert partiküller için ($> 20 \mu\text{m}$) partikül boyutundaki değişim aşınma sonuçlarını pek etkilemez. Yumuşak partikül içeren kompozitler için sürtünme katsayısı, partikül boyutuyla etkilenir. Aynı etki sert partikül içeren kompozitler için açık değildir (Hosking "vd", 1982).

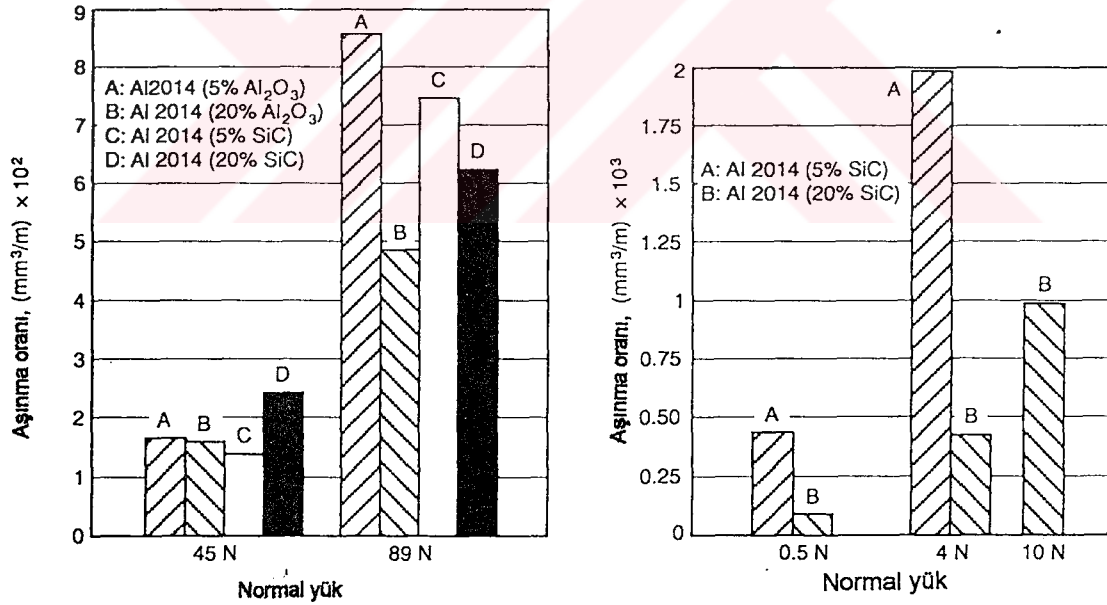


Şekil 4.4. Kayma aşınması altında metal matrisli kompozitler için, partikül boyutuna göre spesifik aşınma hızı (Suwa "vd", 1978).

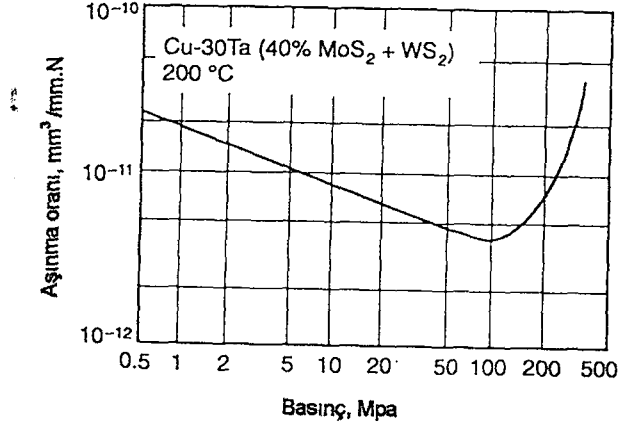
4.4. Test Parametrelerinin Etkisi

Sert ve orta sertlikte partikül içeren kompozitler için adhesiv ve abrasiv aşınmada normal yük yükselirken aşınma hızları da yükselir. Şekil 4.5, (Banerji "vd", 1982). Bununla birlikte, yüksek hacim yüzdesinde yumuşak partikül içeren (MoS_2 ve WS_2) kompozitlerde; aşınma hızı, temas basıncının belli bir sınır değerine kadar düşer ve sonra Şekil 4.6'da gösterildiği gibi yükselir (Saka "vd",1985). Bu sonuç katı yağlayıcılar kullanan metal-metal kayması sırasında elde edilene benzer (Suwa, 1986).

Düşük hacim yüzdesinde yumuşak partikül içeren kompozitlerde, sürtünme yüzeyi tamamen bir filmle kaplanmayabilir ve normal basınçla aşınma hacmi yükselir.



Şekil 4.5. Metal matrisli kompozitlerde, normal yüke göre aşınma hızı. a) çeliğe karşı adhesiv aşınma altında, b) kuru kum RWAT'da abrasiv aşınma altında (Banerji "vd", 1982).



Şekil 4.6. Kayma aşınması altında, Cu-30 Ta yumuşak partikül takviyeli kompozitler için, normal temas basıncına göre spesifik aşınma hızı (Suwa, 1986).

Sert partikül içeren kompozitlerde ise normal yük yükselirken sürtünme katsayısı düşme eğilimindedir.

4.5. Temas Şartlarının Etkisi

Genelde yumuşak partiküller içeren kompozitler yalnızca kayma aşınması şartlarında test edilirken, sert partikül içeren kompozitler kayma, yuvarlanma, abrasiv aşınma gibi değişik şartlarda çalıştırılabilirler. Kayma aşınma şartları ; yüzeyler arasındaki bağıl hareketteki farklılıklar üzerine temellendirilmiştir.

Abrasiv aşınma; seramik bir diske veya seramik bir kaplamaya karşı dönme hareketi gibi iki cisimli abrasiv aşınma, ve numune ile dönen lastik tekerlek arasına oturtulan seramik partiküller RWAT, gibi üç cisimli abrasiv aşınmaya bölünebilir.

Aynı malzeme için; değişik temas şartları aşınma sonucunu ve hatta aşınma mekanizmasını etkiler. Yapılan bir çalışma (Pan "vd", 1990). göstermiştir; % 15 seramik partiküller içeren alüminyum alaşımlı kompozitlerin, yuvarlanma teması altında spesifik aşınma hızı, kayma teması altında olandan daha yüksektir. Yuvarlanma teması altında, hadde dairesel gerilmeler gösterir ve böylece baskın aşınma mekanizması olarak yorulma gözlenir. Yuvarlanma yüzeyinde yorulma ve çatlaklarının oluşumuyla ve seramik partiküllerin ayrılmasıyla malzeme aşındırılmış olur.

4.6. Aşınma Mekanizmaları

4.6.1. Sert partiküller takviyeli metal matrisli kompozitlerde kayma aşınması mekanizmaları

Yapılan bir çalışmada (You and Co-workers); % 20 SiC içeren 2024 Al alaşımı matrisli kompozitin çelik bir yüzeyde kaymasında 3 değişik aşınma aşaması belirtilmiştir :

- 1) SiC partikülleriyle karşı yüzeyde kopan parçalarla test pimi üzerinde oluşan çelik yığınları,
- 2) Kayma pim yüzeylerinde partiküller arasına çelik talaşların toplanması,
- 3) SiC partiküllerin kaybı ile pim yüzey deformasyonu.

Kararlı durum aşınması, 2. aşamanın sonu veya 3. aşamanın başlangıcı ile ifadelendirilir. Bu aşınma safhası altında, demir talaşları, SiC parçacıkları ve Al matris talaşlarının karışımı olan bir transfer tabakası oluşur. 150 µm derinliğine kadar arayüzey bölgesinde yüksek dislokasyon yoğunluğu

ile yüksek bir gerinme düzeyi gözlenir (Soka "vd", 1985). SEM'de yapılan gözlemler, yüzeyden ayrılan taneciklerin kayma aşınmasının baskın mekanizması olmadığını göstermiştir. Bununla birlikte oluşan ara tabaka kayma yüzeyinin taşlanması sebeptir.

Adhesiv aşınma mekanizması üzerine kurulan bir aşınma maddesinde; kompozitin her bir fazının (matris ve partikül) bağımsızca aşındığı ve tüm aşınma hızını kontrol ettiği varsayılmıştır (Prasad "vd", 1986).

$$K_c = K_m f_m + K_p f_p \quad (4.1)$$

K , aşınma katsayısı; f , hacim yüzdesi; c , kompozit; m , matris; p , partikül. Deneysel şartlar altında, K_p 'in değerinin K_m 'nin değerinden küçük olmasından dolayı 1. denklem basitleştirildiğinde :

$$K_c = K_m f_m = K_m (1-f_p) \quad (4.2)$$

Bu model; aşınmada çok etkili bir faktör olarak gösterilen partikül sertliğinin etkisini açıklamaz ve SiC, Al₂O₃ içeren kompozitler için Şekil 4.5'de görüldüğü gibi aşınmayı azaltmada partiküllerin etkin rolü belirtilmelidir. Partikülün sertliği de gözönüne alınarak, düzenlenmiş bir eşitlik;

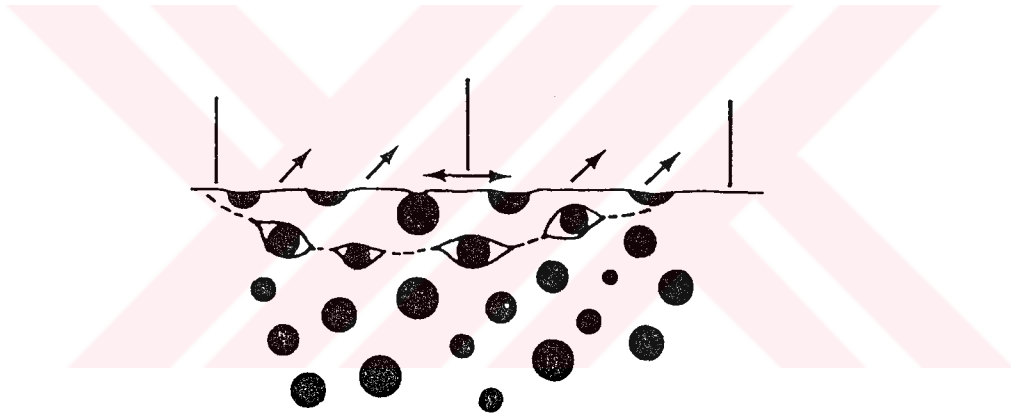
$$K_c = -a f_p + K_m \quad (4.3)$$

a , katsayı faktörüdür ve aşınma eğrilerinin eğiminden elde edilebilir.

4.6.2. Sert partiküller takviyeli kompozitlerin abrasiv aşınma mekanizmaları

Abrasiv aşınma, genellikle iki cisim veya üç cisimli gibi temas şartlarının temeli üzerine sınıflandırılabilir.

İki cisimli abrasiv aşınma için geliştirilen bir modelde (Saka "vd",1985), aşınma direnci, yalnız kompozit mukavemetine değil, önemli derecede kırılma tokluğuna bağlıdır. Çünkü çatlak gelişimi kontrol edici bir faktördür. Bu pul pul kopma modeli Şekil 4.7'de gösterilmiştir.



Şekil 4.7. Sert partikül içeren metal matrisli kompozitlerin abrasiv aşınmasında kopma (ayrılma) işleminin şematik gösterimi (Saka "vd",1985)

Üç cisimli abrasiv aşınmada, silika kumu gibi aşındırıcı partiküller kırılmaya eğimlidir ve yumuşak matris ile kendilerini gizlerler. SEM ile çiziklerin altında birleşen çok küçük silika partikülleri gözlenir. Bununla birlikte sert partiküller düşük yükler altında yüksek sertliklerinden dolayı çizilmelere

dayanıklıdır ve ağır yüklemeler altında küçük parçalara kırılırlar. Kırılan partiküller aşınma sırasında matris içinde gömülü kalırlar. Bu durumda, kompozit mukavemeti ve kırılma tokluğunun her ikisi de önemli rol oynar. Bazı araştırmacılara göre ince-işleme hala kompozitlerde abrasiv aşınma sırasında malzeme kaldırmanın baskın mekanizmasıdır. Talaşlardan alınan parçacıklar, sert partiküllerle yaklaşık aynı boyuttadır.



5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Deneyleerde Kullanılan Malzemeler

Bu deneysel çalışmada ana malzeme olarak iki tip malzeme kullanılmıştır. Birincisi; çalışmanın temelini oluşturan kompozit malzeme, diğeri ise kompozit malzemelerin amacına uygun olarak üstünlüklerini kıyaslayabilmek için, kompozit malzemenin matrisini oluşturan matris alaşımı. Kompozit malzeme, 2124 alüminyum tozu ile hacimce % 25 SiC partiküllerinden oluşan ve toz metalurjisi yoluyla üretilen kompozittir. Tablo 5.1'de malzemelerin kimyasal analizleri verilmiştir.

Tablo 5.1. Deneyleerde kullanılan malzemelerin kimyasal analizleri

Malzeme	Kimyasal Bileşim (% Ağ)					
	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Al
Kompozit Matrisi	3.69	1.42	0.55	< 0.01	< 0.01	Kalan
Matris Alaşımı	4.2	1.5	0.6	–	–	Kalan

Kompozitlerin ülkemizde üretimi ve üretim yöntemleri henüz bilimsel araştırma ve çalışma konusu olduğundan, deneyleerdeki sonuçların daha sağlıklı değerlendirilebilmesi için, deneyleerde kullanılan kompozit malzemeler İngiltere AMC (Aerospace Metal Composites) adlı firmadan temin edilmiştir.



Kompozit malzeme; toz metalurjisi tekniği ile % 100 yoğunlukta üretilmiştir. Dvlp, haddelenerek 10 mm kalınlığında plaka haline getirilmiştir. Kullanılan SiC partiküllerin boyutu 2-3 μm dur. Matris alaşımı olarak kullandığımız diğer malzeme, kompozit malzemenin matris alaşımının kimyasal bileşimine uygun olacak şekilde Gazi Endüstri Meslek Lisesi döküm atelyesinde levha halinde dökülerek üretilmiştir. Kullanılan Al, % 99.9 saflıkta bir blok olarak, Seydişehir Alüminyum tesislerinden temin edilmiştir. Diğer metaller toz olarak karışıma ilave edilmiştir. şahmerdanla soğuk dövüldükten sonra istenilen kalınlığa erişen levhadan deney numuneleri belirtilen ölçülerde kesilerek hazırlanmıştır.

Deneyssel çalışmada araştırılması amaçlanan diğer faktör olarak belirlenen yaşlandırma ısıl işleminin etkisini gözlemleyebilmek için, ısıl işlem görebilen alüminyum alaşım serisinden olan (2xxx) malzemenin yarısına yapay yaşlandırma (T6) uygulanmıştır: Katı zeltiye yüksek sıcaklıkta tek faz bölgesinde bir zndrme ısıl işlemi uygulanıp (495°C'de 1 saat bekleme), ve sonra birden znrlğn çok daha az olduğu oda sıcaklığına hızlı bir şekilde soğutulup, (suya çekme işlemi) katı zelti aşırı doymuş katı zelti olarak yarı kararlı duruma getirilmiştir. Bu aşırı doymuş katı zelti düşük sıcaklıklarda ısıtılarak (175°C'de 24 saat), yarı kararlı durumdan kararlı duruma getirilmiştir. Yaşlandırılan numuneler aşırma deneylerine tabi tutuluncaya kadar -10°C' de bekletilerek yapılarının korunması sağlanmıştır.

Yapılan yaşlandırma işlemiyle birlikte, deneylerde kullanılmak üzere dört değişik şartta numuneye sahip olup, aşırma deneylerindeki tüm şartlar, bu malzemelere uygulanarak yapılmıştır. Kullanılan numunelerin

deney sonuçları ve tartışma bölümünde de geçen kısaltmalarıyla birlikte ve yapılan işlemler tablo 5.2'de verilmiştir.

Tablo 5.2. Deneylerde kullanılan numuneler ve özellikleri

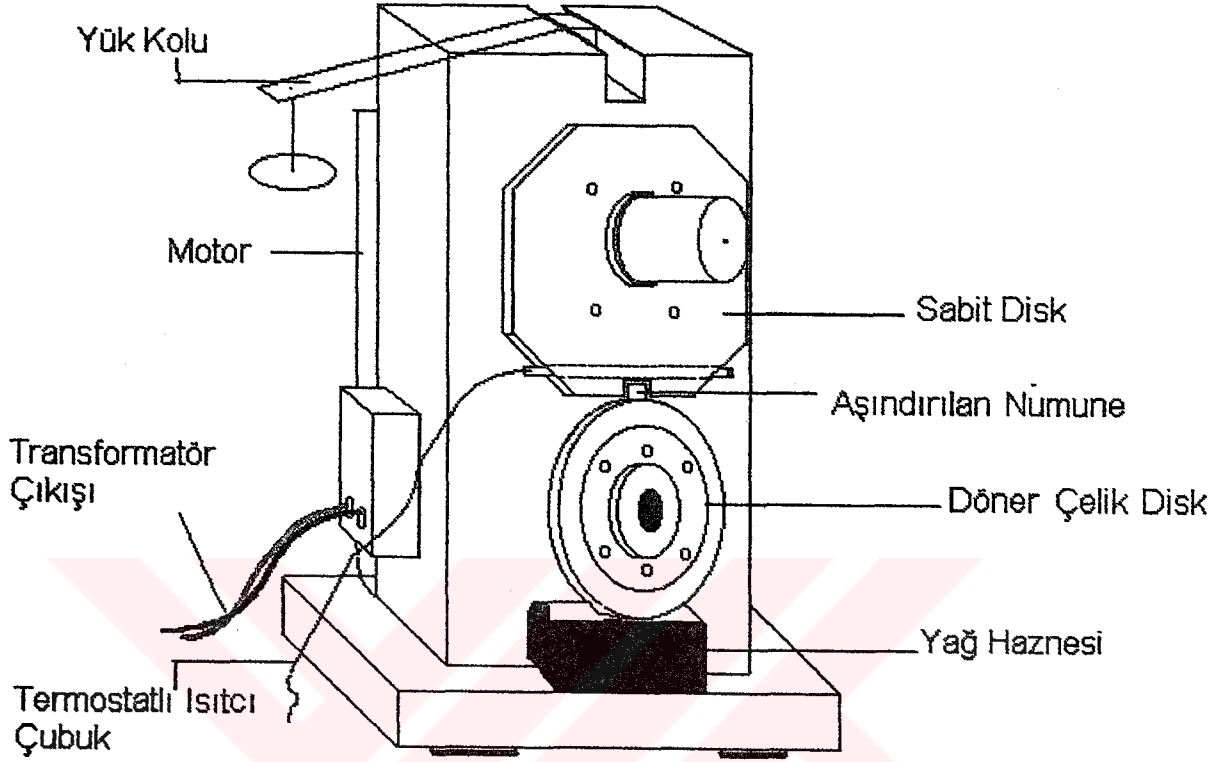
Numune	Isıl İşlem Durumu
Kom -N	İşlemsiz kompozit
Kom -T6	Yaşlandırılmış kompozit
2124 -N	İşlemsiz matris alaşımı
2124 -T6	Yaşlandırılmış matris alaşımı

5.2. Aşınma Deneyleri

Aşınma deneyleri iki ayrı sistem için yapılmıştır. Metal-Metal Aşınması ve Abrasiv Aşınma.

5.2.1. Metal-Metal aşınması

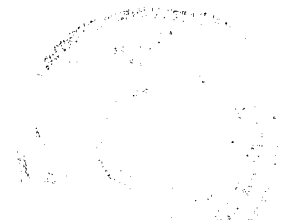
Kimyasal bileşimleri ve özellikleri Tablo 5.1'de verilen numunelerin aşınma davranışlarını metal-metal aşınması altında incelemek amacıyla Kayseri Erciyes Üniversitesi Makina Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ve Şekil 5.1'de krokisi gösterilen TE53 / 80004 marka çok amaçlı sürtünme ve aşınma makinasından yararlanılmıştır.



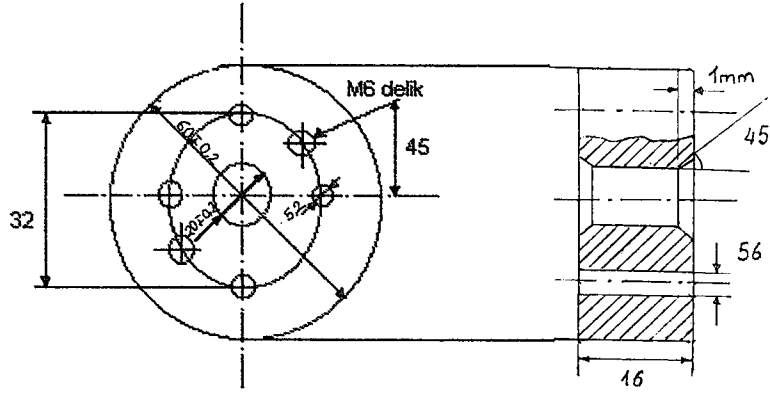
Şekil 5.1.Kayma aşınması deney cihazının şematik görünüşü

Aşınma deney numuneleri 12.6mm x 12.6mm x 10 mm boyutlarında bir dörtgenler prizması şeklindedir. Kompozit numuneleri kesmek için T.E.F. Metal Eğitimi Bölümü'nde bulunan ingiliz kredisyle temin edilmiş olan metkon marka kesme cihazı kullanılmıştır.

Blok-ring (plaka -silindir) sistemine göre çalışan bu düzenek için metal-metal aşınmasına uygun olacak biçimde karşı eleman olarak SAE 1050 çeliğinden üretilen çelik diskler kullanılmıştır. Şekil 5.12' de görüldüğü gibi, sabit numuneye göre döner durumda olan bu çelik disklerdir. Farklı her deney ve numune için ayrı bir çelik disk kullanılarak deneylerin daha sağlıklı bir



şekilde yapılması sağlanmıştır. Çelik disklerin boyut ve şekli Şekil 5.2'de verilmiştir.



Şekil 5.2. Çelik disklerin şekil ve boyutunu gösteren şematik görünüşü

Tüm çelik diskler gerekli ölçülerde işlendikten sonra, 850°C'de 25 dakika bekletilip suya çekilerek sertleştirme işlemine tabi tutulmuşlardır. Sertleştirme işleminden sonra çelik numuneler üzerinde bir çok yerden alınan ortalama sertlik değeri R_c 55 olarak tesbit edilmiştir. Deneylerden önce tüm aşınma numuneleri 240 numara silisyum karbür taneli zımpara kağıdıyla taşlanmış ve sonra ultrasonik olarak aseton içerisinde temizlenmiştir. Numuneler cihaza bağlanmadan önce 10^{-4} gr. ağırlığa duyarlı hassas terazide tartılarak sabit disk üzerindeki yuvasına monte edilmiştir. Tüm aşınma testleri 4000 devirlik (604 m) bir artımla ilerleyerek toplam da 20.000 devirde (3020 m) tamamlanmıştır. Her 4000 devir sonunda numuneler makinadan çıkarılıp asetonda ultrasonik olarak temizlendikten sonra hassas terazide tartılarak aynı pozisyonda tekrar makinaya yerleştirilmiştir. 20.000 devir sonunda numuneler çıkartılıp tekrar tartma işlemi yapılmıştır. Böylece numunenin başlangıç, ara mesafelerdeki ve son durum arasındaki ağırlık farkları tesbit edilmiştir. Bir numune ile yapılan aşınma deneyi aynı şartlarda her defasında yeni bir numune ve yeni disk kullanılarak üç defa tekrarlanmış ve ortalama bir

değer elde edilmiştir. Deneyler test süresince sürtünme katsayısı geçişimi çizici ile çizilerek tesbit edilmiştir. Yoğunluğu ve aşınmadaki ağırlık kaybı bilinen numunelerin aşınma oranları, aşınma ölçüm metodları içinde en çok kullanılan ağırlık farkı ölçme metodundaki bağıntılar kullanılarak bulunmuştur (Bhat, 1981). Aşınma direnci ise aşınma oranının tersi alınarak bulunur.

$$W_a = \Delta G / d.M.S$$

$$W_a = \text{aşınma oranı (mm}^3/\text{N.m)}$$

$$\Delta G = \text{Ağırlık kaybı (mg)}$$

$$M = \text{Yüklemeye ağırlığı (N)}$$

$$S = \text{Aşınma yolu (m)}$$

$$d = \text{Cismin yoğunluğu (gr/cm}^3\text{)} (d_{\text{kom}}=2.87\text{gr/cm}^3, d_{2124}=2.7987\text{gr/cm}^3)$$

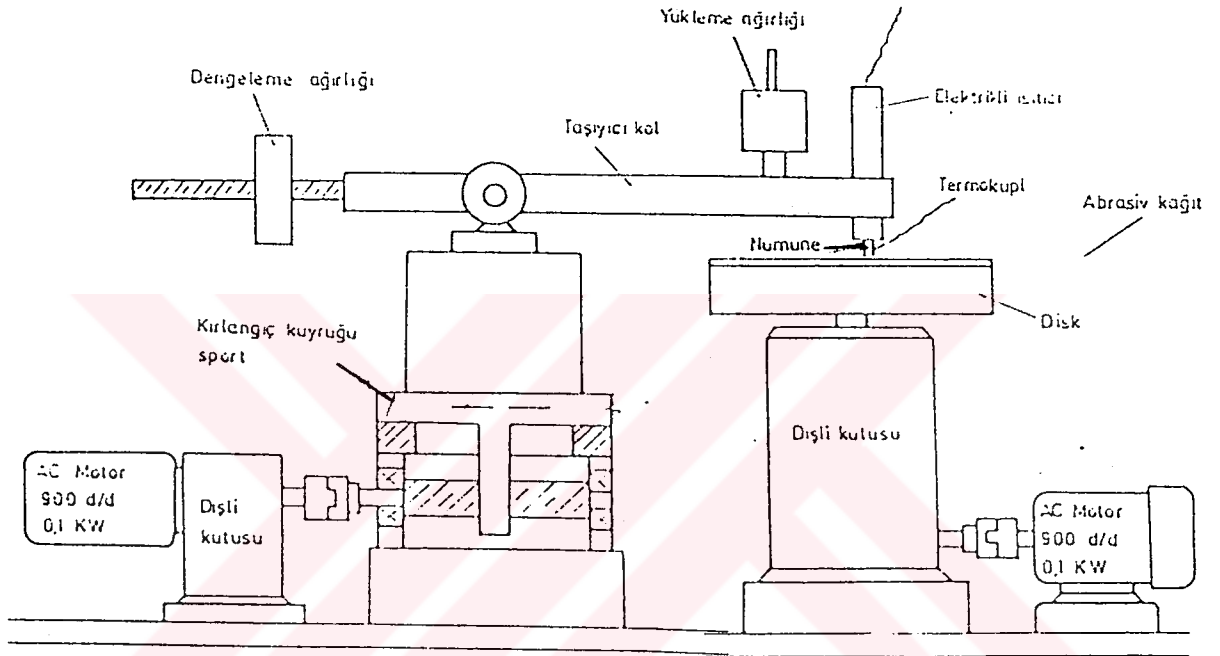
Metal-metal aşınma deneylerinin hepsi, 2 m/s hız ve 52 N yük sabit tutularak yapılmıştır. Şekil 5.1'de gösterildiği gibi sabit disk üzerine oturtulan oynar ağırlık kolu vasıtasıyla numuneler üzerine iletilerek çelik diskle tam teması sağlanmıştır. Deney sırasında makinaya bağlı olan bir transformatör yardımıyla kayma sırasındaki sürtünme katsayısı değerleri transformatörün diğer ucuna bağlı çizici vasıtasıyla grafik olarak tesbit edilmiştir.

Çalışmamızın amacına uygun olarak yukarıda bahsedilen tüm ana şartlar altında deneyler, sıcaklık farkı değişimlerinin aşınma üzerindeki etkilerini görmek amacıyla, numuneler değişik sıcaklıklarda ısıtılarak yapılmıştır: Oda sıcaklığı, 50°C, 100°C, 150°C ve 200°C.

Bu sıcaklıklarda yapılan kuru kayma aşınmasıyla birlikte, oda sıcaklığında numunelerin SAE 10 numara yağ kullanılarak yağlı kayma aşınması deneyleri de yapılmıştır. Deneylere; 2 m/s hız , 312 N yük ve 20,000 devirlik (3020) kayma mesafesi uygulanmıştır.

5.2.2. Abrasiv aşınma

Abrasiv aşınma deneyleri, iki elemanlı abrasiv aşınma esasına uygun olarak (Fischer, 1989) geliştirilen pim-disk tipi aşınma test cihazında yapılmıştır. Şekil 5.3 'de kullanılan deney cihazının krokisi verilmiştir.



Şekil 5.3. Abrasiv aşınma deney cihazının şematik görünüşü.

Abrasiv aşındırıcının tesbit edildiği disk, AC motoruna bağlı bir dişli kutusu üzerine oturtulmuştur. Aşındırılacak numunenin ve dengeleme ağırlığının tesbit edildiği taşıyıcı kol ise ileri geri hareketi sağlayan bir spot mekanizmasına bağlanmıştır. Aşınma deneylerinde devir, ilerleme hızı ve toplam alınan yol sabit tutulmuştur. Deneylerde abrasiv aşındırıcı olarak 80 numara silisyum karbür taneli zımpara kağıtları kullanılmış ve bu zımpara kağıtları yanlardan disk üzerine tesbit edilerek gerdirilmiştir. Böylece abrasiv

aşındırıcının deney arasında yerinden oynamamasına dikkat edilmiştir. Aşınma deney numuneleri , 6 mm çapında ve 50 mm uzunluğunda hazırlanmıştır.

Deney numuneleri cihaza bağlanmadan önce yine asetonda ultrasonik olarak temizlendikten sonra 10^{-4} gr. ağırlığa duyarlı CHYO/JL 180 marka 1991 Japon yapımı dijital bir hassas terazide tartılmıştır. Daha sonra numune yuvasına tesbit edilip yük kademesi ayarlanarak numunenin abrasivle teması sağlanıp deney başlatılmıştır. Bu andan itibaren spiral şeklinde bir yolu takip eden numune abrasiv üzerinde sürekli olarak abrasivin kullanılmamış kısımlarına doğru ilerleyerek aşınma yolunu tamamlamıştır. İşlem bittikten sonra çıkartılan numune tekrar asetonda ultrasonik olarak temizlendikten sonra tartma işlemine tabi tutulmuştur. Böylece numunenin başlangıç ve son durumu arasındaki ağırlık farkı tesbit edilerek aşınmadaki ağırlık kaybı bulunmuştur. Aşınma oranı ve direnci 5.2.1'de verilen ağırlık farkı metoduyla hesaplanmıştır. Bir numuneyle yapılan aşınma deneyi aynı şartlarda her defasında yeni bir numune ve yeni bir zımpara kağıdı kullanılarak üç defa tekrarlanmış ve ortalama bir değer elde edilmiştir.

5.3. Metalografik Çalışmalar

Metalografik çalışmalar, optik mikroskop ve SEM taramalı elektron mikroskopu kullanılarak yapılmıştır.

Aşınma deneylerinden, hem metal-metal aşınması hemde abrasiv aşınmaya tabi tutulmuş tüm deney numunelerinin, aşınma yüzeylerinden metalin içlerine doğru iç yapıda meydana gelen değişimlerini belirlemek için, yüzey kesitleri alınarak şeffaf polyester içine gömdürülmüşlerdir. 80 numuradan 1200 numaraya kadar zımparaya tutularak yüzeyleri

temizlenmiştir. Sonrasında bir mikron elmas pastadan geçirilen numunelerin yüzeyleri saf alkolle silinerek metalografik manada parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Dağlayıcı olarak, keller ayırıcı kullanılmıştır. Dağlama

işleminde sonra numunelerin metal mikroskobunda çeşitli büyütmelemlerde metalografik yapılarını gösteren fotoğrafları çekilmiştir. Metal-metal aşınması deney numunelerinin metalografik incelemelerinde deformasyon alanını ve genişliğini belirlemek için mikroskop ekranından yararlanılarak plastik akış çizgileri çizilmiştir.

Deney numunelerinden, matris alaşımlı ve kompozitin yaşlandırılmış ve yaşlandırılmamış olanlarından aşınma işlemine tabi tutulmamış orijinal örneklerinin mikro yapılarını ve kompozitteki silisyum karbür dağılımlarını belirlemek için bakalite alınan numuneler 80 numaradan 1200 numaraya kadar zımparaya tutulduktan sonra keller ayırıcı ile dağlanmışlardır. Yüzeyleri dağlanan bu numuneler Ceol CSM 6400 seri nolu 1990 Japon yapımı SEM mikroskobunda taramaya tabi tutularak çeşitli büyütmelemlerle fotoğrafları çekilmiştir. Hem metal-metal aşınması hem de abrasiv aşınma numune yüzeylerindeki değişimleri ve değişimlere bağlı olarak aşınma mekanizmalarını belirleyebilmek için aynı SEM mikroskobunda taramaya tabi tutularak çeşitli büyütmelemlerde fotoğrafları çekilmiştir.

5.4. EDS Analizi

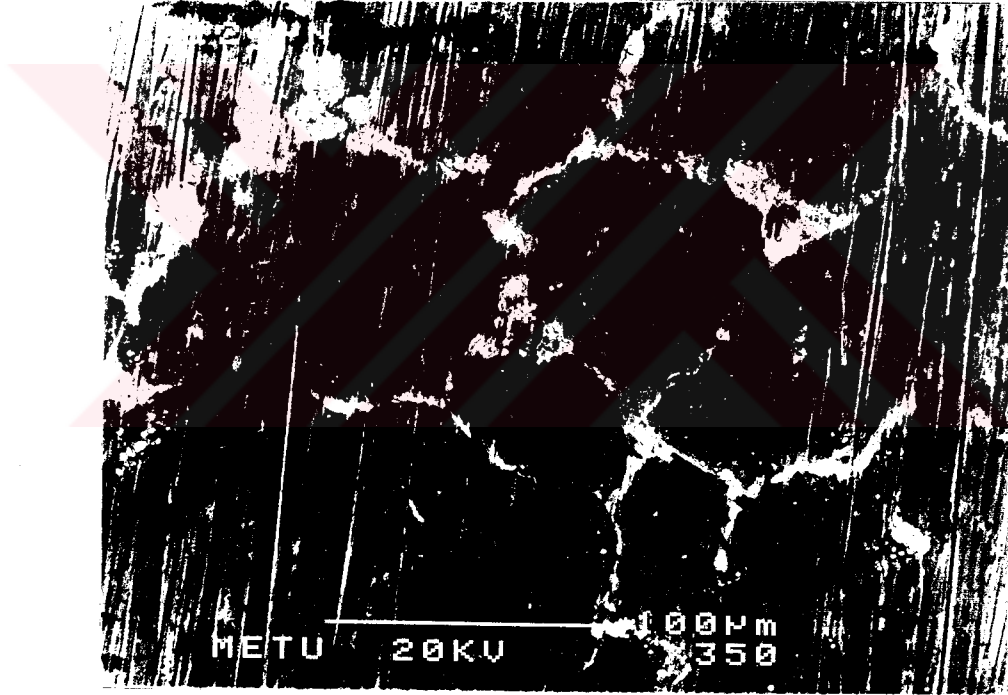
SEM mikroskobunun bir ünitesini oluşturan EDS cihazında numunelerin mikro yapısından ve aşınma yüzeylerinden bir çok yapının noktasal olarak analizleri yapıp pikleri grafik şeklinde çıktı olarak alınmıştır.

6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

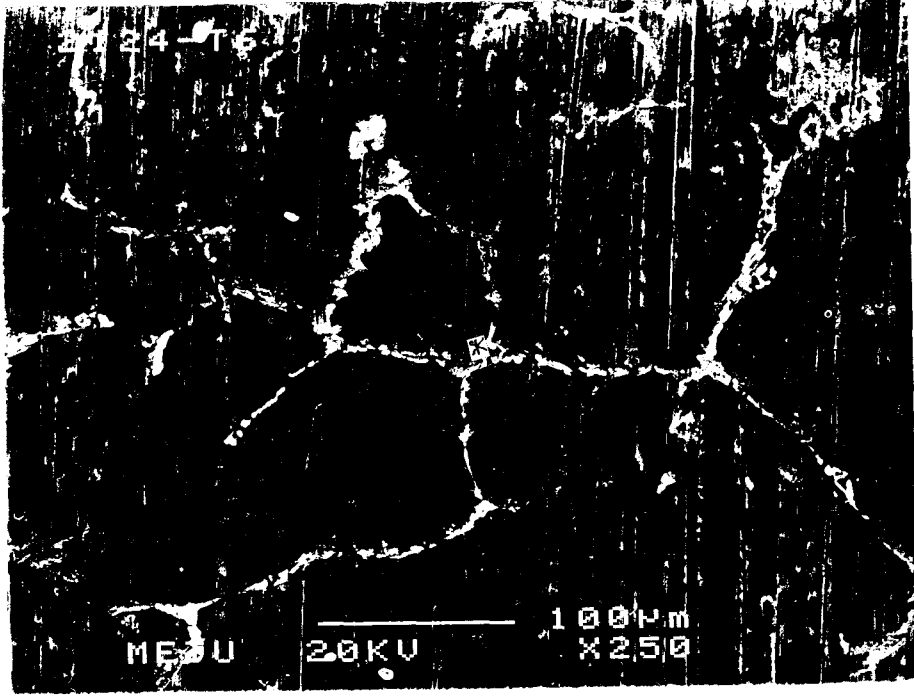
6.1. Kuru Metal-Metal Kayma Aşınması Deney Sonuçları

6.1.1. Deney numunelerinin SEM ve EDS sonuçları

Alüminyum matris alaşımı numunelerin, işlemsiz ve T6 yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş, aşındırma işlemi görmemiş orjinal mikroyapıları Resim1 ve Resim 2' de gösterilmiştir.

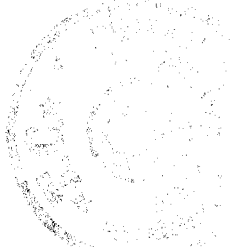


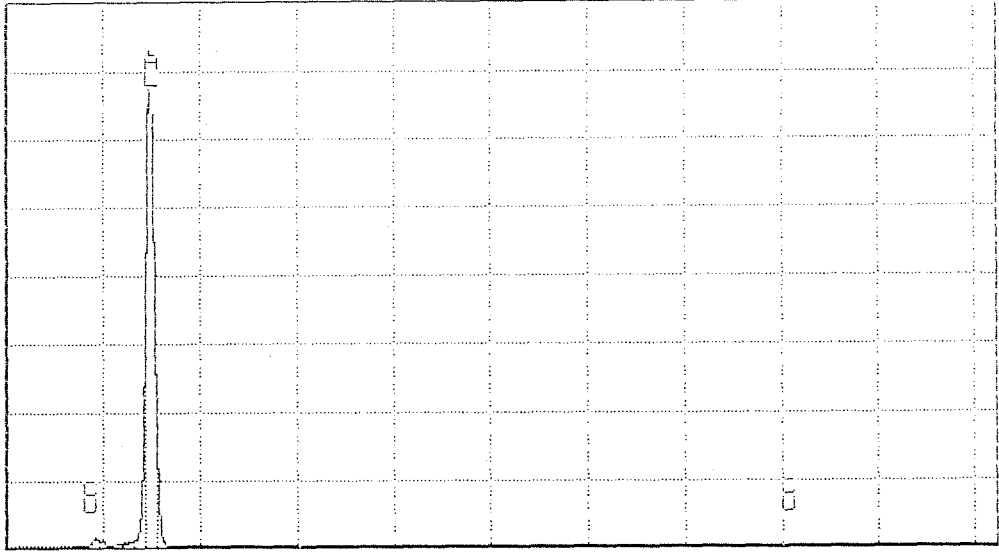
Resim 1. Matris alaşım numunesinin aşındırılmadan önceki, işlemsiz halinin iç yapı SEM mikroskop fotoğrafı (x 350).



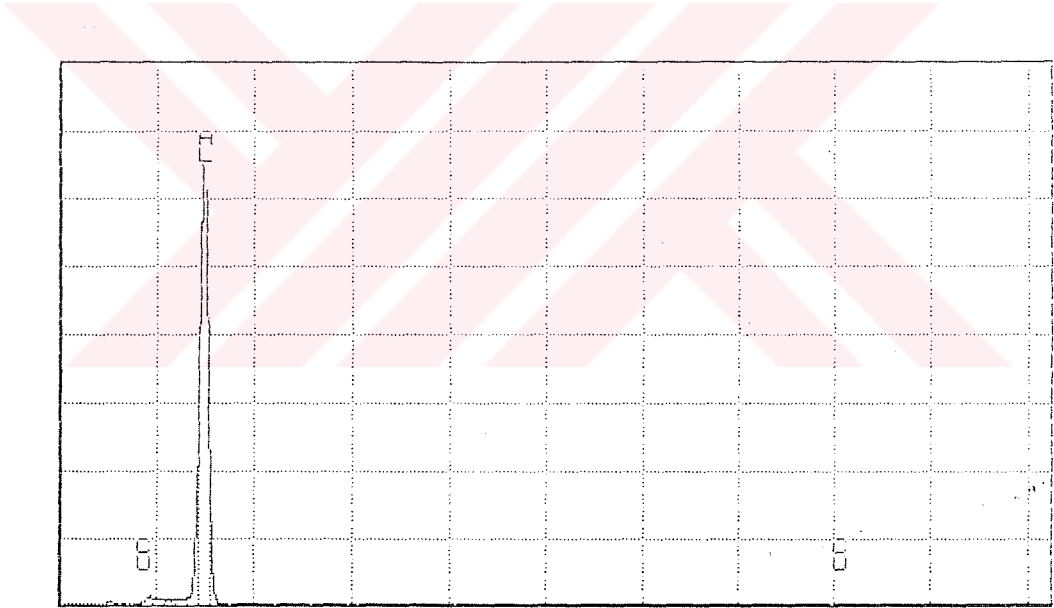
Resim 2. Matris alaşım numunesinin aşındırılmadan önceki, yaşlandırılmış halinin iç yapı SEM mikroskop fotoğrafı (x 250).

İşlemsiz olan numunenin tane sınırlarına çökelen kırılğan bileşiklerin (Vagelsang "vd",1986) T6 ısıı işlemi görmüş olan numunede daha azaldığı ve tane içinde bu çökeltilerin daha belirginleştiği gözlenmiştir. Yaşlandırma sonucu yapının sertleşmesinde, tane sınırlarından çıkıp tane içine yayılan bu bileşikler etkili olmaktadır. Resim 1 ve 2' deki numunelerden alınan EDS analizleri ,bu tür alaşımlarda en çok rastlanan bileşik olan $CuAl_2$ 'nin (Tekin,1984) varlığını göstermektedir.





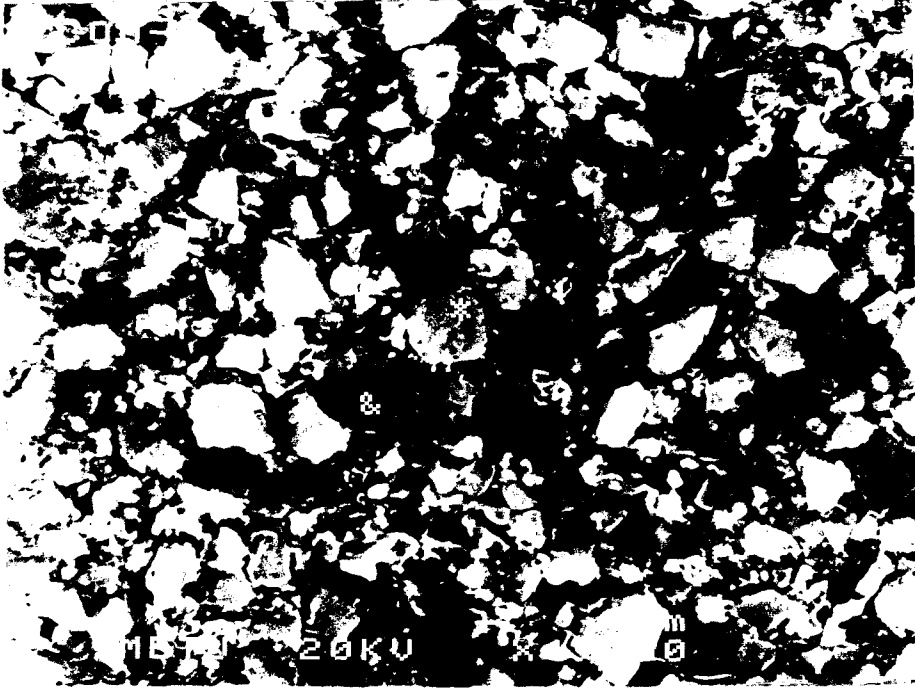
Şekil 6.1. 2124 -T6 numunesinden alınan EDS analizi



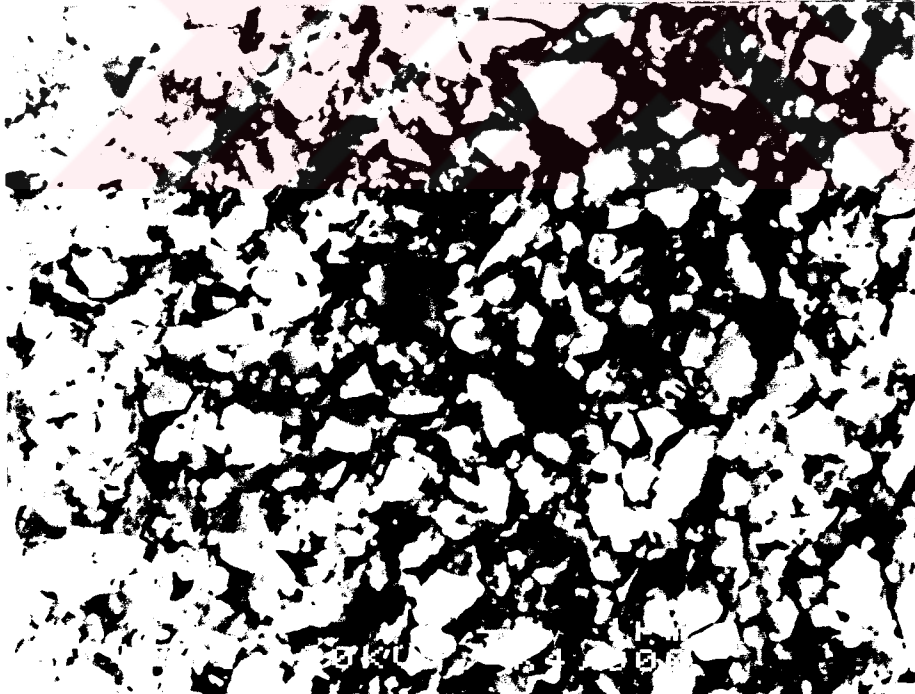
Şekil 6.2. 2124 -N numunesinden alınan EDS analizi

Kompozit numunelerimizin işlemsiz ve T6 ısıtılmalı işlemli orjinal mikroyapılarının SEM'dan alınan görüntüleri de Resim 3 ve 4'de verilmiştir.



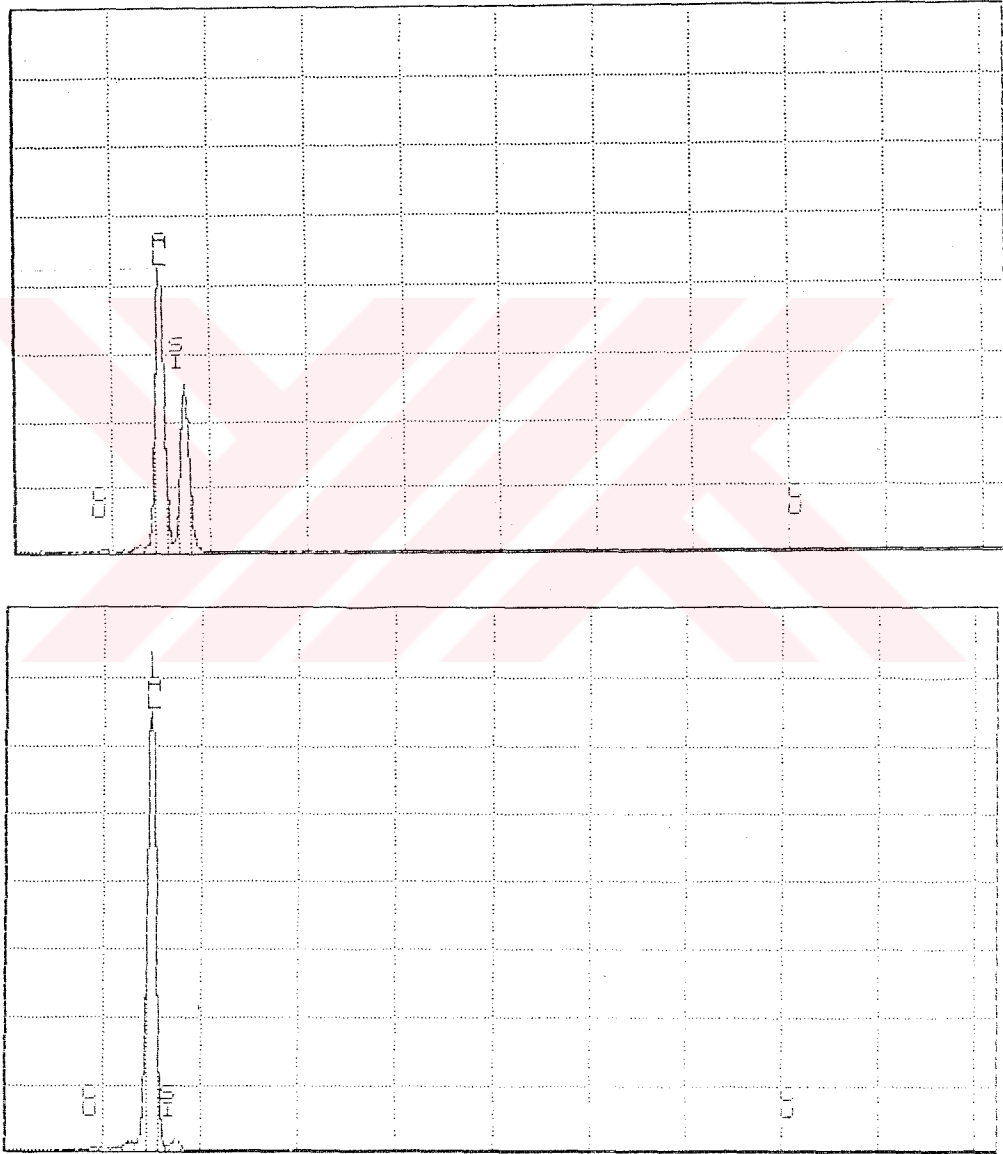


Resim 3. Kompozit numunenin aşındırılmadan önceki, işlemsiz halinin iç yapı SEM mikroskop fotoğrafı (* ve & işaretleri EDSalınan noktaları göstermektedir) (x 4000).



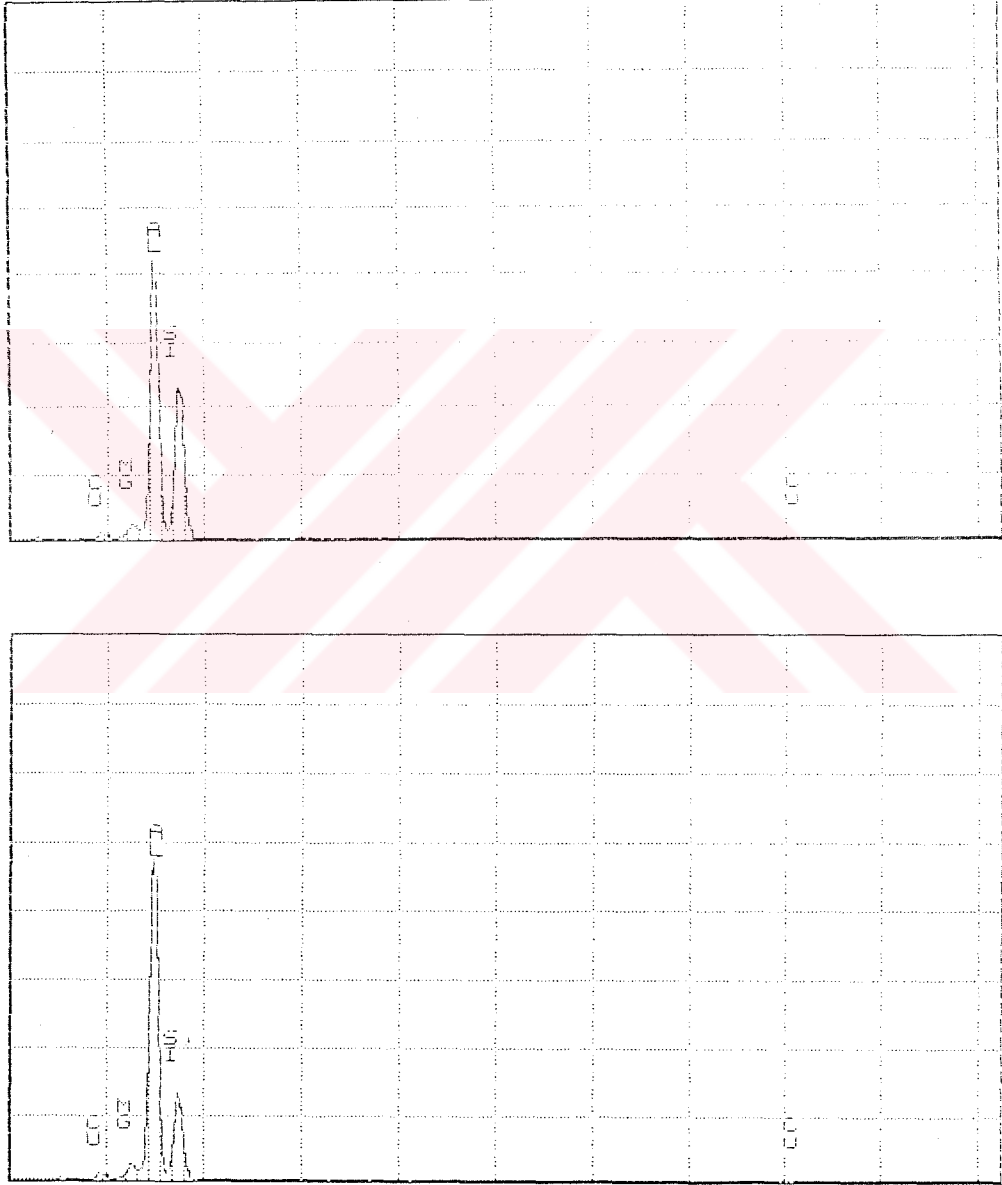
Resim 4. Kompozit numunenin aşındırılmadan önceki, yaşlandırılmış halinin iç yapı SEM mikroskop fotoğrafı (x 4000)

Kompozit malzemelerde, sünek matris içindeki kırılğan SiC takviyesi, kompozitte matrisin yaşlanmasını hızlandırıcı bir etkiye sahiptir. Bu etki SiC'ün matristeki diklokasyon yoğunluğunu artırmasından kaynaklanmaktadır (Nieh "vd",1984). Kompozit malzemedeki üretim yöntemi sebebiyle de yapısında belirli metallerarası bileşikler bulunmaktadır. Bunlar, matris alaşımında da belirtilen $CuAl_2$ bileşikleridir. EDS sonuçları şekil 6.3 de verilmiştir.



Şekil 6.3. İşlemsiz kompozit numunedeki alınan EDS analizi. a) * noktasından alınan EDS analizi, b) & noktasından alınan EDS analizi .

T6 ısıt işlemleri görmüş olan kompozitte ise Şekil 6.4' deki EDS analizinde görüleceği gibi, sıcaklıkla birlikte etkili olan difüzyonla, yeni bileşikler oluşma eğilimi doğmuştur. İşlemsiz olan kompozit matrisinde görülemeyen Mg, T6 ısıt işlemleri olan matris ve karbür analizinde gözlenmiştir. Oluşan bileşik $CuMgAl_2$ 'dir (Tekin, 1984).



Şekil 6.4. Yaşlandırılmış kompozit numuneden alınan EDS analizi: a) Karbür üsttünden alınan EDS analizi, b) matristen alınan EDS analizi.

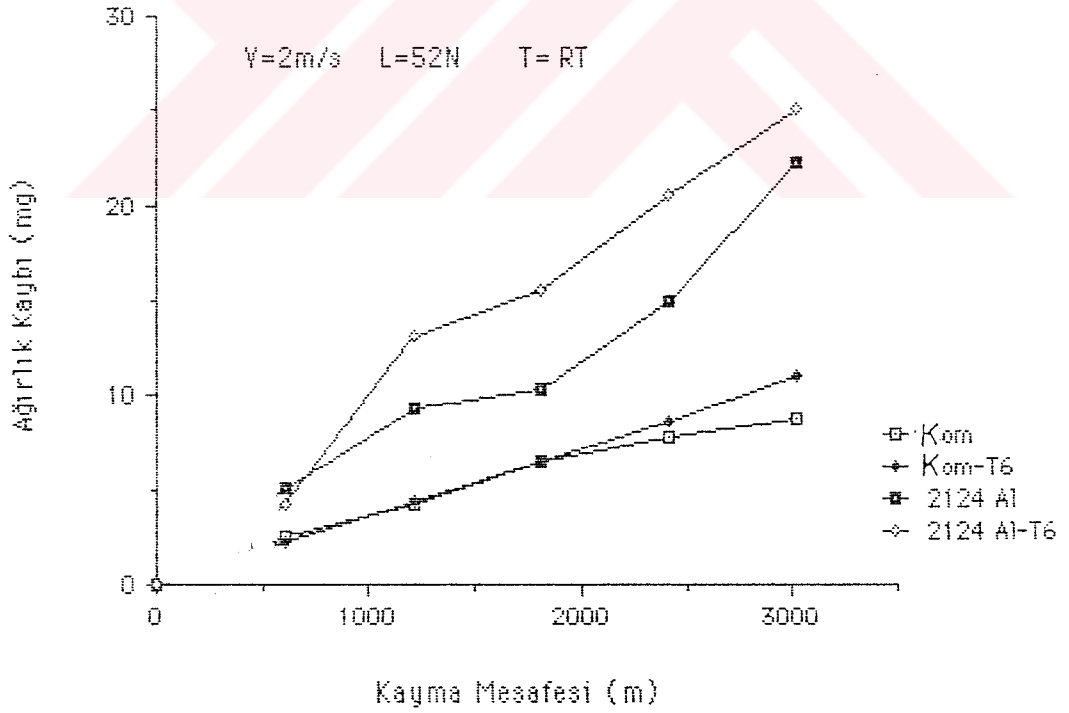


Tablo 6.1. Numunelerin EDS analiz sonuçları.

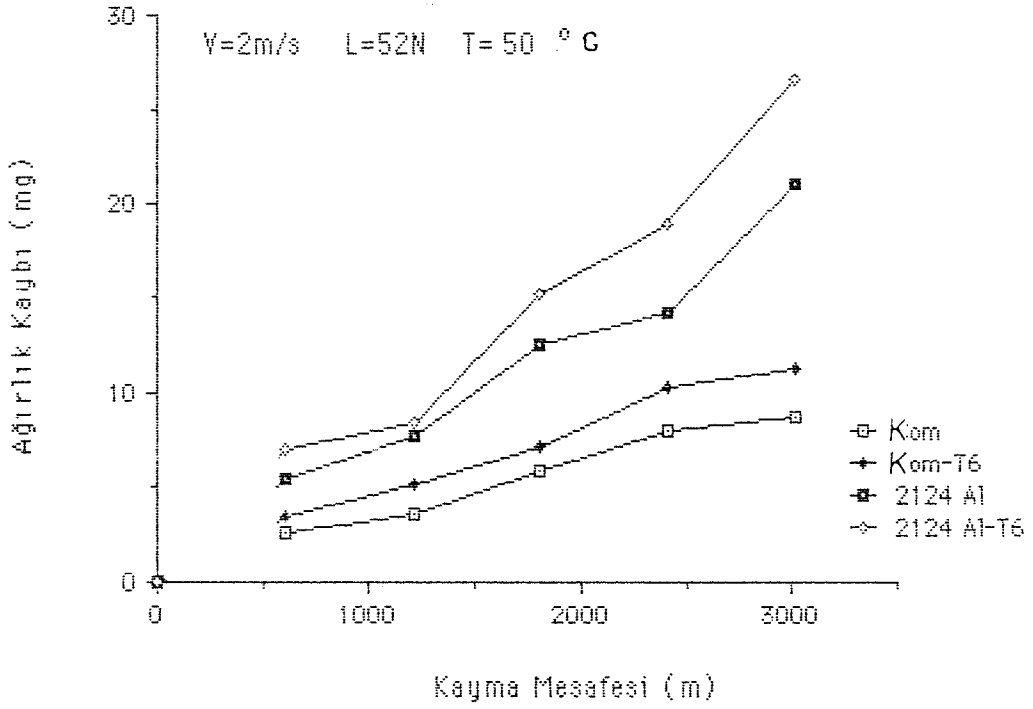
Numune	Ağırlık (%)			
	Al	Si	Mg	Cu
Kom-N *	50.08	48.26	0.26	1.40
Kom-N &	92.43	5.83	0.00	1.74
Kom-T6 #	49.75	45.60	2.64	2.00

6.1.2. Kayma aşınması sonuçları

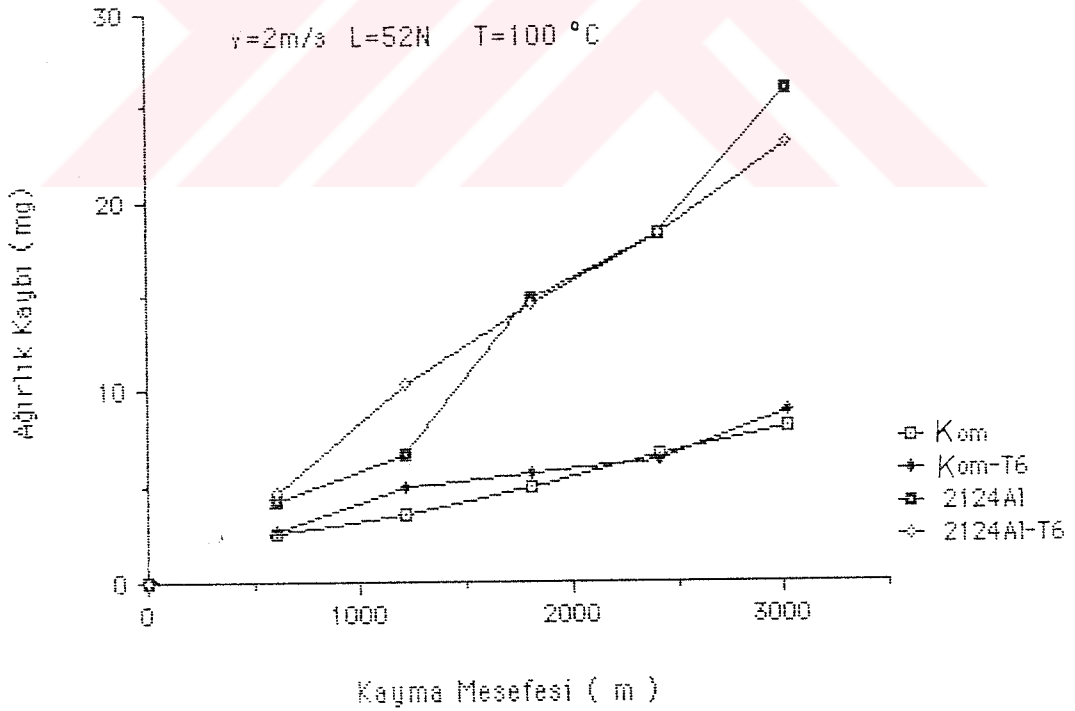
Kayma mesafesi - ağırlık kaybı ilişkisinin sıcaklığa bağlı olarak değişimleri Tablo 6.2 de ve şekil 6.5, 6.6 ve 6.7'de verilmiştir.



Şekil 6.5. Numunelerin oda sıcaklığında, kayma mesafesine bağlı olarak aşınma ağırlık kayıpları.



Şekil 6.6. Numunelerin $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklığına ısıtılarak aşındırıldığında, kayma mesafesine bağlı olarak, ağırlık kayıpları.



Şekil 6.7. Numunelerin $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklığına ısıtılarak aşındırıldığında, kayma mesafesine bağlı olarak, ağırlık kayıpları.

Oda sıcaklığında kayma mesafesi ağırlık kaybı ilişkisinde diğer sıcaklıklarda da gözleendiği gibi kompozit numunelerin matris alaşım numunelerine göre daha az aşınmaya uğradığı görülmektedir. Grafikteki sonuçlara göre, ilginç olan işlemsiz matris alaşımı ve kompozitin, ısı ile yaşlandırılanlara göre daha üstün bir aşınma direnci gösterdiği dir. Aynı ilişki 50°C'de ve 100°C'de yapılan deneylerde de görülmekle beraber, ağırlık kayıplarının birbirine yaklaştığı gözlenmiştir.

Oda sıcaklığı, 50°C ve 100°C'de yapılan deneylerde yaşlandırılmış malzeme ile işlemsiz malzeme arasında beklenenin aksine gelişen bu ilişki, matris mukavemetiyle ilişkilidir. Şöyle ki;

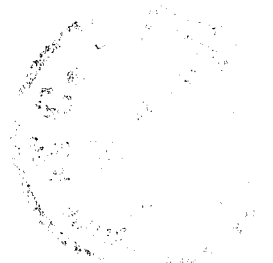
Çöktürülerek sertleştirilmiş alaşımlarda olduğu gibi partikül takviyeli metal matrisli kompozitlerin deformasyonu üzerinde etkili olan iç gerilmeler; partikül ve matrisin bazı özellikleri [E, thermal yayınma katsayısı, deformasyon şekli (örneğin partikül elastik kalırken, matris plastik deforme olur.)] açısından farklılık göstermesinden kaynaklanır. Bu nedenle yapıda oluşan bu iç gerilmeleri giderecek gerilme giderme işlemleri kompozitin tüm davranışlarını belirlemede önemli bir rol oynar (Allen "vd", 1992). Bu işlemlerden en önemlileri; matristeki plastik akış olayları ve malzemenin iç yapısında meydana gelen bazı zararlı olayların (partikül çatlaması ve partikül-matris ayrışması gibi) varlığıdır. Bu işlemlerin, iç gerilmelerin partiküle yakın matrisin lokal akma mukavemetine ulaştığı zaman oluşacağı beklenir (Levy " vd", 1991). Bu anlamda metal matrisin mukavemeti, plastik gevşemenin yayılımını belirlemek açısından anahtar bir rol oynar.

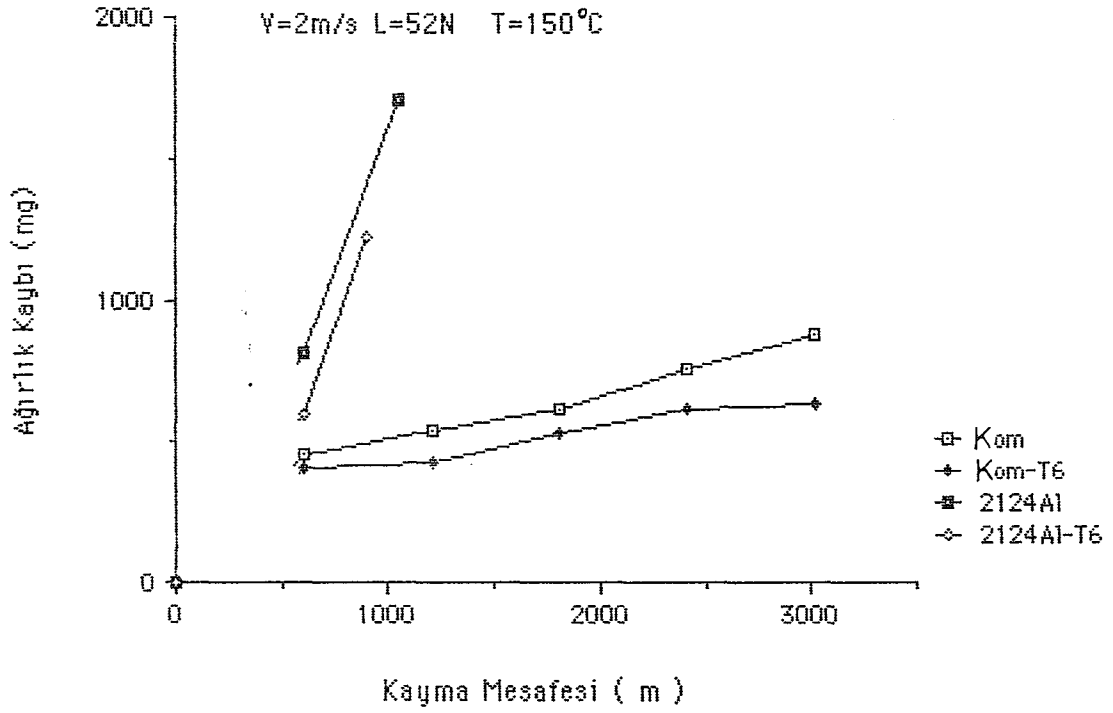


PMMC'lerde iç yapıdaki hasar öncelikle sert ikinci faz partiküllerinin (SiC) kırılmasıyla olur. Bunun dereceside, kompozitte partikülün varlığıyla oluşan iç gerilmelerin derecesine bağlıdır. Bunun anlamı matrisin akma mukavemetine zorunlu bağımlılıktır. Partikül çatlayınca uygulanan yükü karşılamada etkisiz olur. Bu anlamda düşük mukavemetli matrisler, bu partiküllerde gevrek kırılmayı oluşturacak yüksek gerilme konsantrasyonunu meydana getirmede daha az etkilidir.

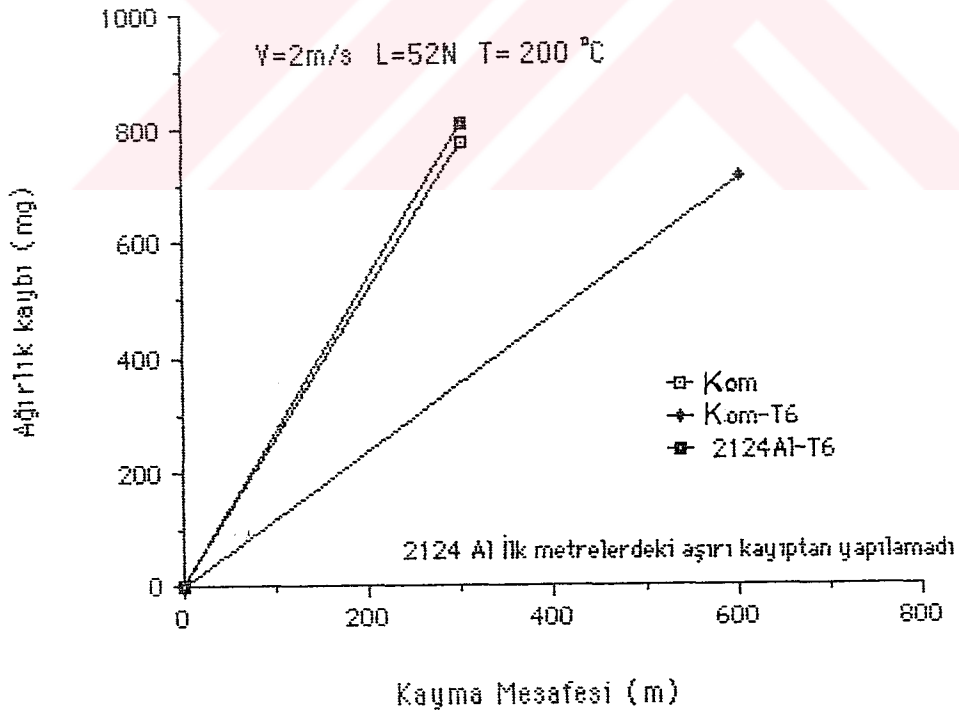
Çalışmada, T6 ısıtma işlemiyle malzemelere uyguladığımız yaşlandırma sonucunda matris mukavemetinde meydana getirdiğimiz artış ve toklukta azalma iç gerilmelerin yutulabilme özelliğini azalttığı gibi, aşınma sırasında aşınma çiftlerinin (numune-çelik disk) karşılıklı temasıyla açığa çıkan enerjisinin yutulabilme özelliğini azaltır (Aksoy "vd", 1996). Yaşlandırılmamış numunenin matrisinin, yaşlandırılmış olan numune matrisine göre daha tok olması, bu açıdan yaşlandırmayla sertleştirilmemiş numunelerin aşınma direncinin neden daha yüksek olduğunu açıklamaktadır.

Deneylerde sıcaklığın artmasıyla birlikte, tüm malzemeler için artan ağırlık kaybı miktarları Şekil 6.8 ve 6.9'da görüleceği gibi, 150°C ve 200°C'lerde çok fazla miktarlara ulaşmıştır. 150°C'de kompozitler normal deney mesafelerini tamamlayabilmişken, matris alaşımları ilk 1000 m sonunda aşırı kayıptan dolayı deneyi tamamlayamamışlardır. Aynı durum 200°C'de de devam etmiş ve tüm malzemeler daha 1000 m'ye varmadan tükenmişlerdir. Hatta kompozit numunelerdeki kayıplar matris alaşımlarıyla hemen hemen aynı değerlere ulaşmıştır.





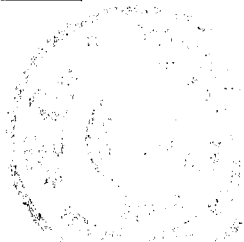
Şekil 6.8. Numunelerin 150 °C sıcaklığına ısıtılarak aşındırıldığında, kayma mesafesine bağlı olarak, ağırlık kayıpları.



Şekil 6.9. Numunelerin 200 °C sıcaklığına ısıtılarak aşındırıldığında, kayma mesafesine bağlı olarak, ağırlık kayıpları.

Tablo 6.2. Deney numunelerinin kayma mesafesi ve sıcaklığa bağlı olarak aşınma ağırlık kaybı miktarları (* =302m, @= 1057m, # =906m).

Numune	Sıcaklık °C	Ağırlık Kaybı (mg)				
		Kayma Mesafesi (m)				
		604	1208	1812	2416	3020
Kom-N	RT	2.6	4.3	6.5	7.8	8.8
	50	2.5	3.6	5.9	7.9	8.7
	100	2.6	3.6	5.0	6.6	8.1
	150	450.2	540.4	610.8	752.3	875.0
	200	777.7 *	—	—	—	—
Kom-T6	RT	2.3	4.4	6.5	8.6	11
	50	3.4	5.1	7.1	10.3	11.3
	100	2.7	5.0	5.6	6.4	8.9
	150	407.3	428.8	530.0	613.3	629.9
	200	714.8	—	—	—	—
2124 -N	RT	5.1	9.4	10.4	15	22.2
	50	5.4	7.7	12.5	14.2	21.0
	100	4.2	6.7	14.9	18.3	25.9
	150	815	1708 @	—	—	—
	200	—	—	—	—	—
2124-T6	RT	4.2	13.2	15.5	20.5	25
	50	6.9	8.4	15.2	18.9	26.6
	100	4.7	10.3	14.6	18.2	23.1
	150	598	1224 #	—	—	—
	200	810 *	—	—	—	—



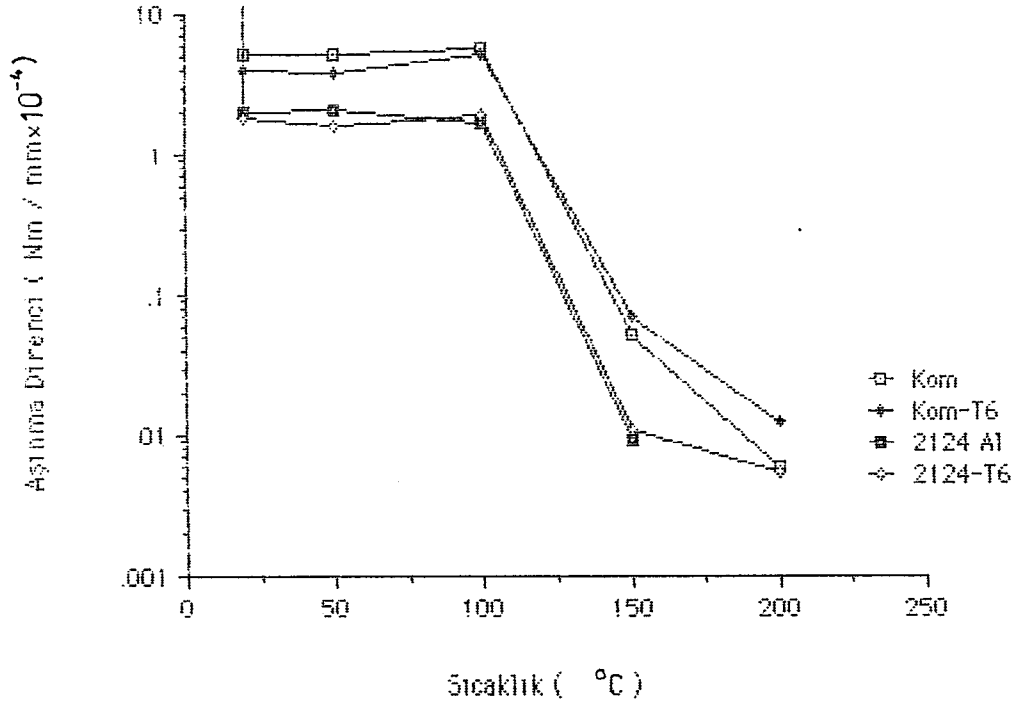
Buradaki ilginç nokta ise, 100 °C' den sonraki sıcaklıklarda; aşınma direnci açısından, yaşlandırılmış numunelerin daha üstün duruma geçmesidir. Bunun sebebi de oda sıcaklığı, 50 °C ve 100 °C için açıklanan mekanizmanın mantığıyla aynıdır. 50 °C ve 200 °C deney sıcaklığında aşındırılan yaşlandırılmış numunelerde, aşırı yaşlanmayla birlikte matris mukavemetinde bir düşme ve toklukta artış olurken, yaşlandırılmamış numunelerde ise yaşlanma süreciyle belli oranda matris mukavemetinde bir artışın ve toklukta azalma olmuştur (Song "vd", 1995).

3020 m kayma mesafesi sonunda numunelerin deney sıcaklığının bir fonksiyonu olarak aşınma direnci sıcaklık ilişkisi değerleri Tablo 6.3'de ve eğrileride Şekil 6.10'de gösterilmektedir. Yukarıda belirttiğimiz sebepler ve grafiklerden de anlaşılacağı üzere 100°C, dört tip numunemiz içinde tam bir geçiş sıcaklığı özelliği sergilemektedir.

Tablo 6.3. Deney numunelerinin 3020m kayma mesafesi sonunda , sıcaklığa bağlı aşınma dirençleri. (* =302m, # =604m, &= 1057m, @ = 906m sonundaki aşınma dirençlerini gösterir.)

Sıcaklık °C	Aşınma Direnci (Nm / mm ³)			
	Kom-N	Kom- T6	2124- N	2124- T6
RT	51216.5	40973.2	19736.1	17525.7
50	51805.2	39885.4	20863.9	16471.5
100	55642.6	50641	16916.7	18967.2
150	515.1	716.2	89.8 &	107.4
200	57.95 *	126.1 #	-	54.09 *

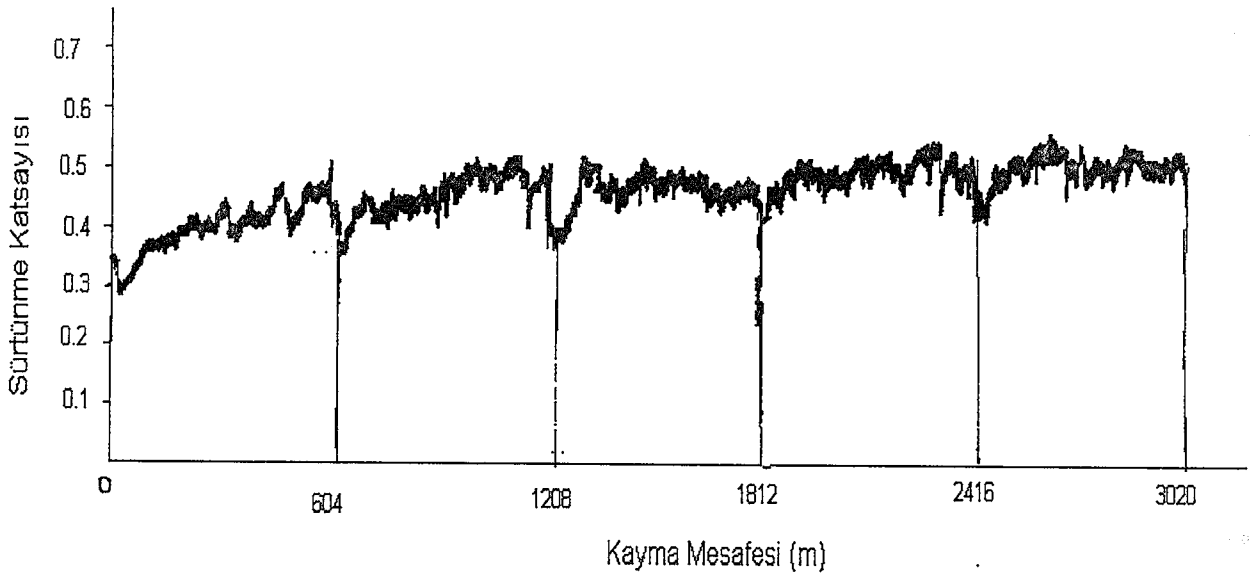




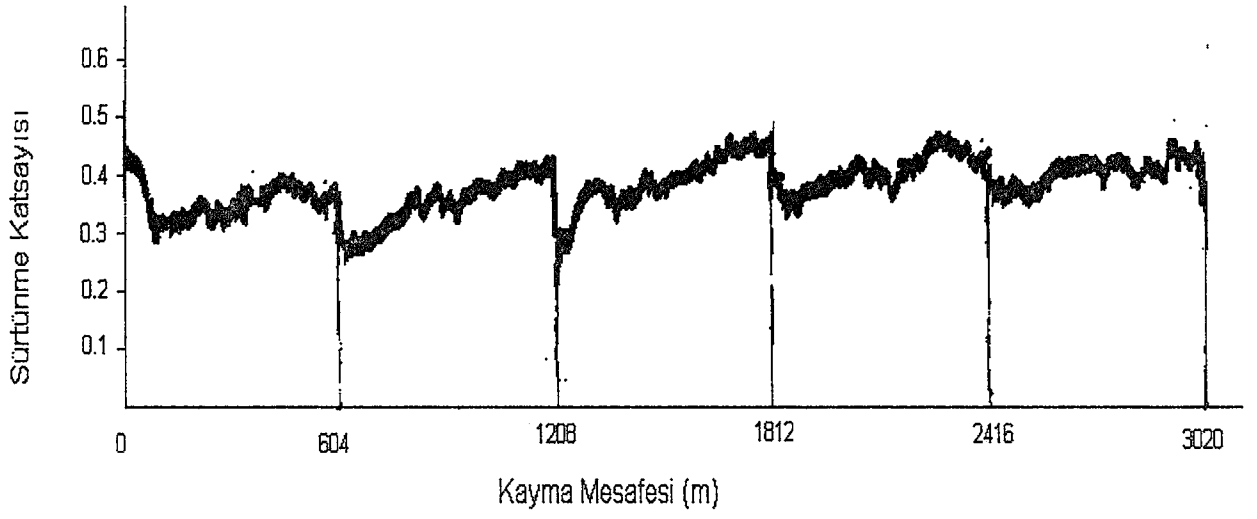
Şekil 6.10. 3020 m kayma mesafesi sonunda sıcaklığa bağlı aşınma direncindeki değişimler.

6.1.3. Sürtünme katsayısı ve aşınma direnci ilişkisi

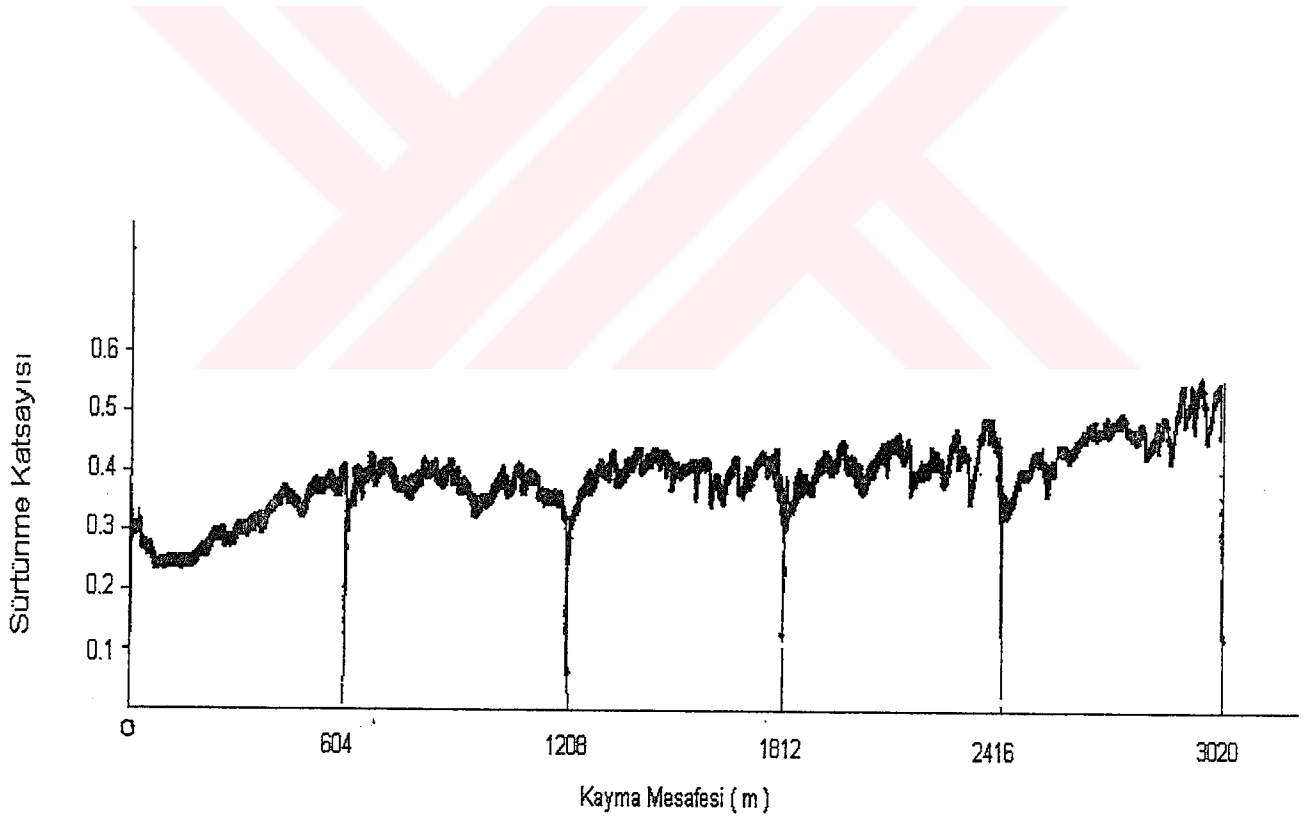
Aşağıdaki grafiklerde, tüm numunelerin beş değişik deney sıcaklığında kayma mesafesine bağlı olarak sürtünme katsayısı değişimleri verilmiştir.



(a)

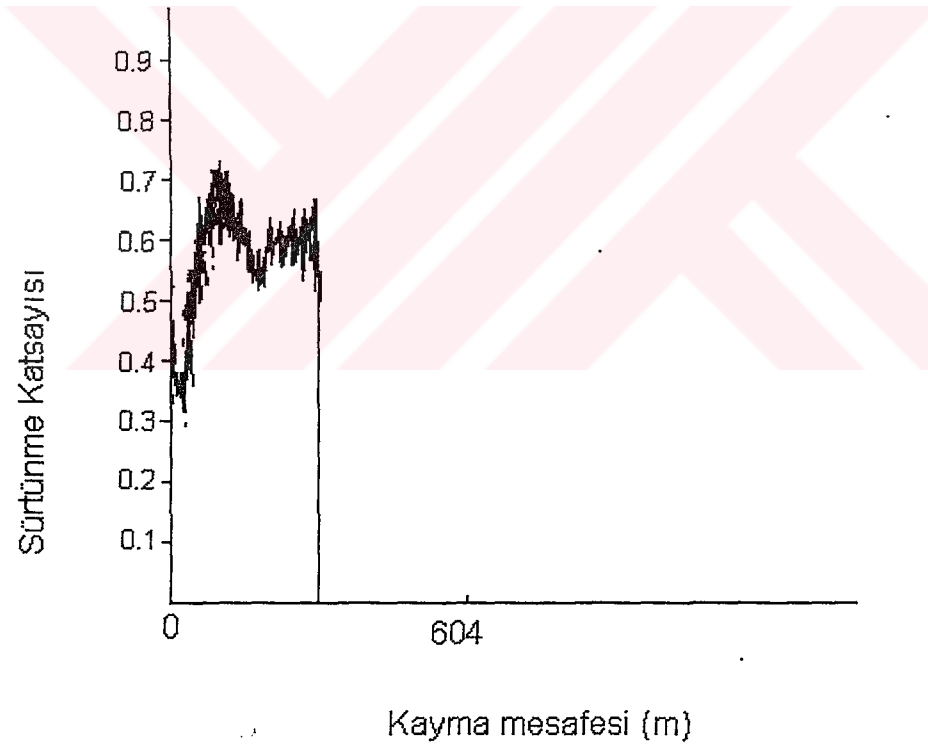
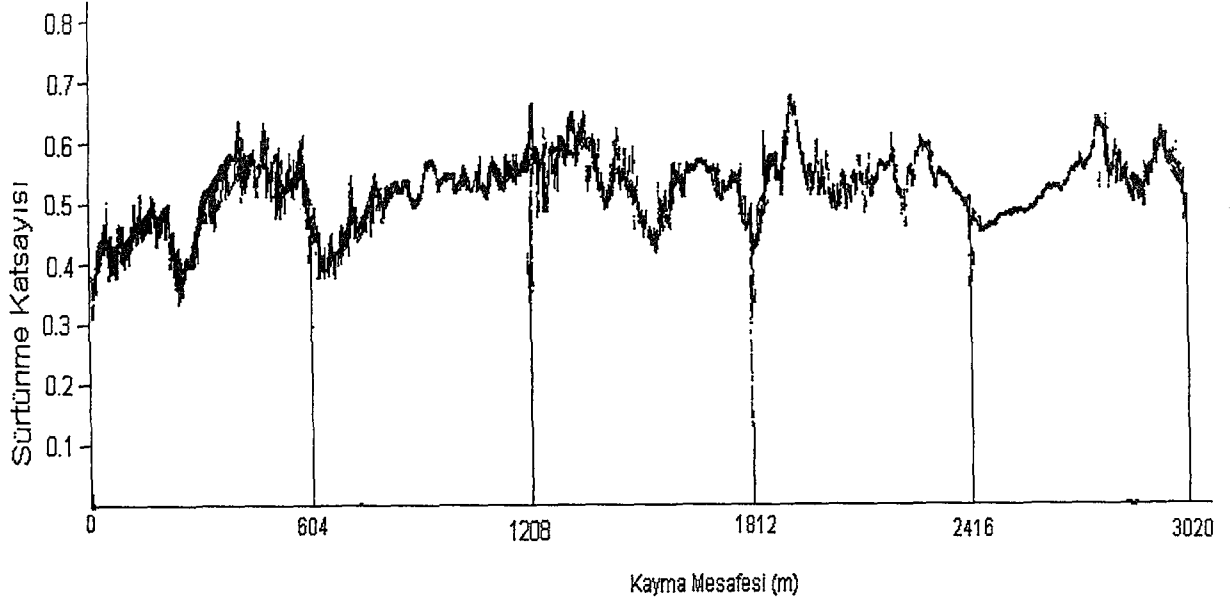


(b)

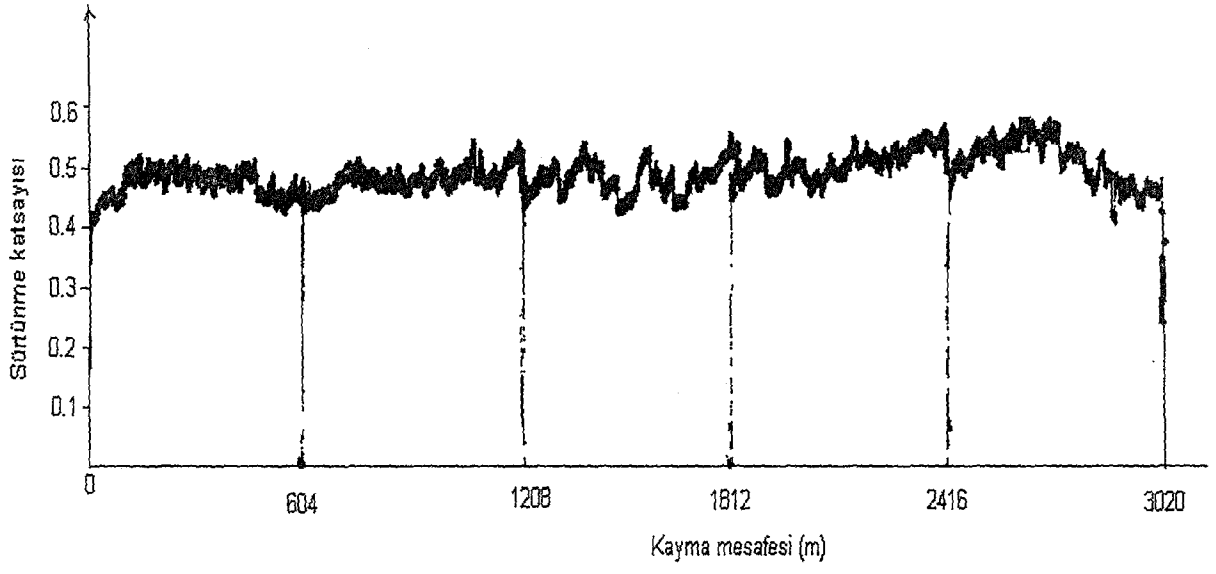


(c)

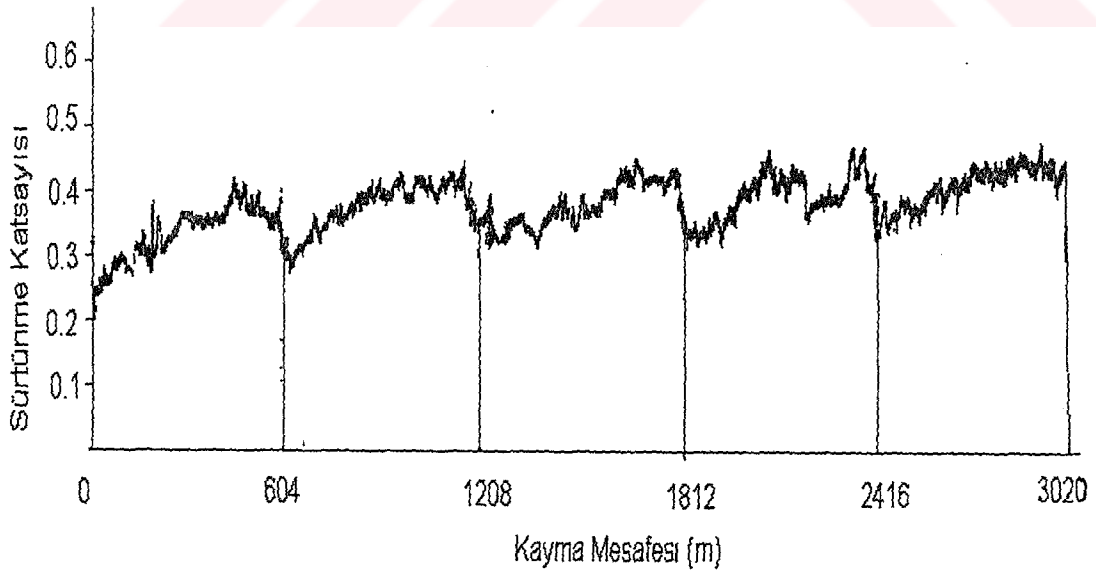




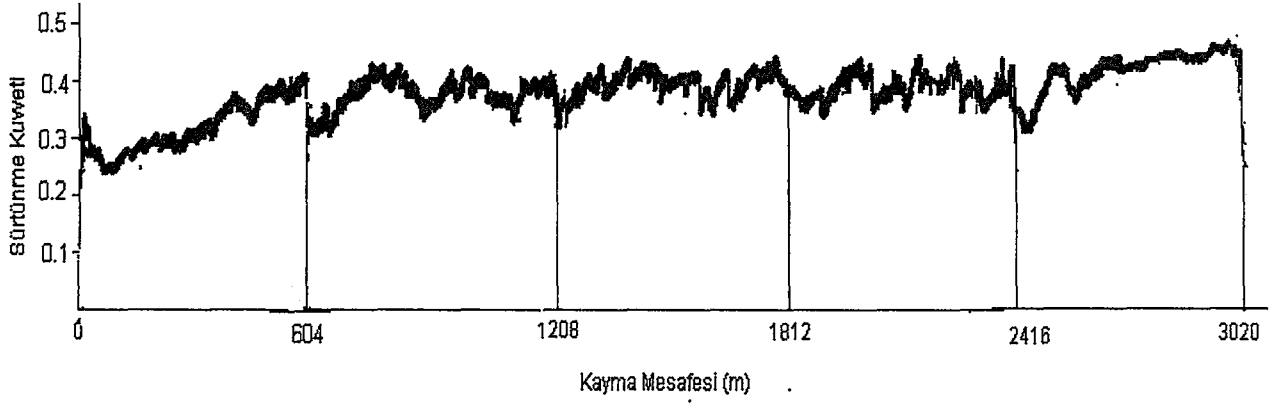
Şekil 6.11. İşlemsiz kompozit numunenin, kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları değişimi a) oda sıcaklığı, b) 50°C ,c) 100°C, d) 150°C, e) 200°C.



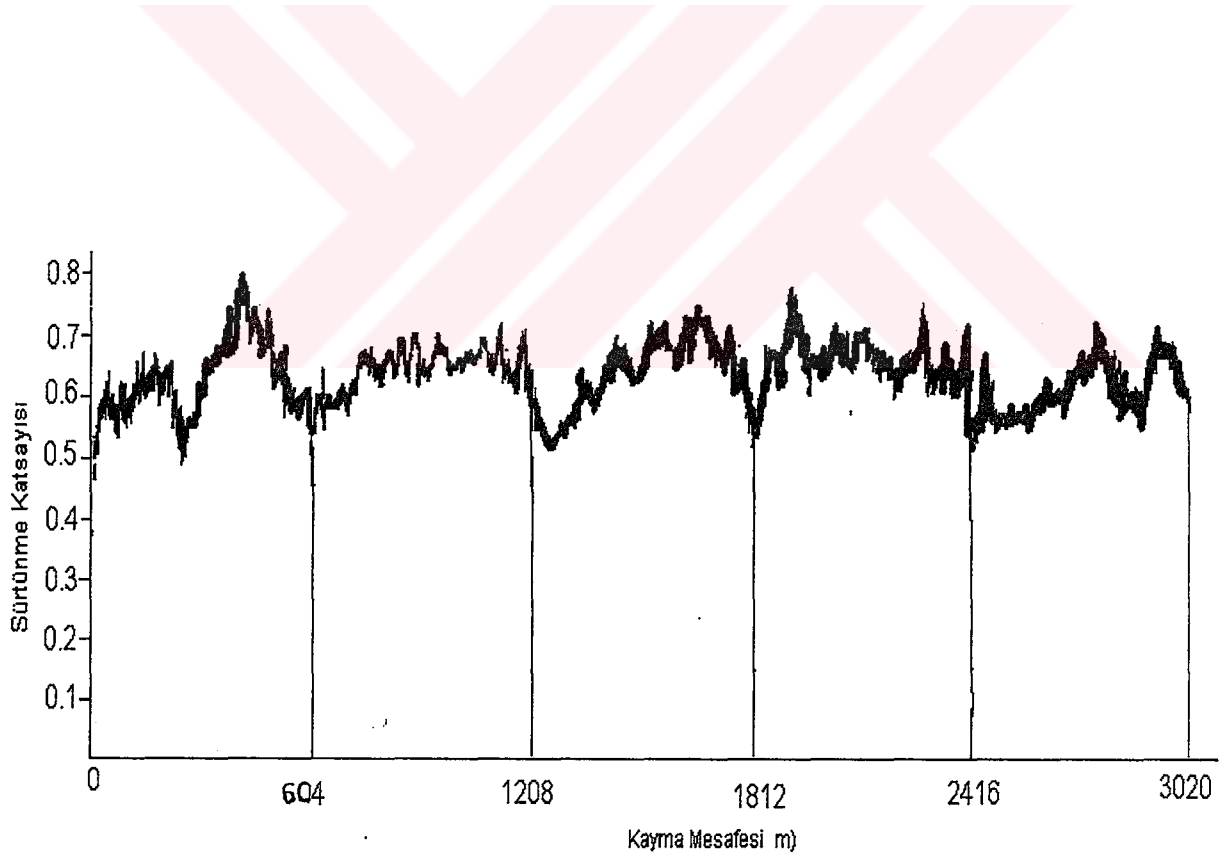
(a)



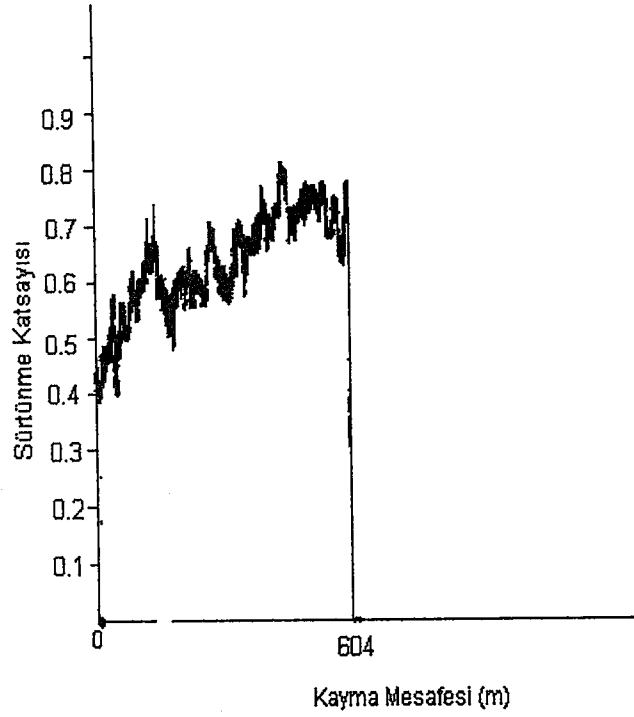
(b)



(c)

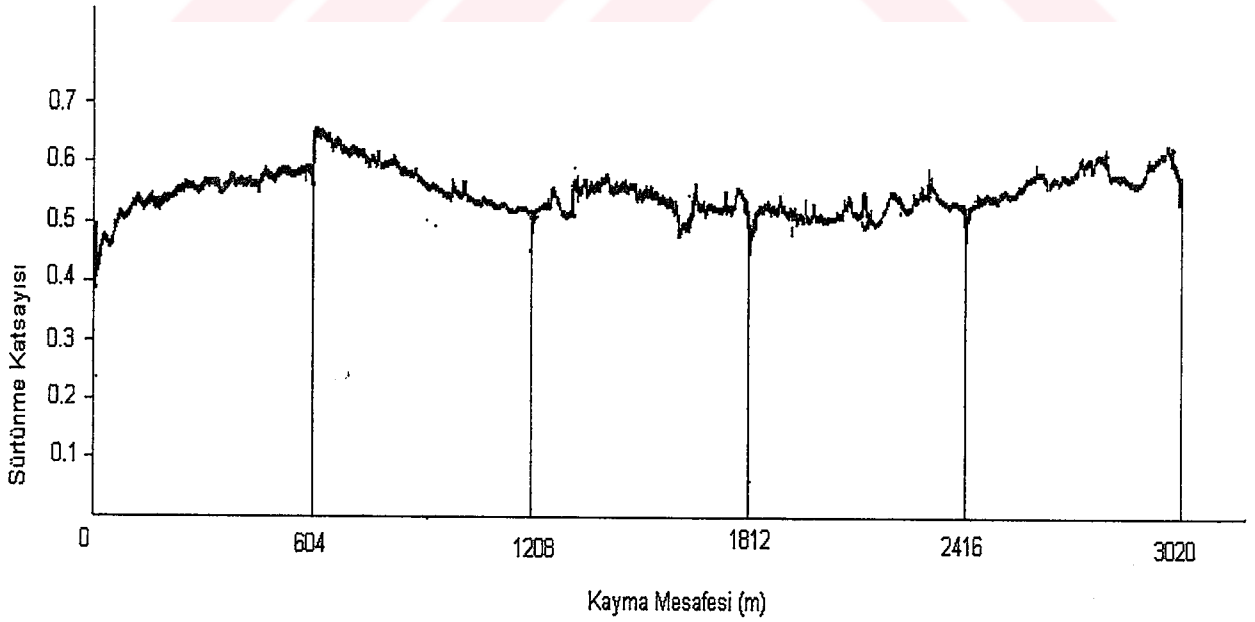


(d)

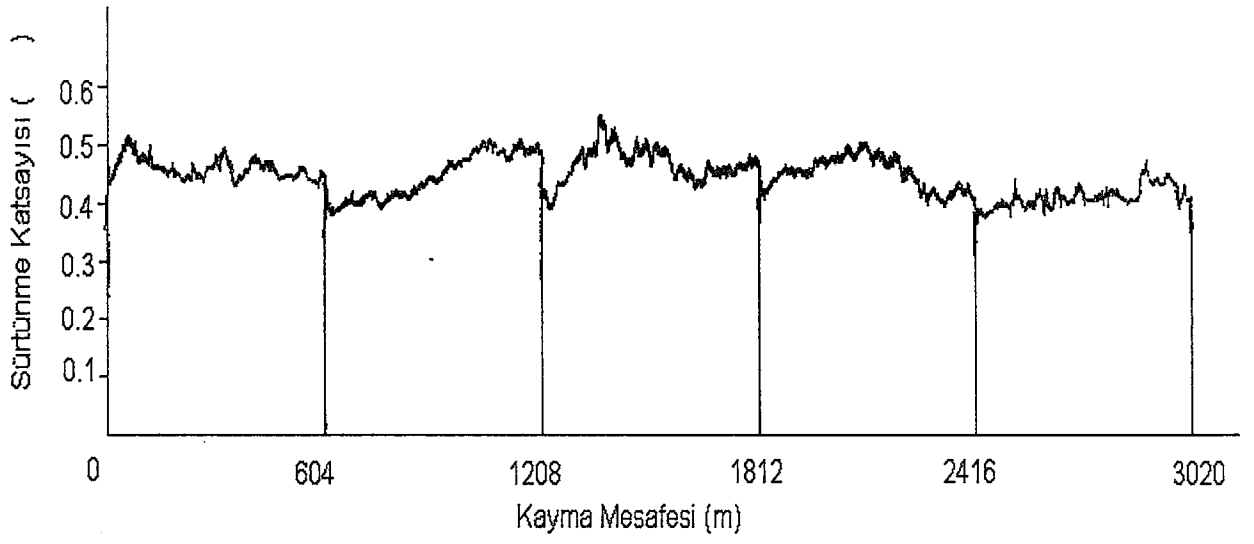


(e)

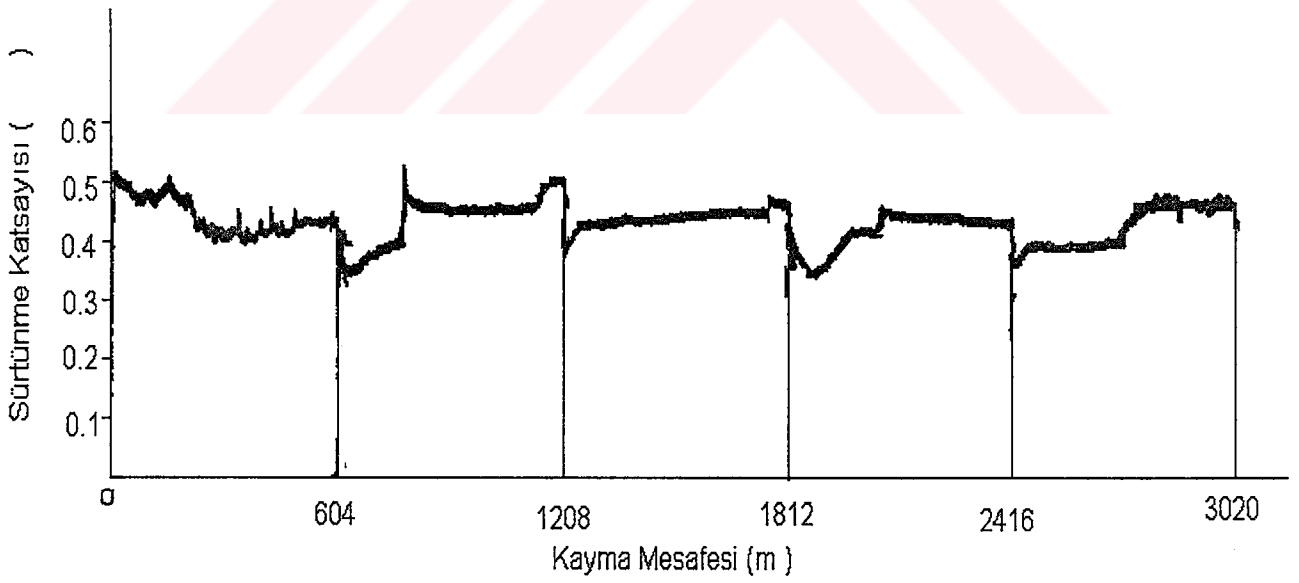
Şekil 6.12. Yaşlandırılmış kompozit numunenin, kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları değişimi a) oda sıcaklığı, b) 50 °C, c) 100 °C, d) 150 °C, e) 200 °C.



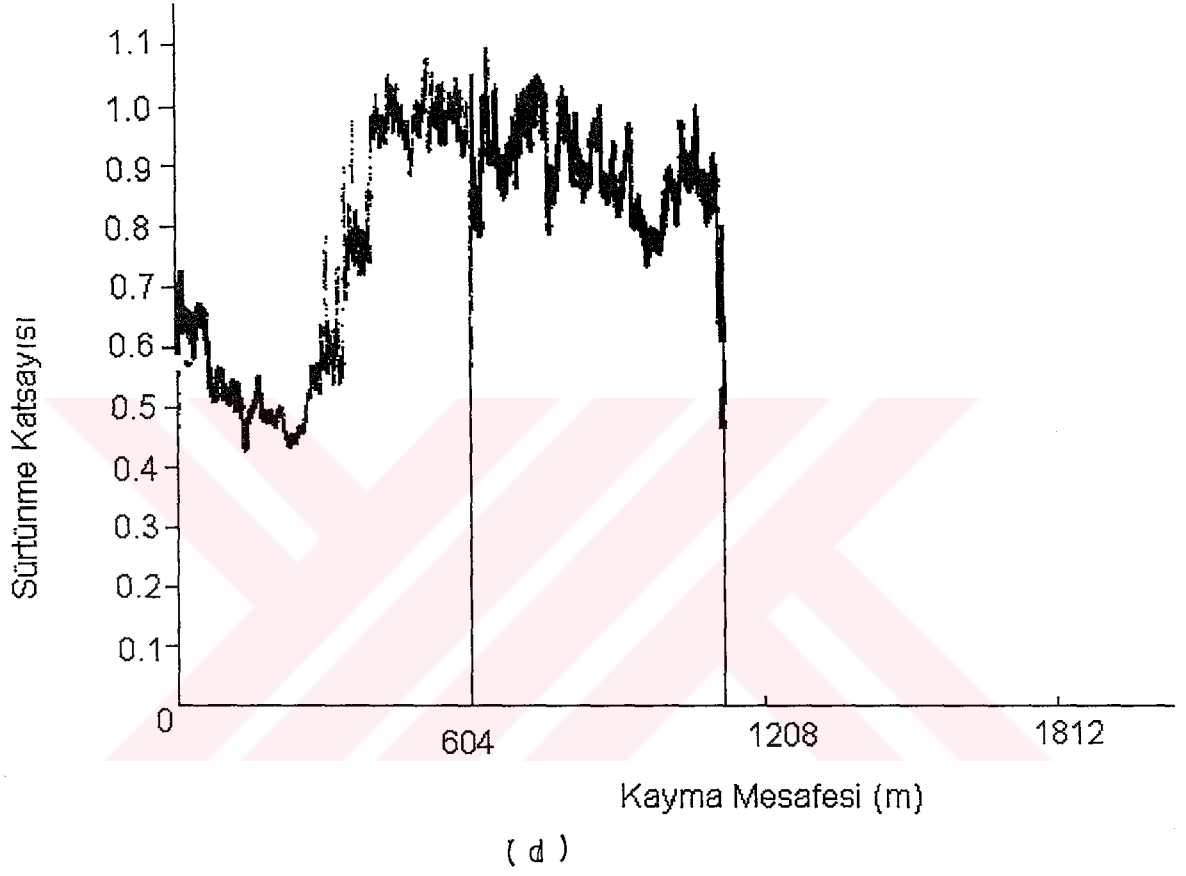
(a)



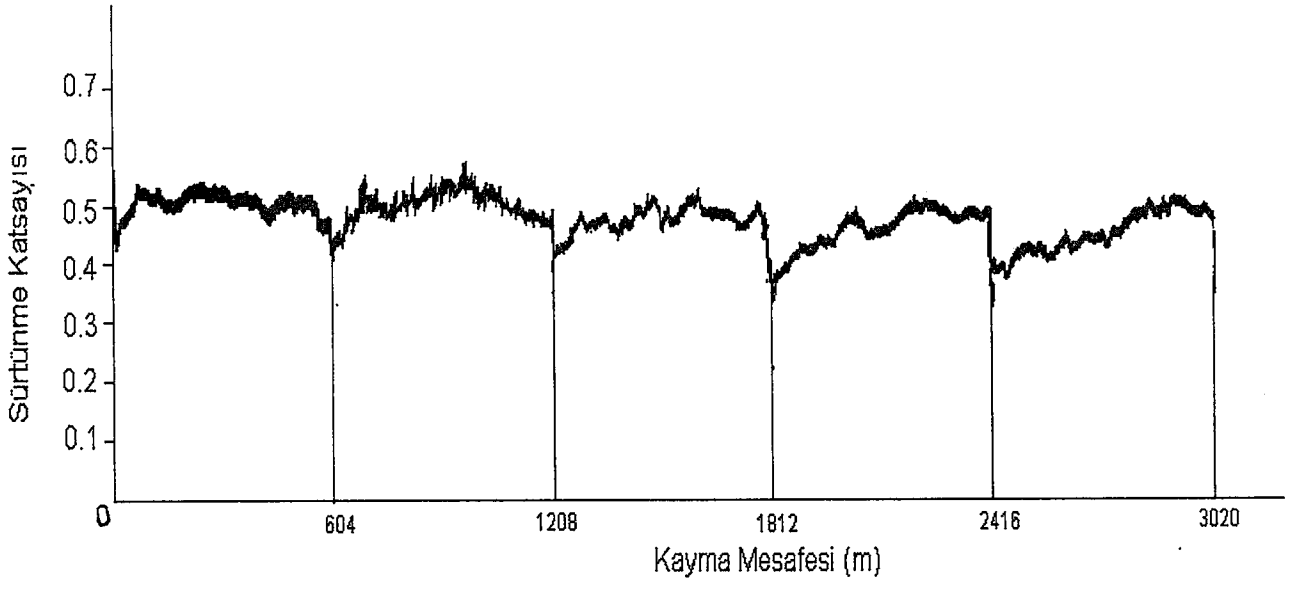
(b)



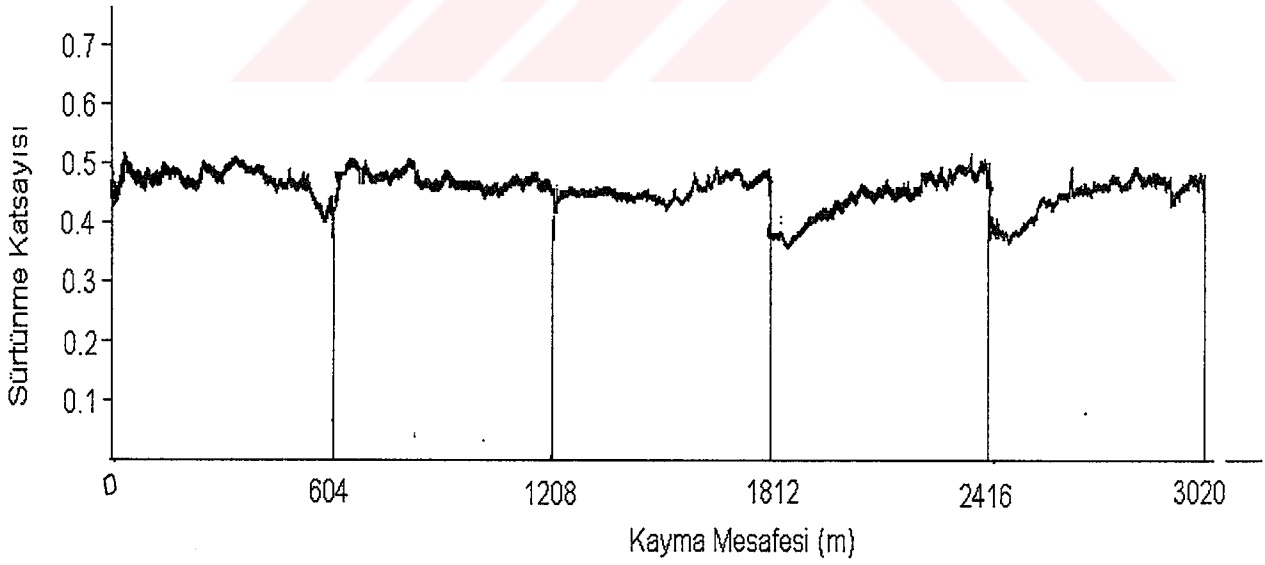
(c)



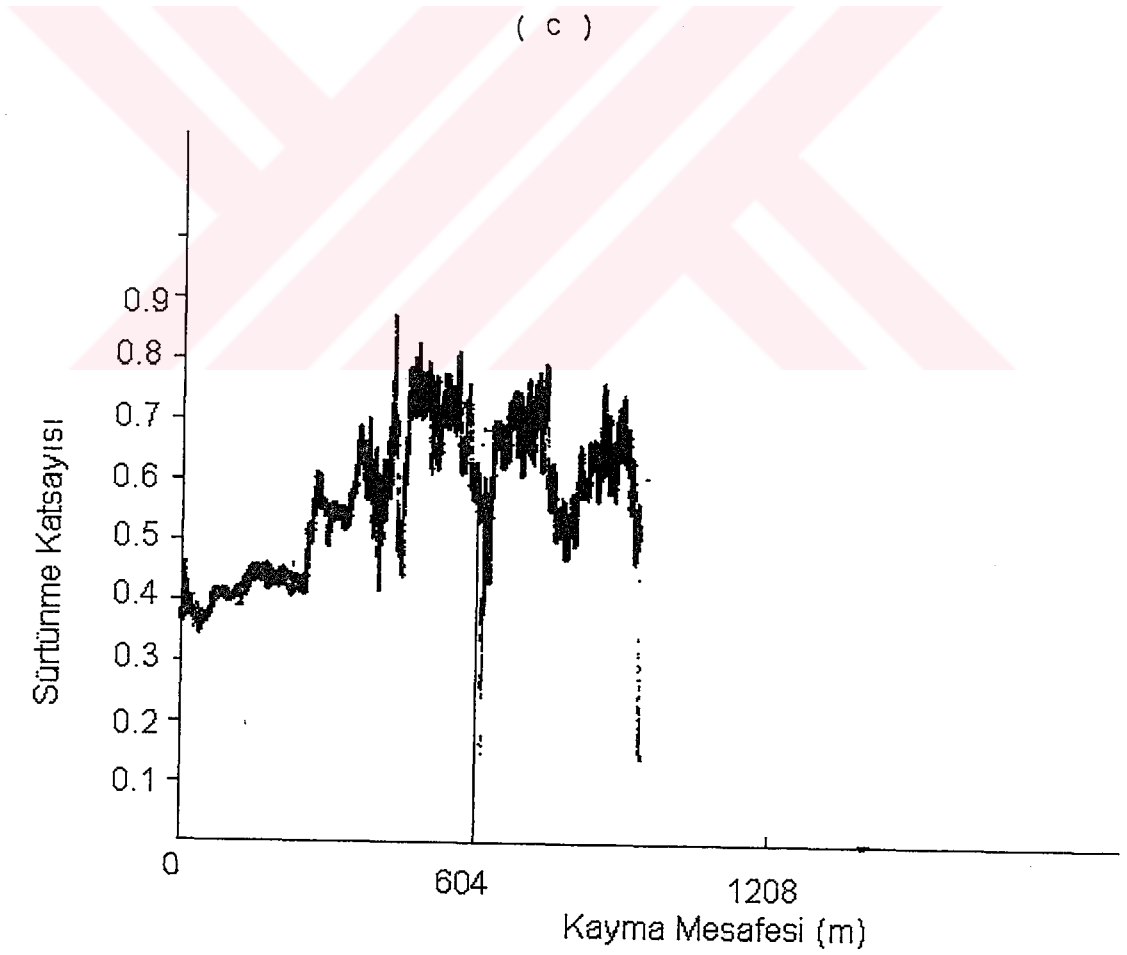
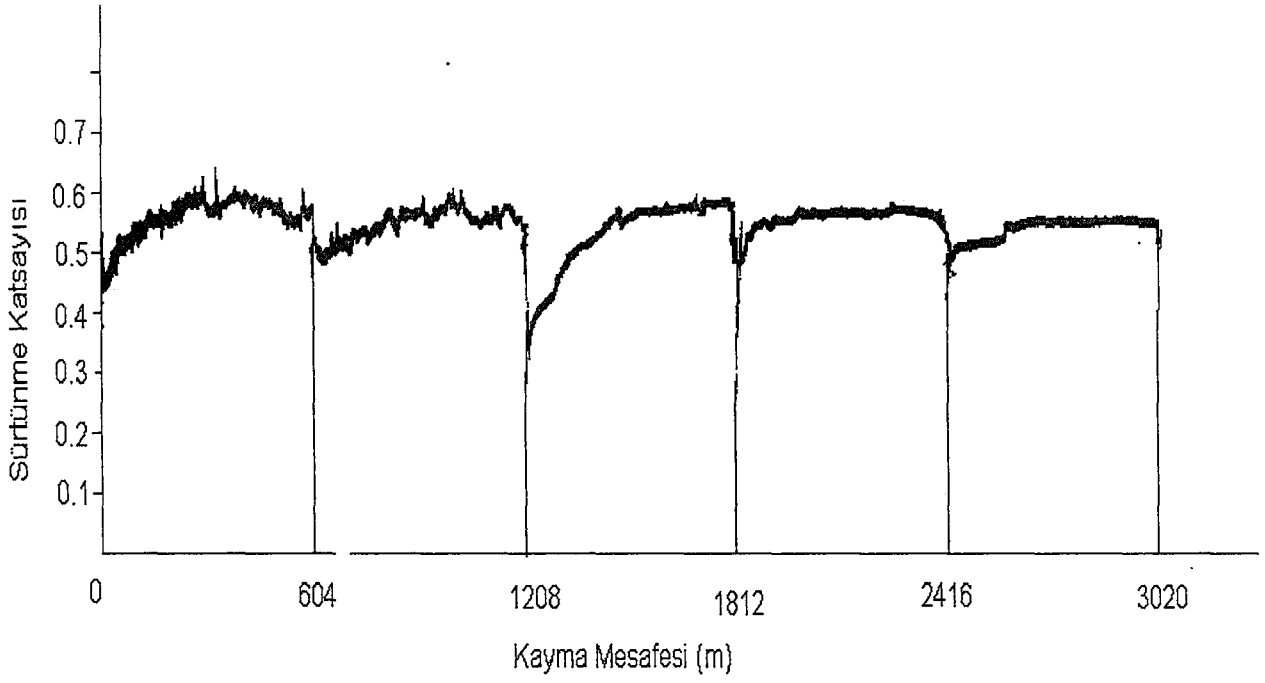
Şekil 6.13. İşlemsiz matris alaşım numunesinin, kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları değişimi a) oda sıcaklığı, b) 50 °C, c) 100 °C, d) 150 °C.



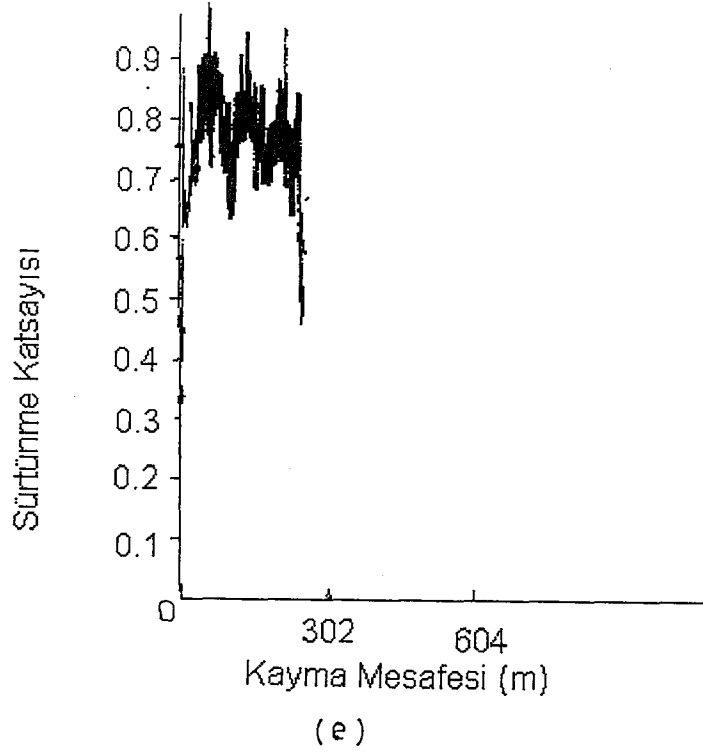
(a)



(b)



(d)



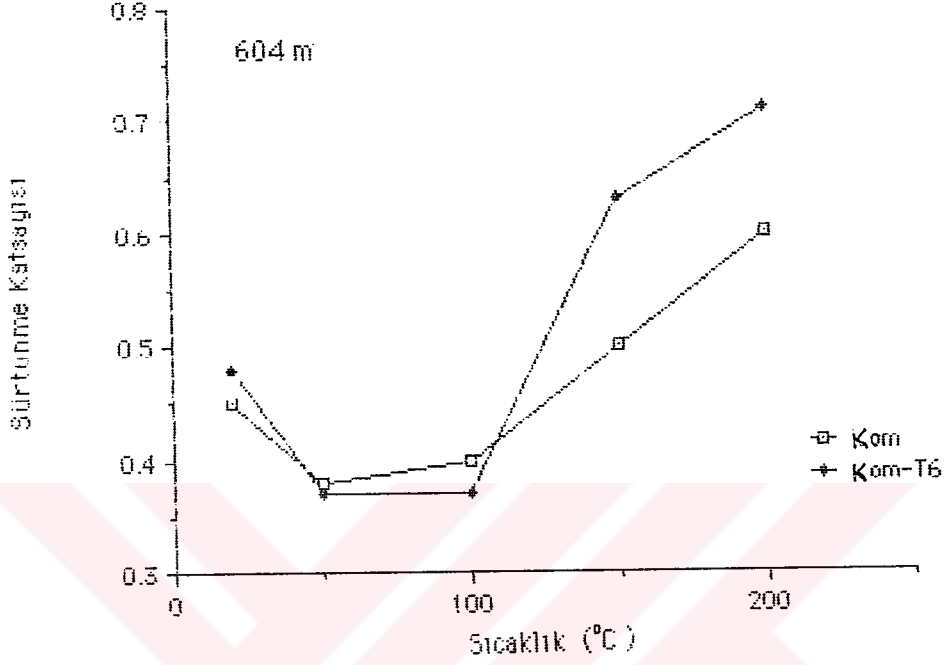
Şekil 6.14. Yaşlandırılmış matris alaşım numunesinin, kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları değişimi a) oda sıcaklığı, b) 50 °C, c) 100 °C, d) 150 °C, e) 200 °C.

Şekillerde, 604 metreden sonra sürtünme eğrilerinin belirli bir değerde ilerlediği gözönüne alınarak, bu grafiklerden ilk 604m için elde edilen sürtünme katsayısı değerleri Tablo 6.4' de verilmiştir.

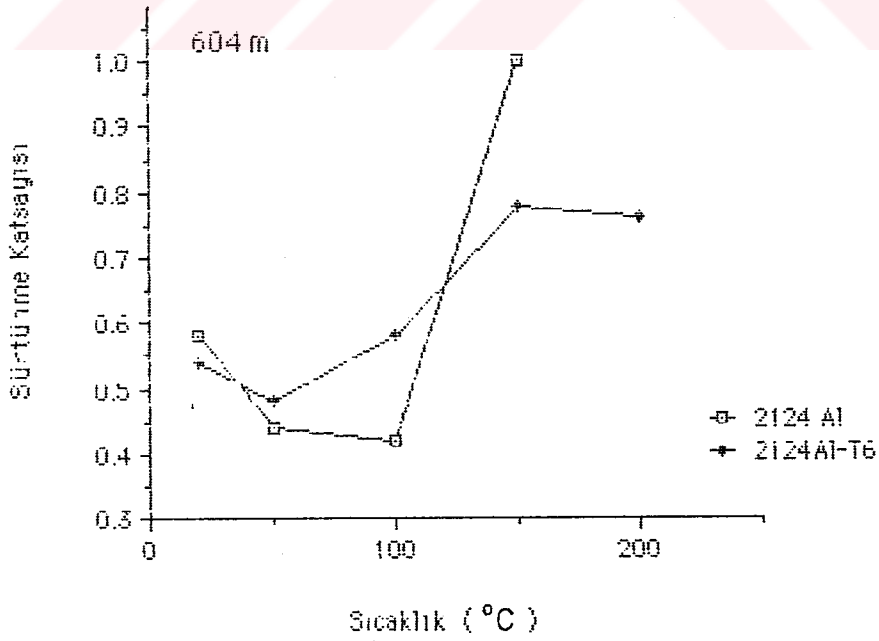
Tablo 6.4 İlk 604 m için sürtünme katsayısı değerleri.

Sıcaklık °C	Sürtünme Katsayısı (μ)			
	Kom-N	Kom- T6	2124- N	2124- T6
RT	0.45	0.48	0.58	0.54
50	0.38	0.37	0.44	0.48
100	0.40	0.37	0.42	0.58
150	0.54	0.63	1.0	0.78
200	0.60	0.71	—	0.76

Şekil 6.15' de kompozit ve Şekil 6.16' da matris alaşım numunelerinin sürtünme katsayılarındaki değişim eğrileri, sıcaklığın bir fonksiyonu olarak verilmiştir.



Şekil 6.15. Kompozit numunelerin sıcaklığa bağlı sürtünme katsayısı değişimleri.



Şekil 6.16. Matris alaşım numunelerinin sıcaklığa bağlı sürtünme katsayısı değişimleri.

Sürtünme teorilerine göre malzemelerin sertliğindeki artış, sürtünme katsayısında düşüğe sebep olur (İpek, 1987). Bölüm 6.1.2'de belirtilen yaşlandırılmış ve işlemsiz deney numuneleri arasında açığa çıkan farkların açıklamalarına uygun olarak sürtünme katsayısındaki değişim eğrileride bunları doğrulamaktadır.

Kompozit numunenin μ değerlerinin, matris alaşım numunelerine göre daha düşük olduğu gözlenmiştir. Bu etki SiC takviyesinin kompozit malzemeye kazandırdığı özellikten kaynaklanmıştır (Roy "vd",1992). Kompozitin en önemli özelliği, karşı aşındırıcı malzeme olarak kullanılan çelik diskten daha fazla sertliğe sahip partiküllerin varlığıdır.

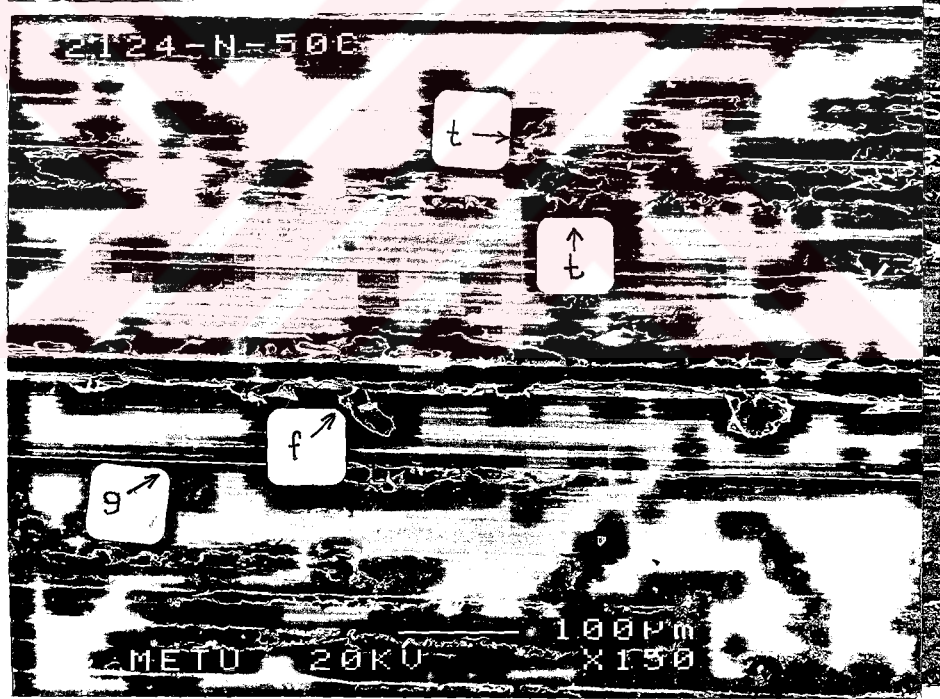
Eğer partikül kayma aşınması sırasında matrise iyi bağlarla tutunmuşsa, takviye yerinden sökülmeyecek ve partikülü çevreleyen matrisin aşındırılarak uzaklaştırılması kolay olacaktır. Böylece temas, takviyeli partikülü ile çelik yüzey arasında olacaktır (ilk 604 m'den sonraki davranış). Kayma aşınması sırasında partiküle, çelik yüzeyle temasında teğetsel bir kuvvet uygulanır ve partikül-matris arayüzeyinde oluşan kayma gerilmesi partikül ayrışmasına sebep olabilir. Böylece aşınma hızı, partikül ayrılma hızı ile büyük oranda kontrol edilir. Bununla birlikte, eğer partikül ayrılması çok kolay ise o zaman temas, takviyesiz alüminyum alaşımında olduğu gibi, doğrudan alüminyum matrisle ile olacak ve hatta daha hızlı aşınabilecektir. Çünkü ayrılan partiküller üçüncü bir cisim gibi davranır ve abrasiv aşınmayı devreye sokar (Roy "vd", 1992).

Çalışmada matris ve partikül arasındaki bağ kuvvetlerini etkileyen en önemli etken sıcaklık faktörüdür. Artan deney sıcaklıklarıyla birlikte partikül-matris arasındaki bağ mukavemetide azalmaktadır. Deney numuneleri ile ilgili

içyapı mekanizmaları ve mikroyapılar Bölüm 6.1.5' de daha geniş olarak açıklanacaktır. Böylece yükselen sıcaklıkla birlikte sürtünme katsayısındaki artış daha iyi açıklanmış olacaktır.

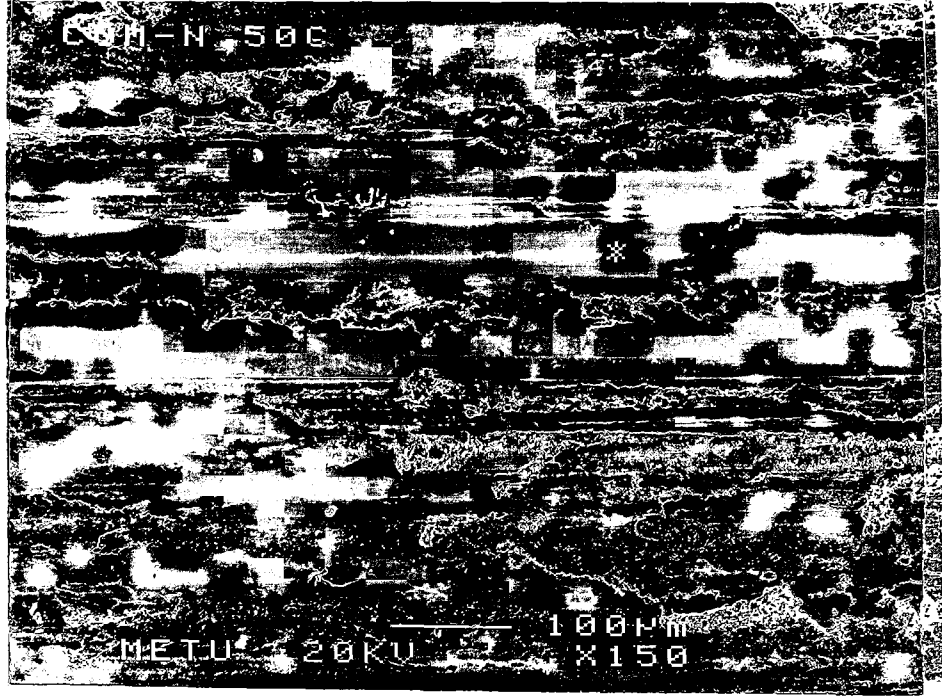
6.1.4. Aşınmış yüzeylerin SEM ve EDS sonuçları

Resim 5' de 50°C' de yapılan aşınma deneyi için işlemsiz matris alaşımının, Resim 6' da ise işlemsiz kompozitin 3020 m (20.000 devir) sonundaki aşınmış yüzey fotoğrafları verilmiştir.



Resim 5. 50 °C' de aşındırılan işlemsiz matris alaşım numunesinin, aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı (x150).

10/11/2017
KASIM 2017

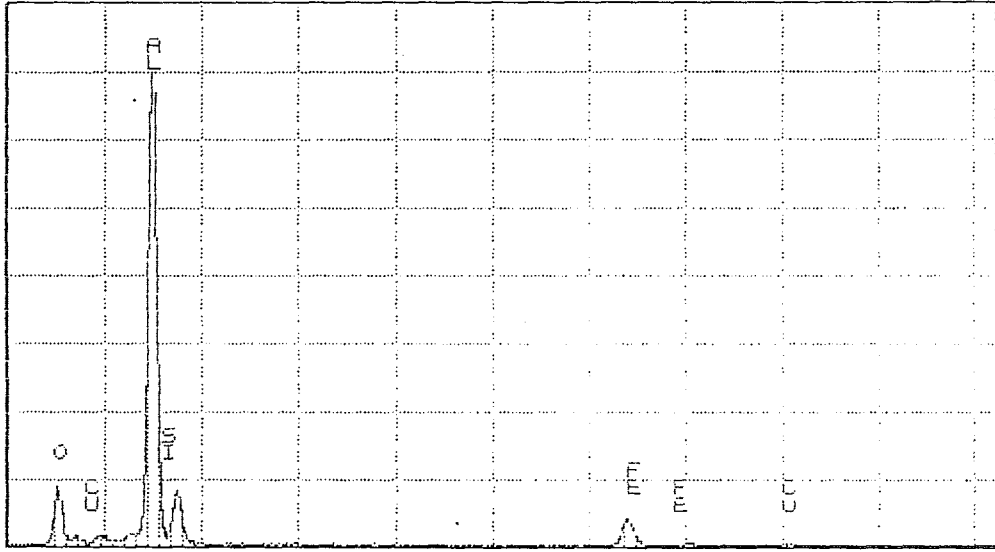


Resim 6. 50 °C 'de aşındırılmış işlemsiz kompozit numune yüzeyinin SEM fotoğrafı (x150).

Resim 5.'te numune yüzeyinde kayma yönüne paralel oluklanmalar (g), yırtılmalar (t) ve pul pul olma, pullanmalar (f) görülmektedir.

Resim 6' daki kompozit numune yüzeyinde de aynı oluklanma ve yırtılmalar gözlenirken, özellikle pullanmaların olduğu bölgelerin altında ve çevresinde toz halinde kopmuş kırıntı parçaların toplandığı gözlenmiştir.

50°C' de aşındırılan işlemsiz kompozit numune yüzeyinden alınan, Şekil 6.17'deki EDS sonucunda görülen demir ve oksijen pikleri, aşınma sırasında etkili olan oksit tabakasının (mekanik karışım tabakasının) varlığını göstermektedir. Bu tabaka hakkında ileriki kısımlarda daha geniş bilgi verilecektir.



Şekil 6.17. 50°C' de aşındırılan işlemsiz kompozit numune yüzeyinden alınan EDS analizi.

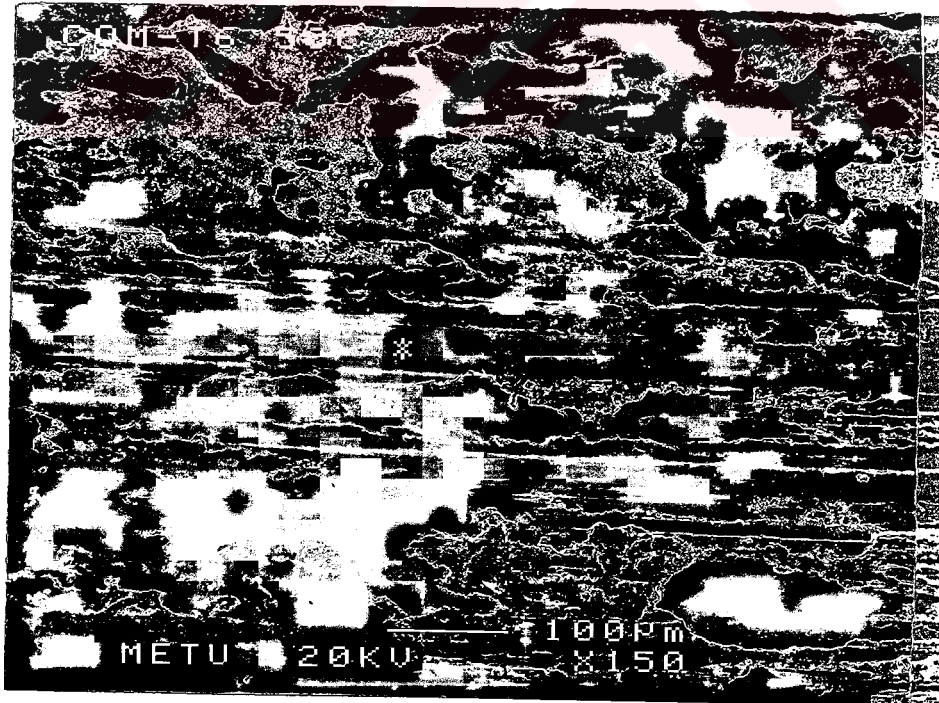
Aynı zamanda pullanan bölgelerin altında toplanan parlak renkteki kırıntılar, çelik diskten gelen yüzeye yapışmış aşınma parçacıklarının varlığını göstermektedir. Gözlenen ton farklarında demir parçacıklarının parlak görülmesinin sebebi, alüminyum ve demirin atom numaraları arasındaki büyük farklardan kaynaklanmaktadır (Wang "vd", 1991). Yüzeydeki yapışık aşınma parçacıkları, bu sıcaklıklarda abrasiv aşınma mekanizmasının daha baskın olduğunu göstermektedir.

Resim 7' de yaşlandırılmış matris alaşım numunesinin ve Resim 8' de de yaşlandırılmış kompozit numunenin, 3020 m (20000 devir) sonunda 50°C'de yapılan deney sonundaki aşınmış yüzey SEM fotoğrafları verilmektedir. Resim 5 ve 6'daki işlemsiz numunelere göre, yaşlandırılmış numunelerde yırtılma ve pullanmaların daha şiddetli olduğu, yüzeyde bulunan aşınma partiküllerinin fazlalığı da abrasiv aşınmanın daha şiddetli gerçekleştiğini göstermektedir. Bu da ağırlık kaybı grafiklerinde belirtilen,

yaşlandırılmış numunelerde fazla olan aşınma miktarı sonuçlarını doğrulamaktadır.

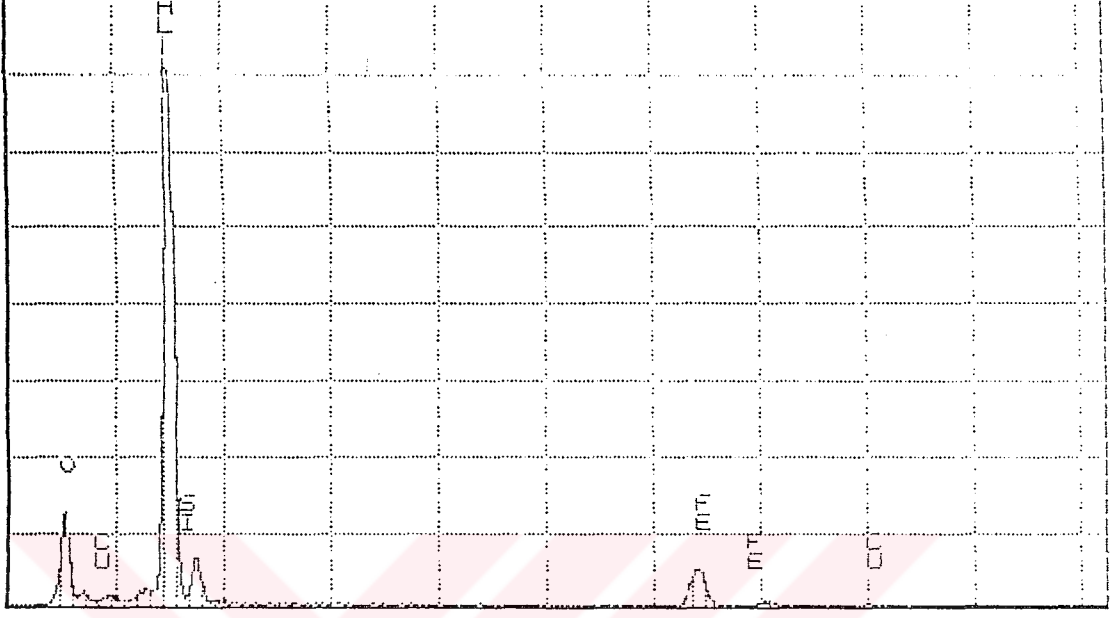


Resim 7. 50 °C' de aşındırılan için yaşlandırılmış alaşım numunesinin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı (x150).



Resim 8. 50 °C' de aşındırılan yaşlandırılmış kompozit numunenin aşınma sonrası yüzeyinin SEM fotoğrafı (x150).

Şekil 6.18'de 50°C'de aşındırılan yaşlandırılmış kompozit numunenin aşınmış yüzeyinden (Resim 8) alınan EDS analizi verilmektedir.



Şekil 6.18. 50 °C ' de aşındırılan yaşlandırılmış kompozit numune yüzeyinden alınan EDS analizi.

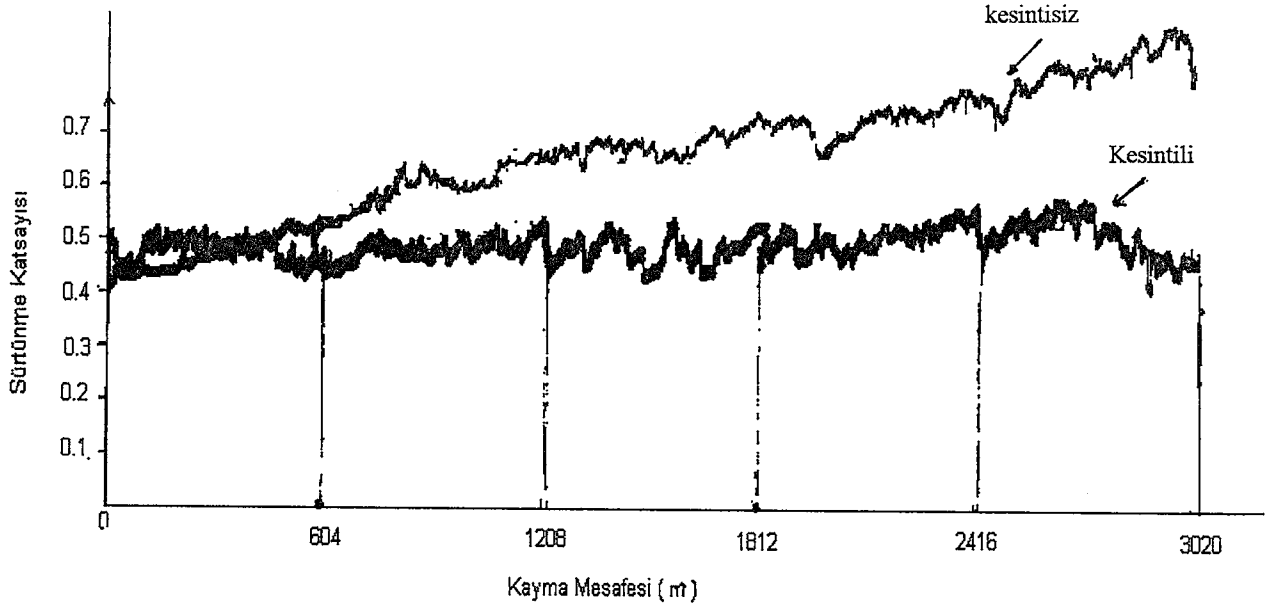
İşlemsiz kompozit numuneden alınan EDS analizindeki sonuçlar gibi, burada da gözlenen demir ve oksijen pikleri yüzeydeki oksit tabakasıyla birlikte metalik olan bir karışım tabakasının varlığını göstermektedir. Oksitle birlikte metalik yığınların varlığı yüzey yorulmasının göstergesidir (Heilman, 1983).

Al alaşımı-çelik ve Al+SiC-çelik çiftlerinin aşınmasında incelenen aşınma partikül yığınlarının analizlerinden; Al alaşımı-çelik sisteminde oluşan aşınma yığınlarının Al_2O_3 , Al+SiC-çelik sisteminde de yığınların Fe_2O_3 veya FeO olduğu belirlenmiştir. Bu bileşiklerin FeO veya Fe_2O_3 olması pürüz temaslarında açığa çıkan sıcaklığın derecesine bağlıdır (Boi "vd", 1995). Kompozit-çelik aşınmasında, şekil 6.18' deki EDS analizinde varlığı belirlenen

bu demiroksit bileşikleri, çelik ve kompozit arasındaki teması engelleyerek bir çeşit katı yağlayıcı görevi görür. Bu da, aşınma çiftleri arasında oluşacak olan adhezyonun önlenmesi demektir. Böylece Al+SiC kompoziti, alüminyum alaşımından daha iyi bir aşınma direnci gösterir. Kuru sürtünme şartlarında aşınma parçacıkları bu yüzey karışım tabakasından meydana gelmektedir (Rigney "vd", 1984).

Çalışmada deney sonunda (3020 m) yüzeyde gözlenebilen bu mekanik tabakalar, deney süresince bu oluşumun devam ettiğini gösterir. Bunun oluşabilmeside bu tabakanın yüzeyi boyunca sürekli değil de kesintili olmasına bağlıdır. Sözü edilen metalik tabakanın olmadığı bölgelerde taze metal-metal teması sağlanır ve yeni karışım tabakası oluşur. Tabakanın sert ve kırılğan olması, çatlakların bu tabakaların yüzeylerinde oluşma eğilimini arttırmaktadır. Bu sebeplerden dolayı bu tabakanın bütünlüğü ve bölgesel yüzdesi aşınma hızı üzerinde kuvvetli bir etkiye sahiptir.

Mekanik tabakanın varlığı ve davranışı, sürtünme katsayısının değişimini de etkilemektedir. Bu etkileri gözlemek için, yaşlandırılmış kompozit numuneler üzerinde, bazı sıcaklıklar için yapılan kesintisiz aşındırma deneyleri sonunda elde edilen sürtünme katsayısı değişimi , kesintili olarak yapılanlarla birlikte Şekil 6.19' da verilmiştir.



Şekil 6.19. Yaşlandırılmış kompozit numune için, kesintili ve kesintisiz aşınma deney

şartları sonunda, kayma mesafesine bağlı olarak elde edilen sürtünme katsayısı değişimleri (oda sıcaklığı).

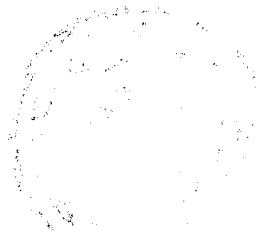
Şekilden de görüldüğü gibi, 550 m kayma mesafesine kadar μ -kayma mesafesi eğrisi her iki aşınma tipi içinde aynıdır. Fakat bu mesafeden sonra kesintisiz olarak yapılan testteki μ değeri hızla yükselerek belli bir sabit değere ulaşmıştır. Fakat kesintili deneyimizdeki μ değeri ise 600 m'den sonra belli bir sabit değerde seyretmiştir. kesintisiz olan numunedeki yüksek sürtünme katsayısı değeri, kompozit-çelik yüzeyinde oluşan sürekli karışım tabakasının varlığına bağlanmıştır (Venkataraman, 1995). Bu sürekli tabaka kesintisiz deneylerde katı bir yağlayıcı gibi davranmıştır. Kesintili yapılan deneyimizde ise karışım tabakası, ısı çeviriminin etkisiyle kırılarak uzaklaştırılmıştır. Bu etkiler sonucunda kesintili olan deneylerdeki aşınma miktarı kesintisiz olandan daha fazla çıkmıştır (Tablo 6.5). Ancak 100 °C ile birlikte, sıcaklığın etkisiyle numunenin iç yapısında meydana gelen çatlakların, sert ve kırılğan karışım tabakası içinde hızla yayılma imkanı

birlikte, sıcaklığın etkisiyle numunenin iç yapısında meydana gelen çatlakların, sert ve kırılğan karışım tabakası içinde hızla yayılma imkanı bularak tabakayı numune yüzeyinden koparıp atması ve temasın direkt numuneyle olması sonucunda kesintisiz deneylerdeki ağırlık kaybı miktarı artmıştır.

Tablo 6.5. Yaşlandırılmış kompozit numune için, kesintili ve kesintisiz aşınma deney şartları sonunda, sıcaklığa bağlı olarak ağırlık kayıpları (* = 906m, # =604m işaretler deneyin kaç metreye kadar yapılabildiğini gösterir).

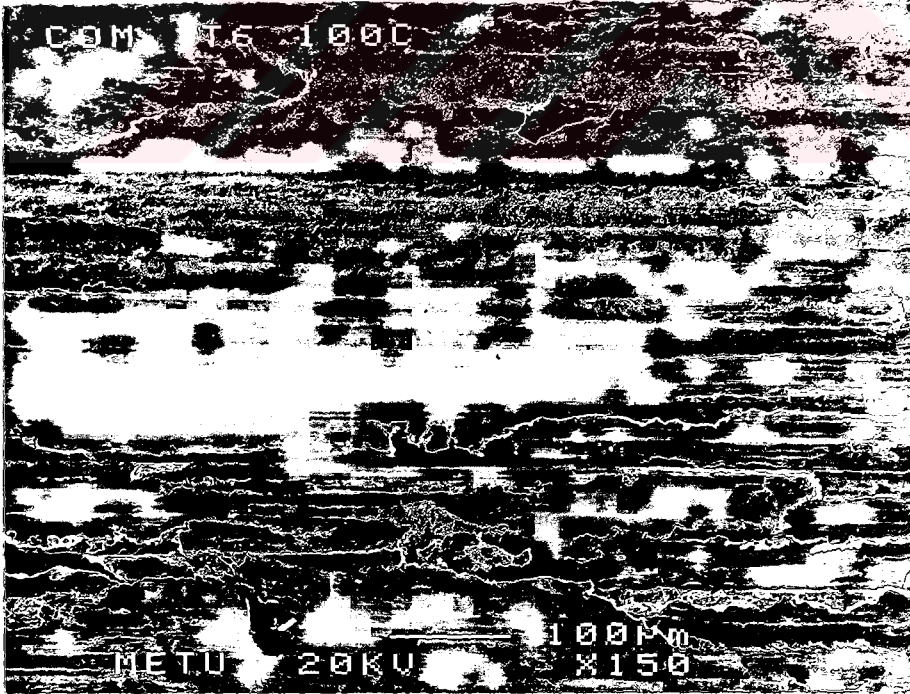
Deney Şekli	Ağırlık Kaybı (mg)				
	Sıcaklık °C				
	RT	50	100	150	200
Kesintili	11	11.3	8.9	629.3	714.8 #
Kesintisiz	9	4.4	43	1247 *	----

Resim 9' da 100°C' ye ısıtılarak aşındırılmış işlemsiz kompozit numune yüzeyi, Resim 10' da da yaşlandırılmış kompozit numune yüzeyinin SEM fotoğrafları verilmiştir





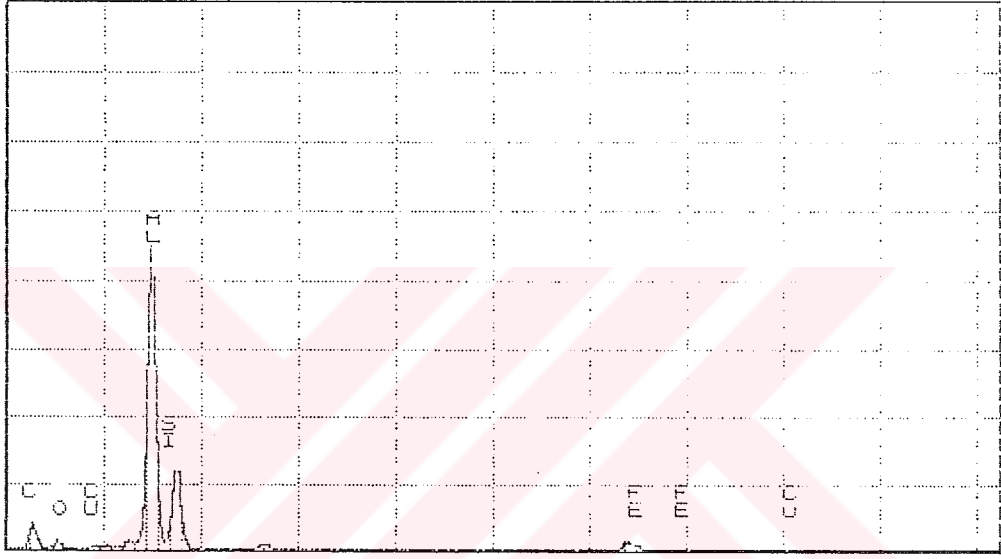
Resim 9. 100°C' ye ısıtılarak aşındırılmış işlemsiz kompozit numune yüzeyinin SEM fotoğrafı (x 150).



Resim 10. 100°C' ye ısıtılarak aşındırılmış yaşlandırılmış kompozit numune yüzeyinin SEM fotoğrafı (x 150).



Aşınma şiddeti ve miktarı açısından 50°C' de yapılmış olan deney numunelerindeki yapılara benzer yırtılmalar oluklanma ve pullanmalar gözlenmiştir. Resim 9' dan alınan EDS analizi incelendiğinde aynı numunenin 50°C' sinden alınan EDS analizlerine göre azalan demir ve oksijen miktarları dikkat çekmektedir (Şekil 6.20).



Şekil 6.20. 100 °C ' de aşındırılan işlemsiz kompozit numune yüzeyinden alınan EDS analizi.

EDS sonuçları; numuneye uygulanan sıcaklığın artmasıyla birlikte yüzeydeki karışım tabakasının oluşumunun azaldığını , silisyum pikinin artması ve karbon pikinin de ortaya çıkması yapı içinde kırılan SiC partiküllerinden kopan parçaların yüzeye yapıştığını göstermektedir. Aşındırıcı çelik diskten çok daha fazla sertliğe sahip olan SiC partiküllerinin yüzeyde varlığı, bu sıcaklıkta aşınma miktarının az olmasının sebebini açıklamaktadır.



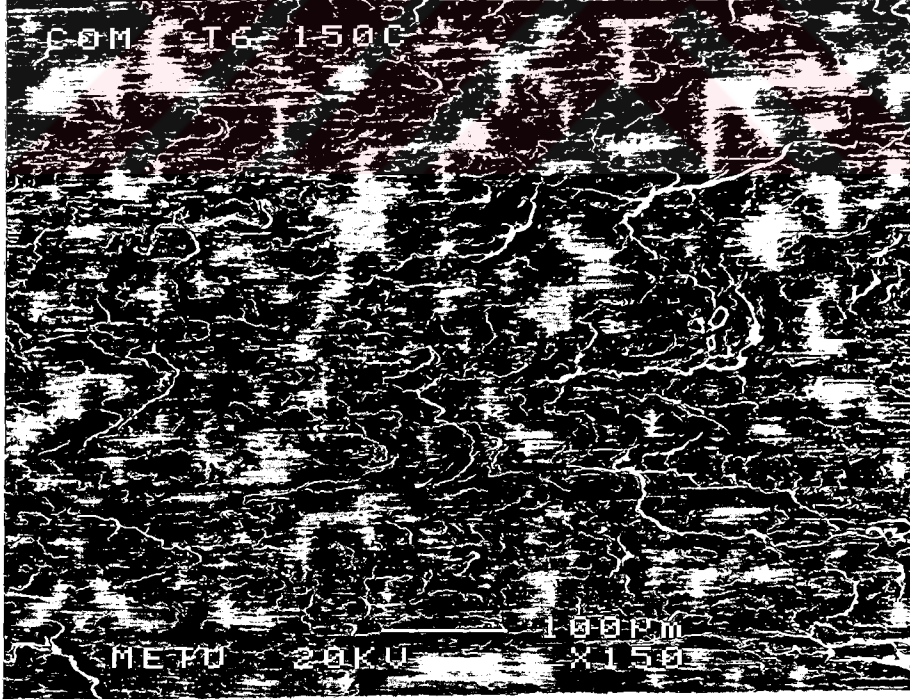
(a)



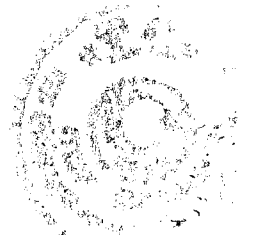
Resim 11. 100°C' ye ısıtılarak aşındırılmış matris alaşım numuneleri yüzeyinin SEM fotoğrafı: a) İşlemsiz numune (x150) , b) yaşlandırılmış numune (x 250).

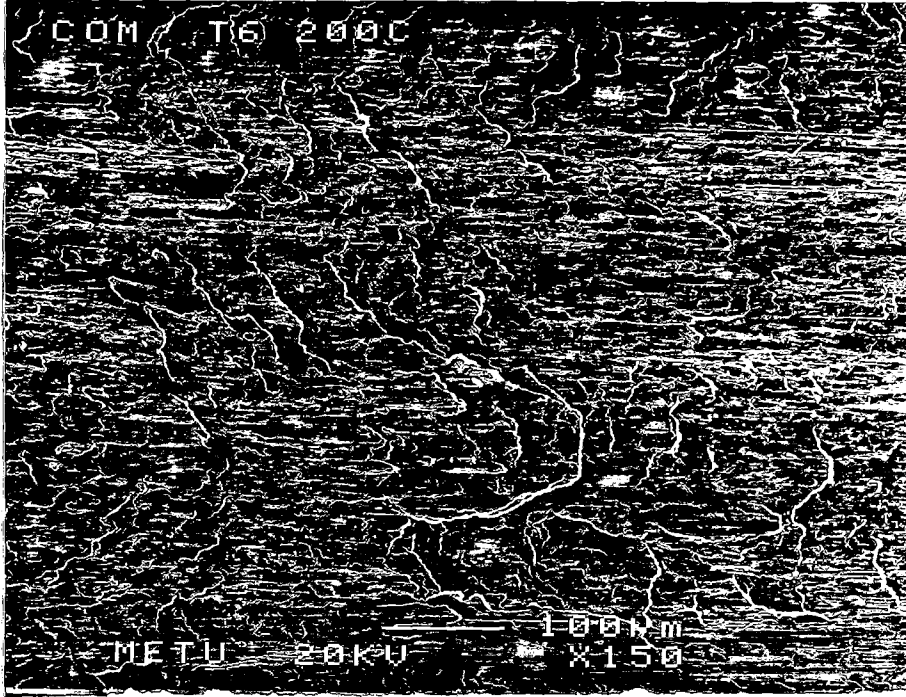
Resim 11 'deki yaşlandırılmış ve işlemsiz matris alaşımının 100°C' de aşınmış yüzey fotoğrafları incelendiğinde; yaşlandırılmış numunede, aşınma oluklarının işlemsiz olana göre daha geniş ama az oranda olduğu görülmüştür. Yırtılmaların her iki numunede fazlalaşarak tabakalar halinde kopmaların gerçekleşmesi, matris alaşımının ağırlık kaybının kompozite göre daha yüksek olduğunu göstermektedir.

Resim 12 'de yaşlandırılmış numunelerin 150°C ve 200°C' ye ısıtılarak aşındırılmış numunelerin yüzey fotoğrafları verilmiştir. 100°C 'deki geçiş sıcaklığına kadar yapılan deneyler sonrasındaki aşınmış yüzeylere göre kıyaslandığında; yüzeylerin sert ve şiddetli bir aşınma tipi sergilediği, yırtılmaların derin ve geniş dalgalar şeklinde ilerlemekte olduğu gözlenmiştir.



(a)

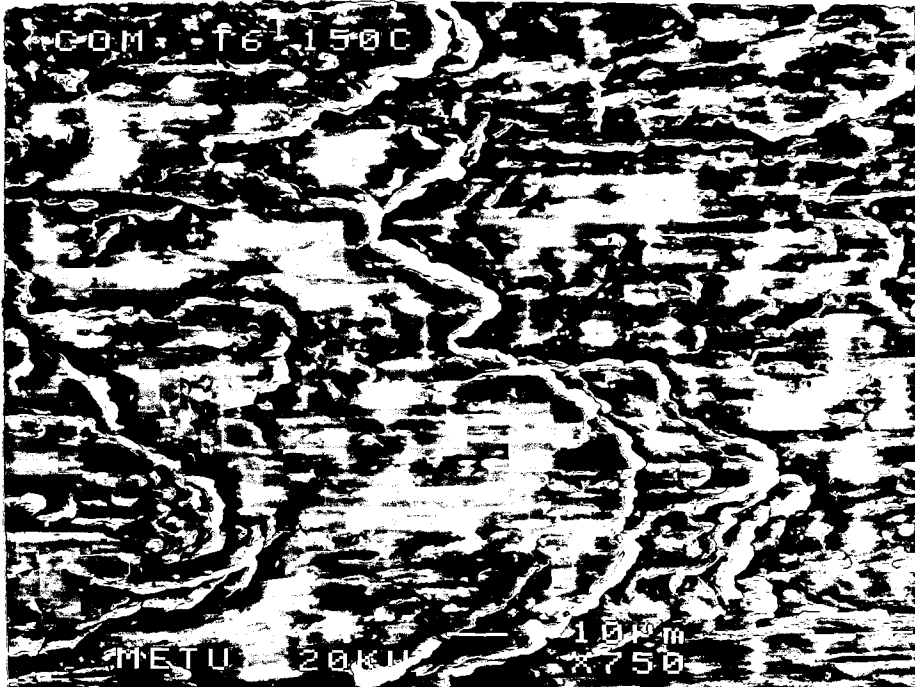




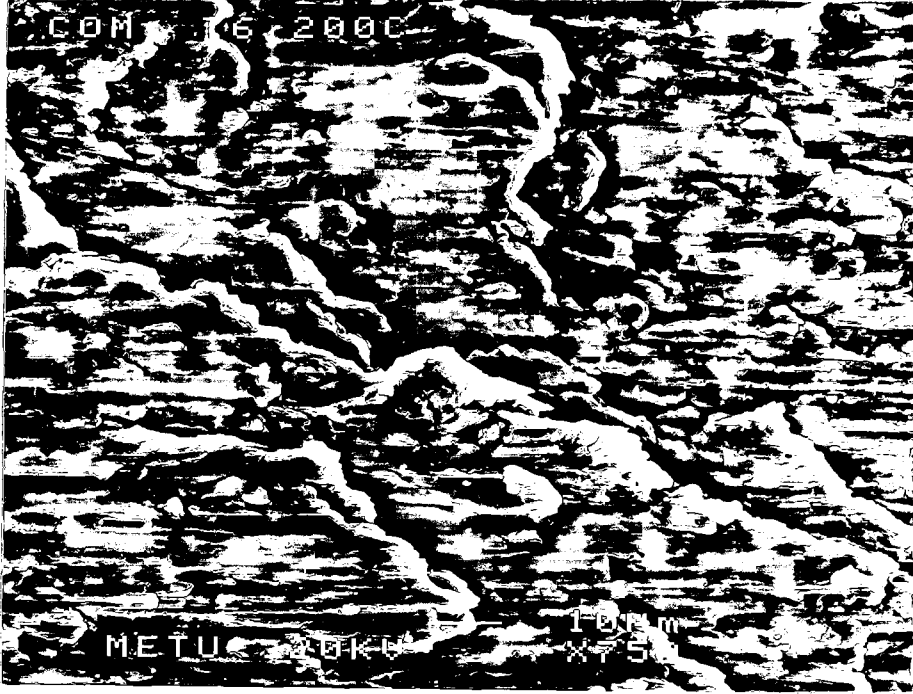
(b)

Resim 12. Isıtılarak aşındırılmış, yaşlandırılmış kompozit numune yüzeylerinin SEM fotoğrafı (x 150): a) 150°C, b) 200°C.

Resim 13' deki yüzey fotoğrafları, Resim12 'deki yüzeylerin daha hassas bir büyütmeyle görüntülerini göstermektedir. Kayma yönüne paralel çatlaklar, pul pul ayrılmalar ve bunların yırtılması, derin kopma izleri belirgin bir şekilde görülmektedir.



(a)



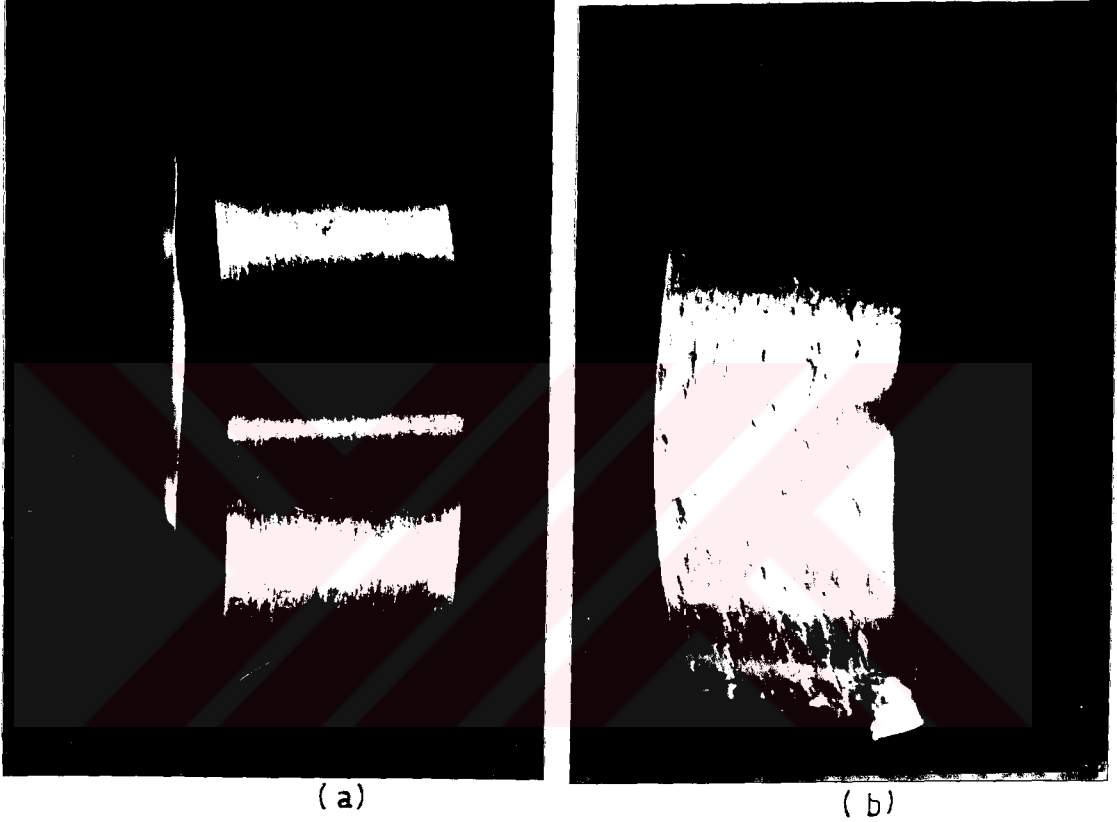
(b)

Resim 13. Isıtılarak aşındırılmış, yaşlandırılmış kompozit numune yüzeylerinin SEM fotoğrafı (x 750): a) 150°C, b) 200°C.

Bu resimlerden de daha net görüldüğü gibi, adhesiv aşınma bu sıcaklıklardaki aşınma deneyimizin baskın mekanizmasıdır. 100°C' ye kadar orta şiddette ve baskın olan abrasiv aşınmanın, bu sıcaklıktan sonra şiddetli ve adhesiv aşınma tipine geçtiğini göstermektedir. Şekil 6.15 'deki sürtünme katsayısı-sıcaklık eğrisi ve Şekil 6.10' da da aşınma direnci- sıcaklık eğrisinde; 100°C' ye kadar düşük ve yakın oranlarda seyreden değerlerin, 150 °C ve 200°C 'de sert ve hızlı bir artış göstermesi de bu sonucu doğrulamıştır.

Resim 14 ' te kompozit numunenin, 50 °C ve 150°C ' de ısıtılıp aşındırılmasında kullanılan çelik disklerin makroskopik görüntüleri verilmiştir. 150°C'deki disk üzerine yapışan büyük matris parçaları baskın olan adhesiv aşınmayı gösterirken, 50°C ' deki disk üzerinde de abrasiv aşınmanın sonucu

olarak aşınmış partiküllerin yapıştığı ince izlere rastlanmıştır. Bu sonuçlar, düşük sıcaklıklarda (RT, 50°C, 100°C) numune üzerinde oluşan ve aşınma sırasında ana malzemeyeyle direkt teması engelleyen karışım tabakasının, yüksek sıcaklıklarda (150°C, 200°C) ana yapıyı korumak için ne kadar yetersiz kaldığı ve aşınmanın direkt ana malzemeden olduğunu göstermiştir.



Resim 14. Kompozit numunelerin aşındırılmasında kullanılan çelik diskler: a) 50°C,
b) 150°C.

Yüksek sıcaklıklarda (150°C ve 200°C), plastik deformasyon o kadar yoğundur ki, temas yüzeyi altında oluşan yorulma sonucu gelişen yapı; derin çatlakların ilerlemesi ana yapı üzerindeki karışım tabakası ile beraber matris alaşımını da koparır. Bu da aşınmanın, bu tabakadan olması yerine ana malzemeden olmasına yol açarak aşınma hızını yükseltir. Böylece alt ana mekanizmalardan Bölüm 6.1.5' de daha geniş bahsedilecektir. Disk

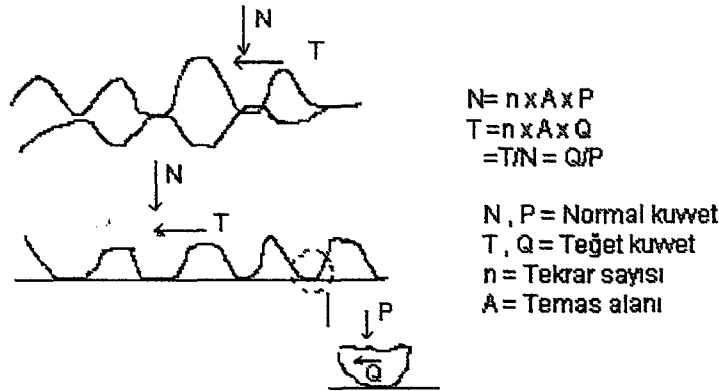
fotoğraflarındaki ve aşınma yığınlarındaki uzun çapaklar, adhezyonun abrazyonla geliştiğini göstermektedir.

6.1.5. Yüzey altı yapılarının optik mikroskop inceleme sonuçları

Aşındırılan numunelerin aşınmış yüzey altındaki yapılarının metolografik incelemeleri sonunda, aşınmanın; alt yüzeydeki plastik deformasyon, çatlak oluşumu ve çatlak gelişiminin sonucu olduğu gözlenmiştir. Buda temel aşınma teorilerinden delaminasyon teorisinin etkin mekanizma olduğunu göstermiştir (Suh,1973).

Delaminasyon teorisine göre aşınma oluşumunda etkili olan basamaklar :

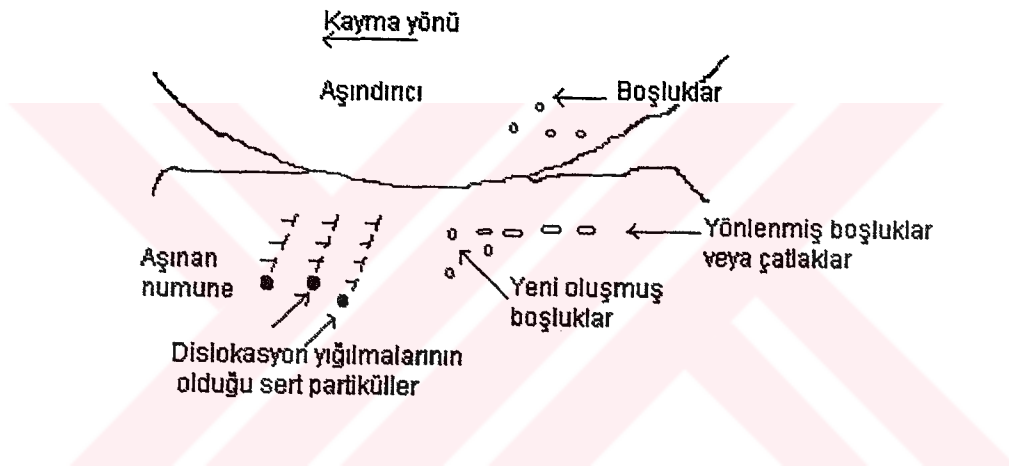
1) İki kayma yüzeyi temas ettiğinde temas noktasına, adhesiv ve kazıma hareketleriyle normal ve teğet yükler iletilir. Yumuşak yüzeyde pürüzler hemen deforme olur, bazıları tekrarlanan hareketle kırılır ve düzgün bir yüzey oluşturulur. Bu yüzey bir defa oluşuktan sonra artık temas; pürüz-pürüz teması değil pürüz-düzlem temasıdır. Sert metal pürüzleri, düzgün yüzeyi kazır.



Şekil 6.21. Aşınma sırasındaki teması gösteren bir model (Marwin,1963).

2) Yumuşak yüzeyde oluşan yarıklar, çizikler tekrarlı yüklerle, plastik kesme deformasyonunu gerçekleştirir.

3) Yüzeyden belirli bir mesafede devam eden plastik deformasyon sonucunda dislokasyonların yığılmasıyla boşluk oluşumu başlar. Malzemedeki sert partiküller (SiC) boşluk oluşumunu hızlandırır. Çünkü boşluklar öncelikle sert partiküller etrafındaki matrisin plastik akmasıyla oluşur. Zamanla boşluklar toparlanır, sonuç çatlak oluşumudur.



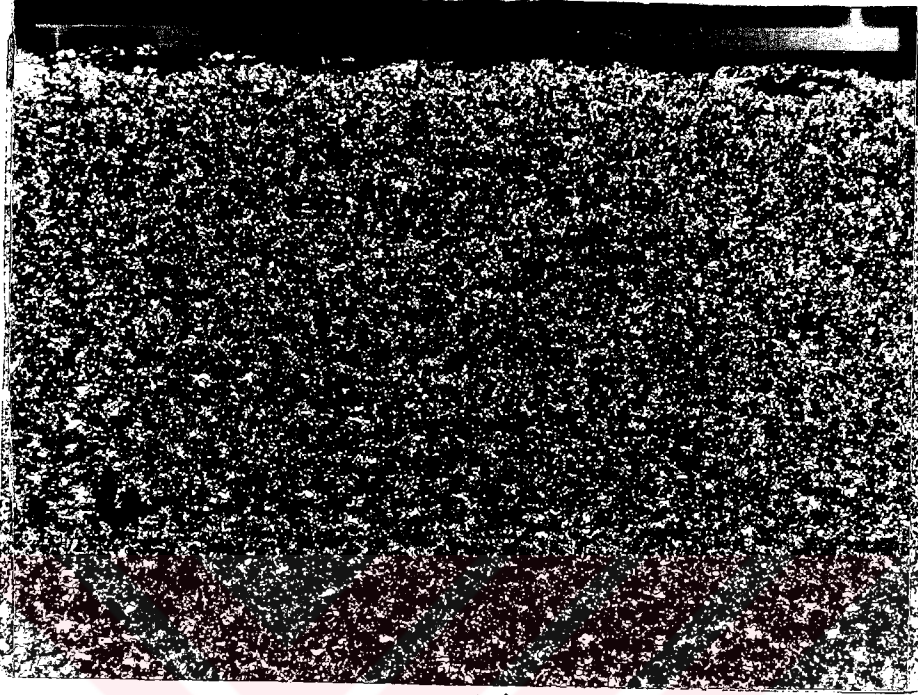
Şekil 6.22. Boşlukların kesme deformasyonu ile, aşınma partikülleri oluşumu işlemi

(Suh, 1973)

4) Çatlak bir oluşumu, devam eden yükleme ve deformasyon çatlak gelişimine ve komşu diğer bir çatlakla birleşmesine sebep olur. İlerleyen çatlaklar yüzeye kayar ve sonuçta delaminasyonu gerçekleştirir.

Resim 15 ' te işlemsiz ve yaşlandırılmış kompozit numunelerinin oda sıcaklığında yapılan deney sonucundaki alt yüzey yapısının optik mikroskopla

çekilen resimleri gösterilmiştir. Her iki resimde de aşınmış yüzey altında gözlenen çatlaklar yüzeyaltı yorulmasını göstermektedir.



(a)

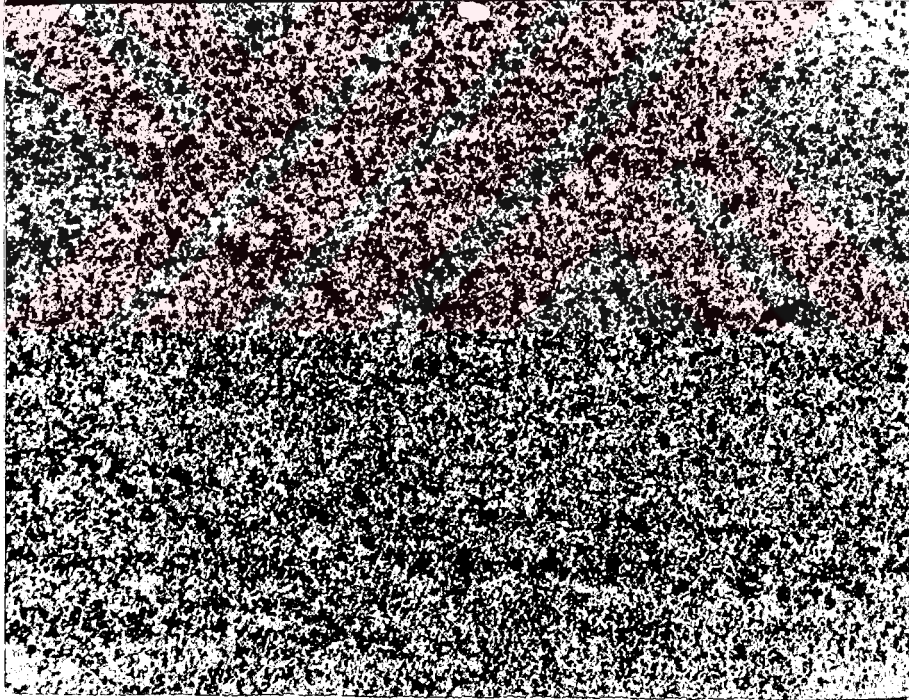


(b)

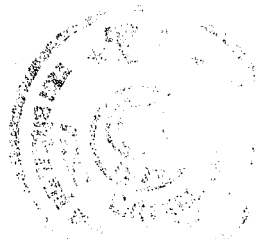
Resim 16. Oda sıcaklığında aşındırılmış kompozit numunelerin iç yapılarının optik mikroskop fotoğrafları (x 50): a) İşlemsiz numune, b) yaşlandırılmış numune.

Mikroskopta yapılan inceleme sırasında, bir bölgeden alınan bu resimlere göre, tüm aşınmış yüzey altı incelendiğinde; işlemsiz kompozit numunede çatlaklara yer yer ve küçük hacimde rastlanırken, yaşlandırılmış numunede bunlar tüm yüzey boyunca sık sık ve daha büyük hacimde gözlenmiştir.

İşlemsiz kompozit numunenin ,100°C' de ısıtılarak aşındırılması sonunda incelenen içyapısında (Resim 17) , yüzeyden daha derinlere indikçe siyah çizgiler şeklinde görülen ince bantlar, deformasyon çizgileri boyunca toparlanan boşluk oluşumlarını göstermektedir.



Resim 17. 100 °C ' de ısıtılarak aşındırılan işlemsiz kompozit numunedeki deformasyon çizgilerini gösteren optik mikroskop fotoğrafı (x 50).



Malzeme içerisinde bulunan sert partiküller (SiC) boşluk oluşumunu hızlandıracaktır. Çünkü boşluklar öncelikle bu SiC partikülleri etrafındaki matrisin plastik akmasıyla oluşacaktır. Böylece görülen bu çizgiler, SiC partikülleri etrafında iç gerilmeler ve kayma kuvvetleri doğrultusunda yönlendirilen deformasyon hatları boyunca olacaktır. Bu çizgilerin gözlemlendiği yüzeyaltı derinlikleri, plastik deformasyon bölgelerini göstermektedir.

Resim 18 'de de yaşlandırılmış kompozit numunelerinin 100°C'de yapılan deneyler sonrasındaki yüzeyaltı görüntüleri verilmiştir.

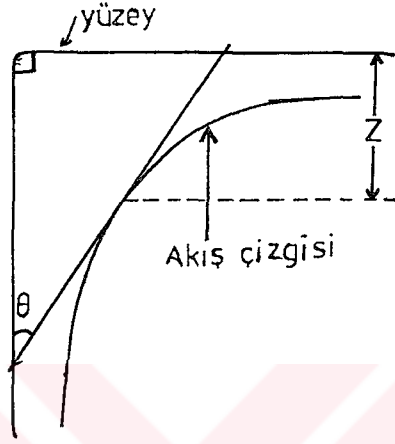


Resim 18. 100 °C ' de ısıtılarak aşındırılan yaşlandırılmış kompozit numunede içyapıyı gösteren optik mikroskop fotoğrafı (x 50).

Resim 18 'deki yüzeyaltı çatlaklarının, Resim 17 'dekine oranla daha genişlediği ve numune boyunca bunlara çok az oranda (~% 5) rastlandığı gözlemlenmiştir. Her iki şekildeki numunelerden alınan fotoğraflar aşınan yüzeylerin tam ortasından alınmıştır.



Deformasyon bölgesinin kalınlığını tesbit ederek, aşınma direnciyle ilişki kurmak için mikroskop yardımıyla akış çizgileri tesbit edilmiş ve bu çizgilerden yararlanılarak deformasyon bölgesinin kalınlığı aşağıdaki modelleme(Alpas "vd",1993) kullanılarak ölçülmüştür.

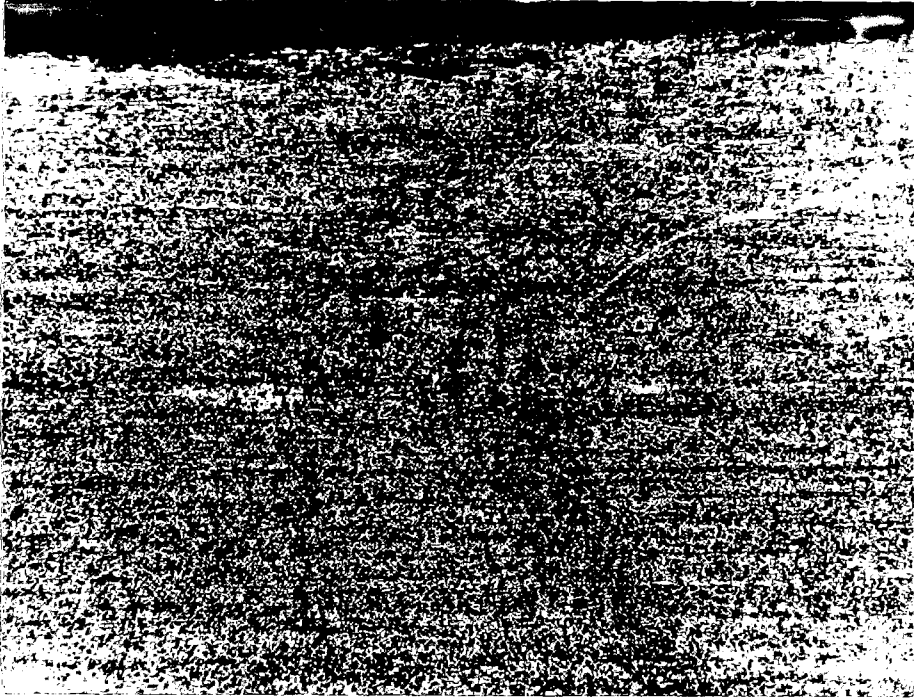


Şekil 6.23. Akış çizgilerini kullanarak aşınmış yüzey altındaki kesme gerinmesini tahmin etmek için geliştirilmiş bir metoda ait şematik diagram (Alpas "vd", 1993).

Kayma gerinmesindeki değişimler aşınmış yüzeyden itibaren, derinliğin bir fonksiyonu olarak, bu akma çizgilerini kullanarak hesaplanmıştır. Yüzeyden, "Z" değerine kadar aşınmış yüzeye dik olan bu çizgiler sonrasında kayma yönüne doğru eğilerek yüzeye paralel duruma gelmiştir. Buna göre;

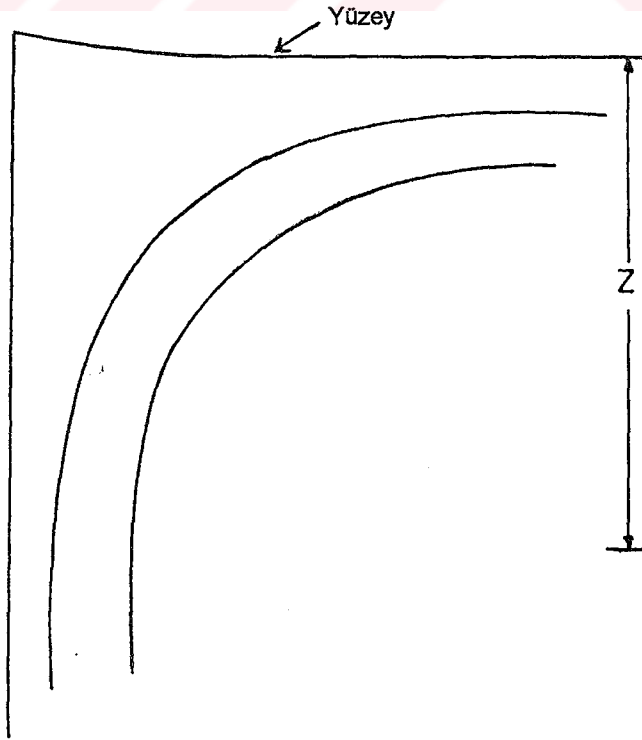
$$\varepsilon(z) = (\sqrt{3}/3) \tan [\theta(z)]$$

Yönlenen bu çizgilerin varlığı, yaşlandırılmış kompozit numune için Resim 19 ' da net olarak görülmüştür.

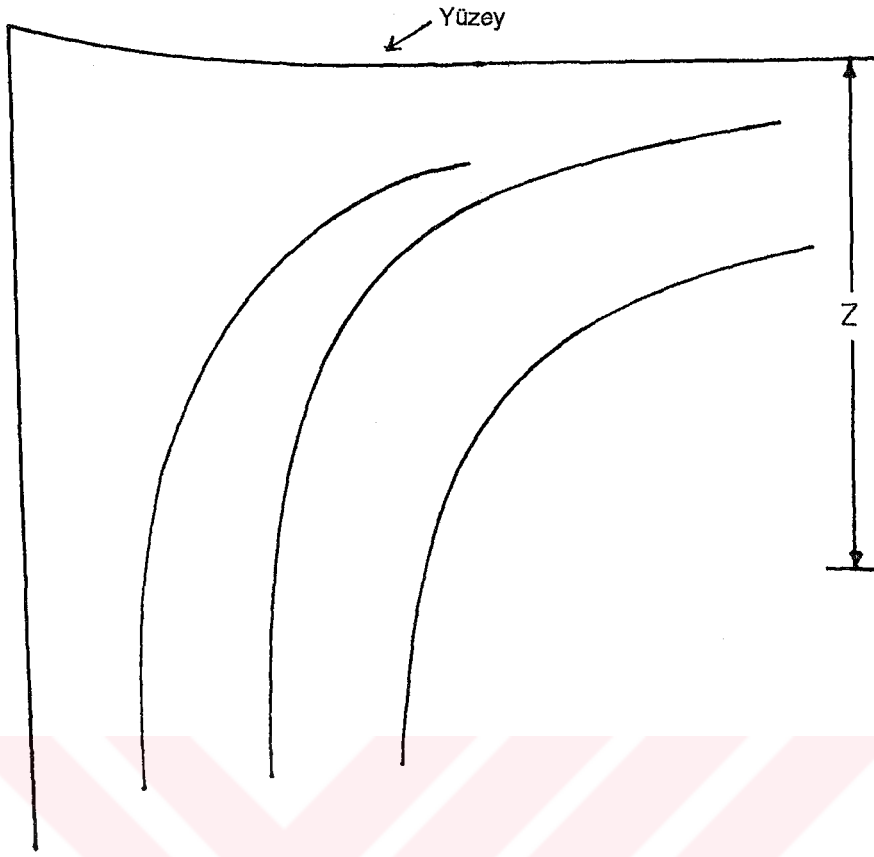


Resim 19. 50 ° C' de ısıtılarak aşındırılan, yaşlandırılmış kompozit numunenin iç yapısının optik mikroskop fotoğrafı (x 50).

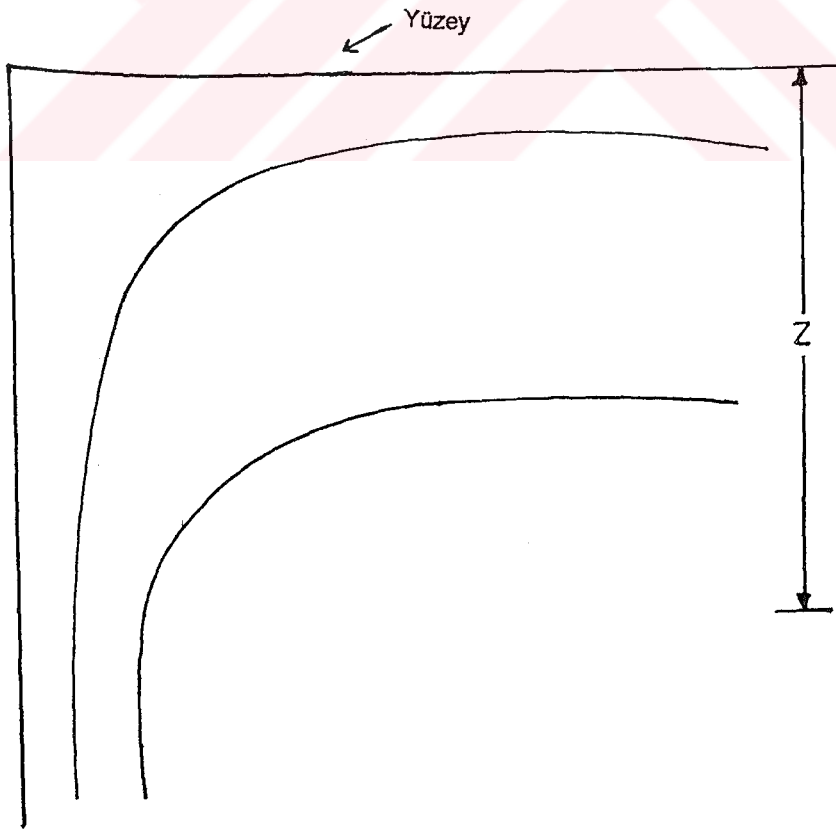
Yaşlandırılmış ve işlemsiz kompozit deney numunelerinin metalografik incelemeleri sırasında mikroskop ekranından çizilerek elde edilmiş olan akış çizgileri Şekil 6.24 ve 6.25' de verilmiştir.



(a)

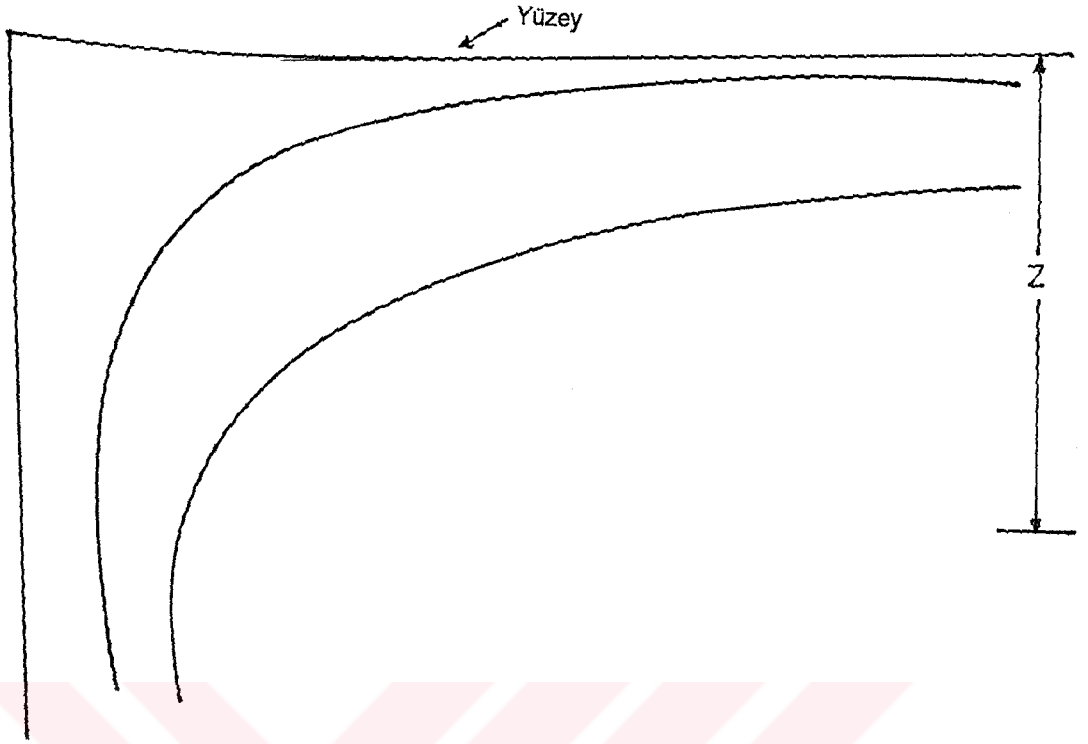


(b)

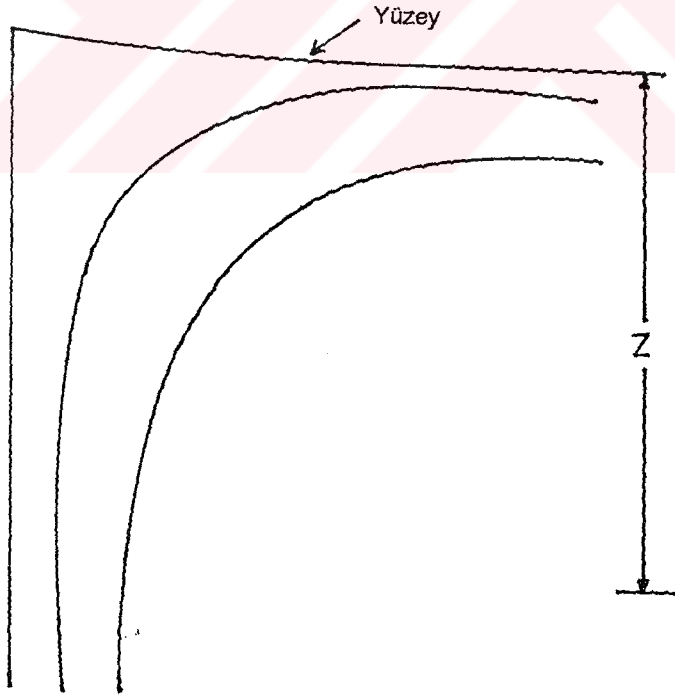


(c)



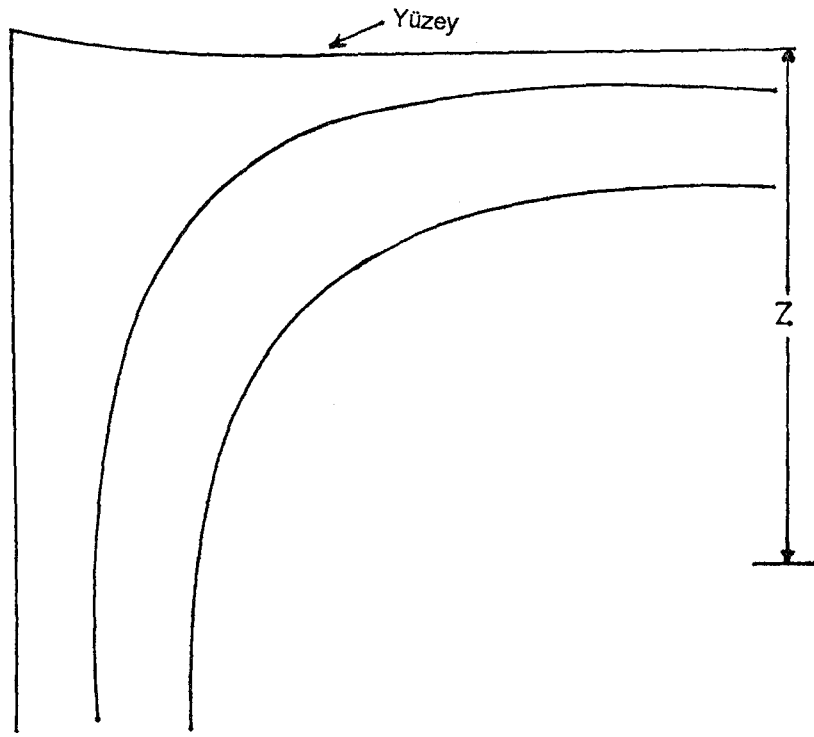


(d)

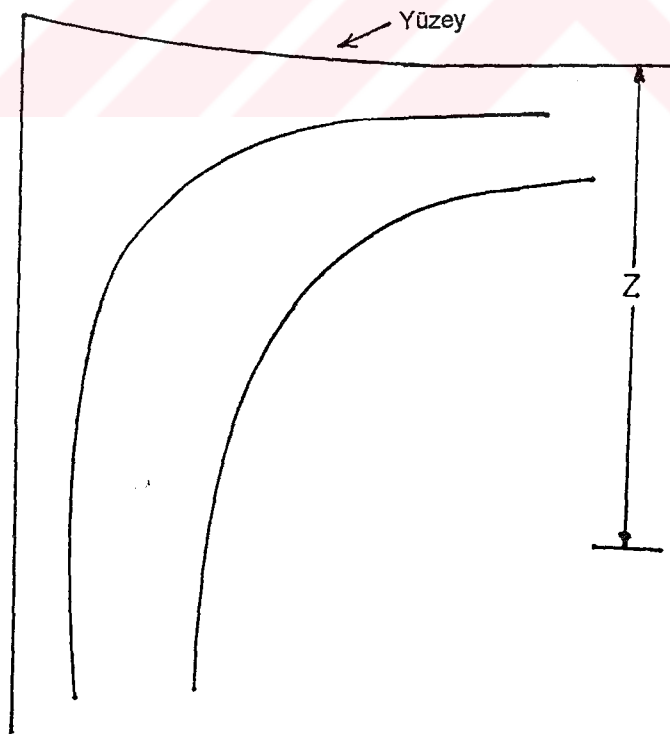


(e)

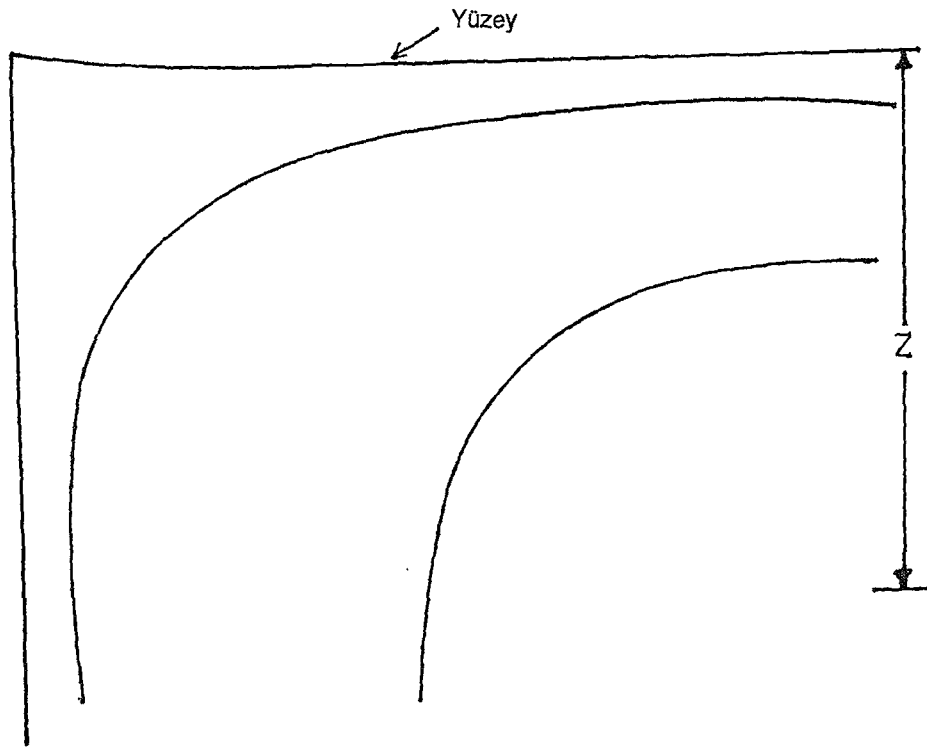
Şekil 6.24. İşlemsiz kompozit numunelerin plastik deformasyon bölgesinden belirlenen akış çizgileri : a) oda sıcaklığında aşındırılan, b) 50 °C 'de aşındırılan, c) 100 °C 'de aşındırılan, d) 150 °C ' de aşındırılan, e) 200 °C 'de aşındırılan.



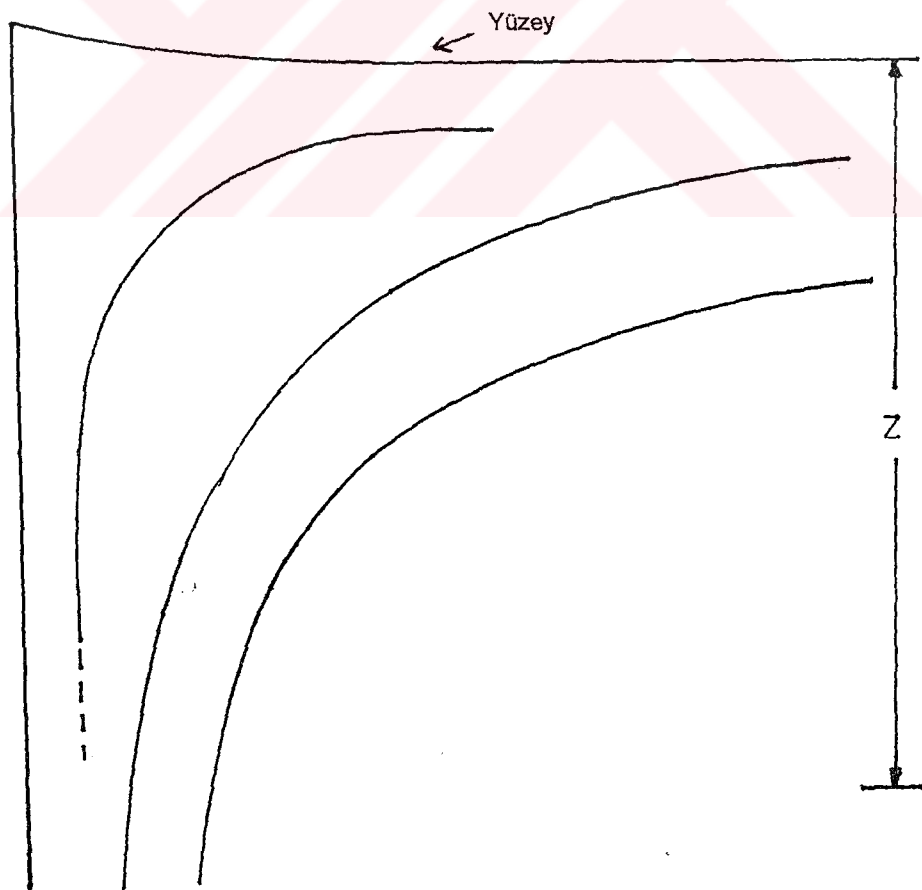
(a)



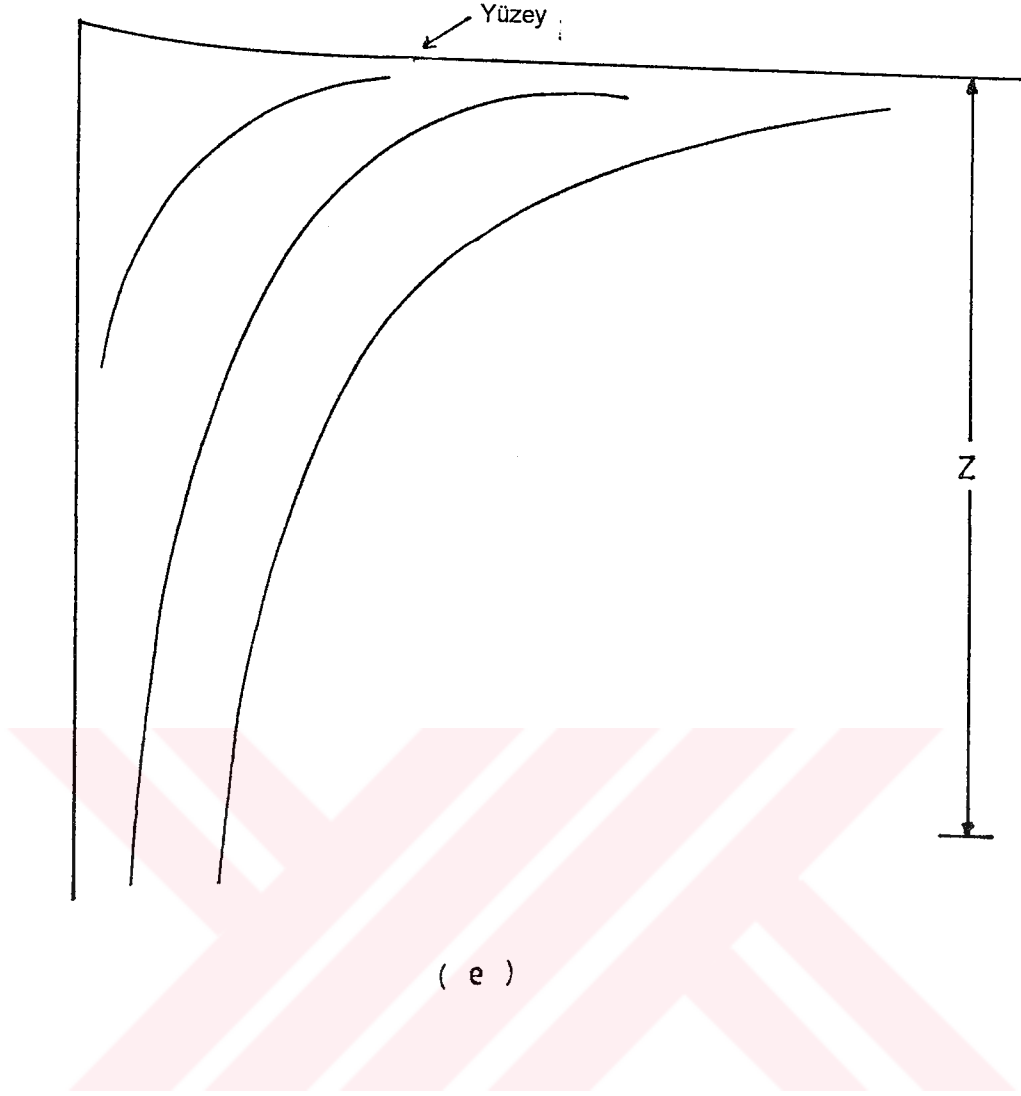
(b)



(c)



(d)



Şekil 6.25. Yaşlandırılmış kompozit numunelerin plastik deformasyon bölgesinden belirlenen akış çizgileri: a) oda sıcaklığında aşındırılan, b) 50 °C 'de aşındırılan, c) 100 °C 'de aşındırılan, d) 150 °C ' de aşındırılan, e) 200 °C 'de aşındırılan.

Yapı içindeki plastik deformasyona bağlı olarak, akış çizgilerindeki eğimin başladığı noktaya göre belirlenen "Z" değerleri Tablo 6.3.' te verilmiştir.

Tablo 6.6. Kompozit numunelerde, plastik deformasyon bölgesindeki akış çizgilerine göre belirlenen " Z " değerleri.

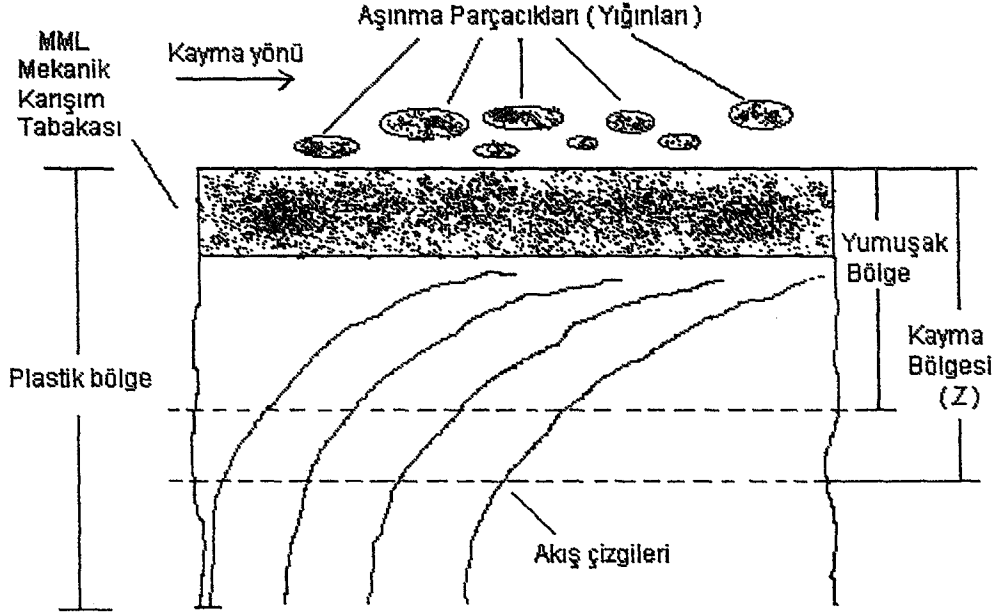
Numune	" Z " değerleri (mm)				
	Sıcaklık (°C)				
	RT	50	100	150	200
Kom-N	1.73	1.81	1.92	1.65	1.84
Kom- T6	1.79	1.68	1.89	2.56	2.67

Tablo 6.6 'da verilen sonuçlardaki deformasyon bölge derinlikleri bölüm 6.1.2'de belirttiğimiz aşınma kayıpları oranları ile bağlantılıdır. Şöyleki; yaşlandırılmış ve yaşlandırılmamış kompozitler için en az aşınmanın görüldüğü sıcaklık 100°C' dir. Eğrilerden elde edilen deformasyon alanına göre de RT, 50°C ve 100°C için en çok deformasyon bölgesi kalınlığı gösteren 100°C'dir.

100°C'den sonraki sıcaklıklarda deformasyon bölge genişliğinin fazla olmasına rağmen görülen aşırı aşınma kayıpları aşınma yüzey altında oluşan tabakalardaki özellikler ile ilgilidir.

Şekil 6.26, aşınmış yüzey altında oluşan değişik deformasyon bölgelerinin şematik bir şeklini göstermektedir (Venkataraman "vd",1995). Bu şekle göre, aşınma yüzeylerinden itibaren akış çizgilerinin sonuna kadar olan bölge plastik bölge olarak isimlendirilir. Bu bölge içerisinde kayma ve yumuşak deformasyon bölgesi bulunmaktadır.





Şekil 6.26. Aşınmış yüzey altındaki değişik deformasyon bölgelerini gösteren şematik diyagram (Venkataraman "vd",199).

Şekilde gösterilen yumuşak kayma bölgesinin oluşumunda temel etken sıcaklıktır. Sıcaklık etkilerinde iki nedeni vardır. Birincisi ; sürtünme ısısının etkisiyle mikroyapıda meydana gelen yeniden kristalleşme, tane büyümesi ve toparlanma gibi değişikliklerdir (Venkataraman "vd",199). Ancak bu şartlarda ; ısı ,yapıdaki bu değişiklikler için yeterli değildir.

İkinci sebep; Kayma gerilmesi sonucunda, yüzeyden itibaren oluşan boşluklardır. Bu boşluklar, gerilmenin en yüksek olduğu SiC - matris arayüzeyinde meydana gelir. Oluşan boşlukların matristen SiC partiküllerine yeterli yük transferini engellemesi ve ayrılmalar sonucu kopan SiC partikülleriyle, bozulan partikül bütünlüğü kompozitin mukavemetini düşürür.

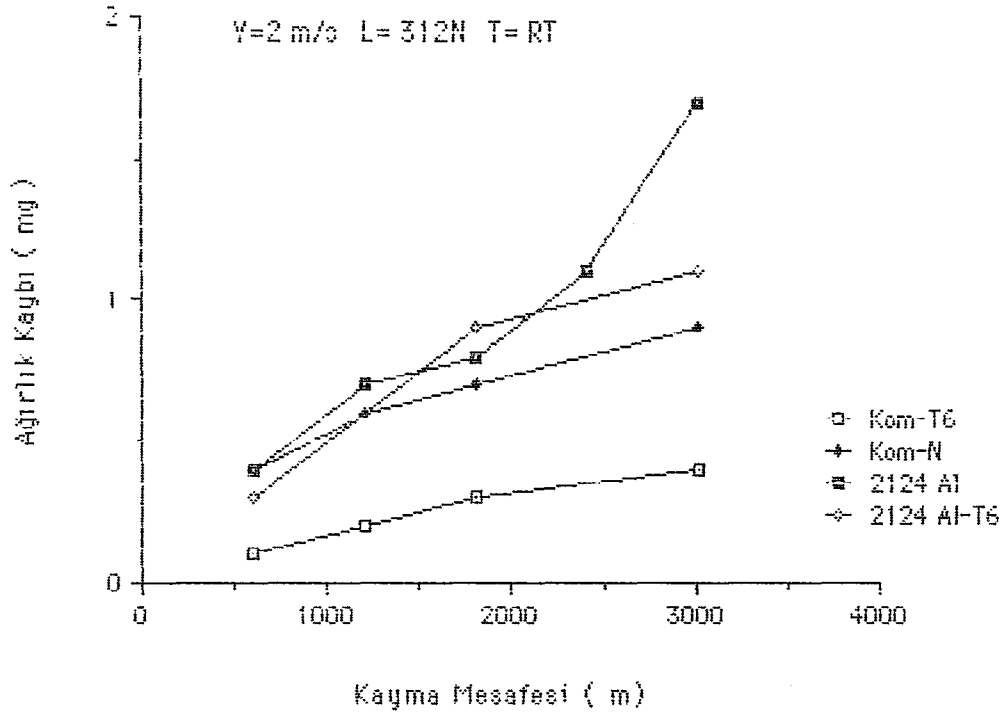
Şekil 6.26 'deki yumuşak bölge, mukavemetin düşük olduğu bu bölgeyi göstermektedir. Çalışmada, uygulanan yüksek sıcaklıklar yapı içerisindeki kayma gerinmesini daha fazlalaştıracaktır. Bu da oluşan boşlukların hızlı çatlak gelişimiyle yüzeye ilerlemesine ve numunenin aşırı malzeme kaybına uğramasına sebep olacaktır.

Alüminyum matris alaşım numunelerinde SiC partiküllerinin yokluğu, deformasyon bölgesi içindeki yumuşak bölgenin oluşumunu engeller. SiC ile karşılaştırıldığında boyut ve miktar açısından çok küçük olan kalıntılar, bu numunelerdeki boşluk oluşumunun sebebidir. Aynı şekilde kompozit numunelerde demir, alüminyum ve SiC karışımından oluşan yüzeydeki karışım tabakası alüminyum matris numunelerinde sert SiC partiküllerinin olmamasından dolayı yoktur. Gözlenen sadece oksit tabakasıdır.

Yüzey altındaki matris deformasyonunun aşınma davranışı üzerindeki etkilerine göre; abrasiv aşınmanın baskın olduğu düşük sıcaklıklarda (oda sıcaklığı, 50 °C,100 °C) boşluk oluşumunu, 150 °C ve 200 °C gibi yüksek sıcaklıklarda ise çatlak gelişiminin aşınmalarımızı kontrol eden mekanizmalar olduğu görülmüştür.

6.2. Yağlı Metal- Metal Kayma Aşınması Deney Sonuçları

Oda sıcaklığında tüm numuneler için yapılan yağlı aşınma deneyi sonunda elde edilen ağırlık kaybı- kayma mesafesi ilişkisi şekil 6.27 'de verilmiştir.

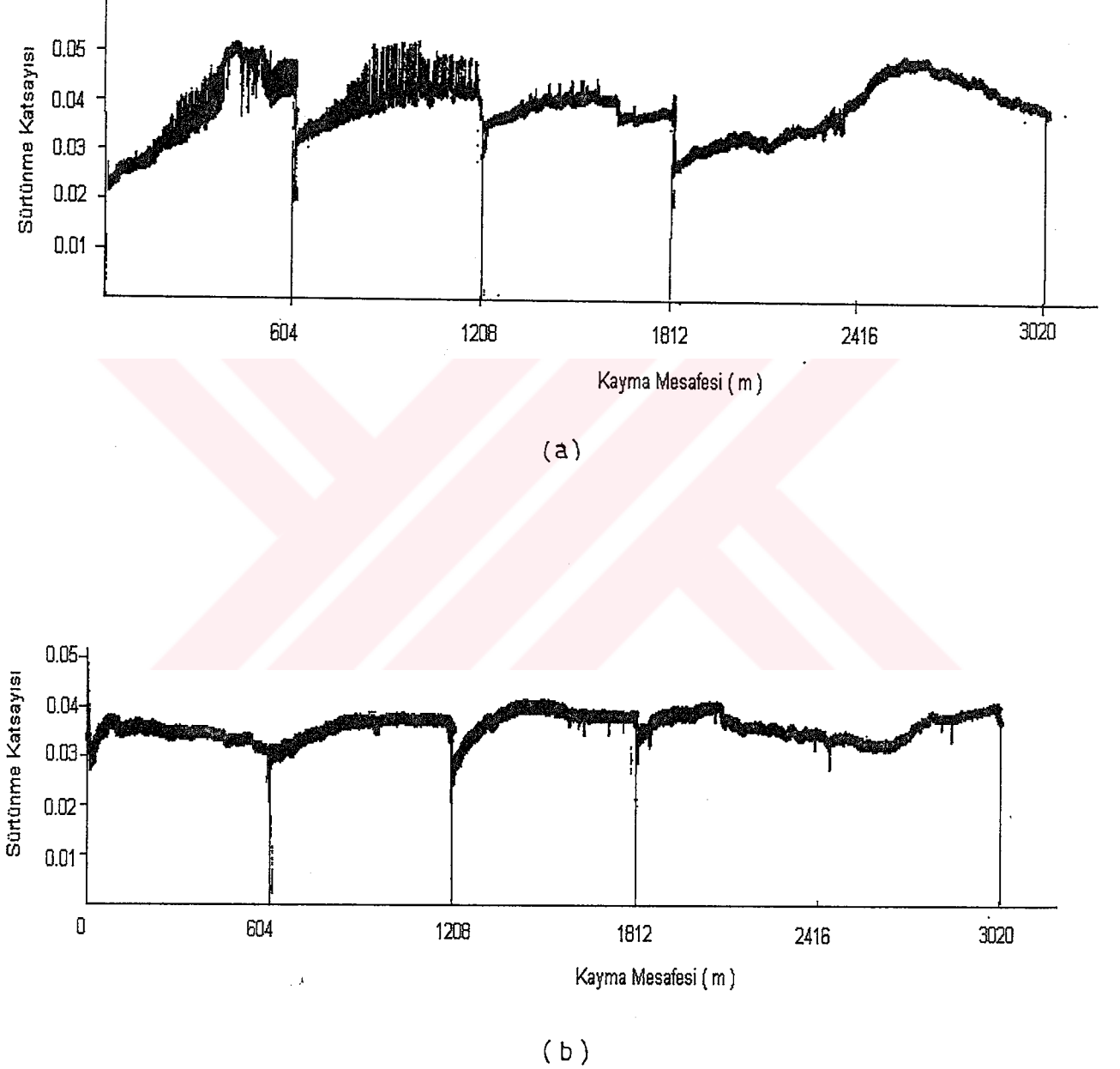


Şekil 6.27. Oda sıcaklığında yağlı olarak yapılan aşındırma deneyleri sonunda, kayma mesafesine bağlı olarak aşınma ağırlık kayıpları.

Kuru kayma aşınması deney sonuçlarında olduğu gibi yağlı kayma aşınmasında da; kompozit numuneler, matris alaşım numunelerine göre daha iyi bir aşınma direnci göstermiştir. Bununla birlikte, yaşlandırma ısı işleminin etkisi ise tam tersi olarak gelişmiştir. Oda sıcaklığındaki kuru kayma aşınmasında, işlemsiz olan numuneler aşınmaya karşı daha fazla direnç göstermişken, yağlı kaymada ise yüksek dirençler yaşlandırılmış numunelerde olmuştur. Bunun sebebi ise, numune yüzeyinde kayma sırasında yağ ile temas sonucu oluşan tabakaya bağlanmıştır.

Yağlı aşınmaya uygulanan yükün çok fazla olması, yapı içinde SiC-matris arayüzeyinde oluşacak gerilmeleri artırıp SiC partiküllerini koparır (Iseki,1984). Kopan bu partiküller yağ tabakası ile karışarak, alüminyumun kimyasal olarak reaktif ve diğer metalik malzemelerden daha yapışkan

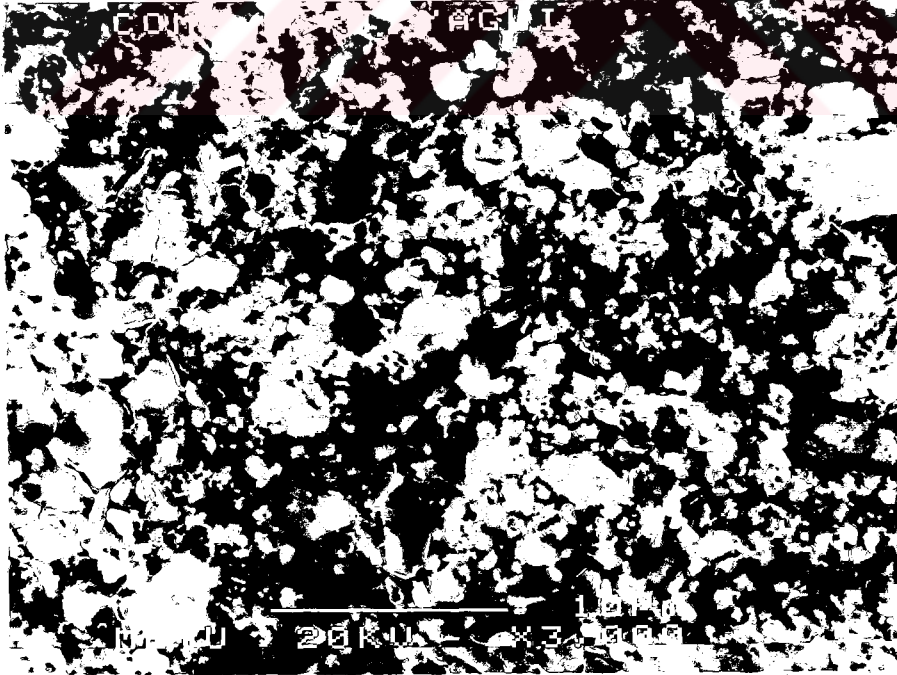
olmasının etkisiylede (Buckly,1972), numune yüzeyinde bir karışım tabakası oluşturur. Silisyumkarbürlerin varlığıyla oluşan bu sert tabaka, sürtünme katsayısını düşürdüğü gibi aşınma direncinide artırır.



Şekil 6.29. Oda sıcaklığında aşındırılan kompozit numunelerin kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı grafikleri: a) İşlemsiz numune, b) yaşlandırılmış numune.

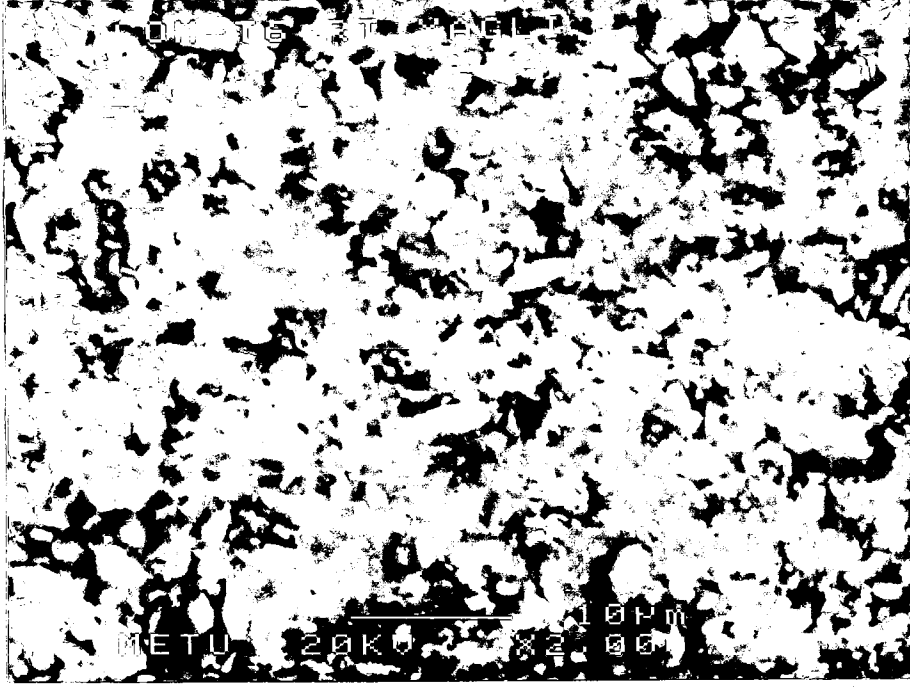
Aşınma sırasında açığa çıkan enerjinin, numune tarafından yutulabilme yeteneği, aşınma oranını belirleyici bir faktördür. Kuru sürtünme şartlarında; düşük sıcaklıklarda yaşlandırılmış kompozit numunenin matris mukavemetinin, işlemsiz olan numuneye göre daha fazla olması, aşınmayla açığa çıkan enerjinin yutulabilmesini azalttığı için en fazla aşınma yaşlandırılmış numunelerde gözlenmiştir. Yağlı aşınmada ise yüzeyde oluşan tabaka, aşınmayla açığa çıkan enerjiyi yutarak yaşlandırılmış numunelerdeki beklenen yüksek aşınma direncini gerçekleştirmiştir.

Yağlı kaymada aşınma, koparak yüzeydeki tabaka içerisine yerleşen partiküllerin abrasiv hareketi sonucu oluşur. Yağlı aşınma sonrası kompozit numune yüzeylerinden alınan fotoğraflar Resim 20' de verilmiştir.



(a)





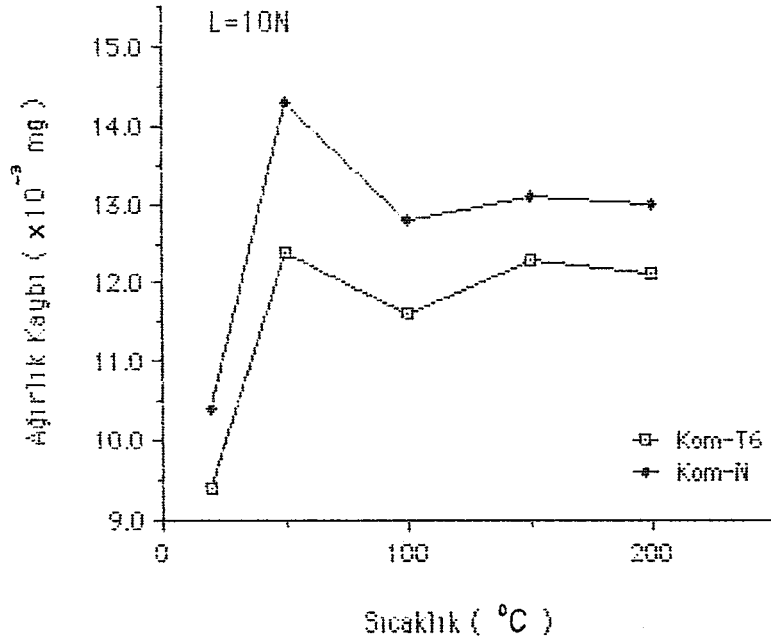
(b)

Resim 20. Yağlı olarak aşındırılmış kompozit yüzeylerinin SEM fotoğrafı : a) İşlemsiz numune (x 3,000), b) yaşlandırılmış numune (x 2,000).

Yüzey görüntüleri incelendiğinde, kuru kayma aşınmasındaki şiddetli kazıma, yırtılma ve plastik deformasyonla gelişen adhesiv aşınmanın yerine, yağlı kaymada sünek bir kazıma ve parlatma etkisi yapan abrasiv aşınmanın baskın olduğu belirlenmiştir.

6.3. Abrasiv Aşınma Deney Sonuçları

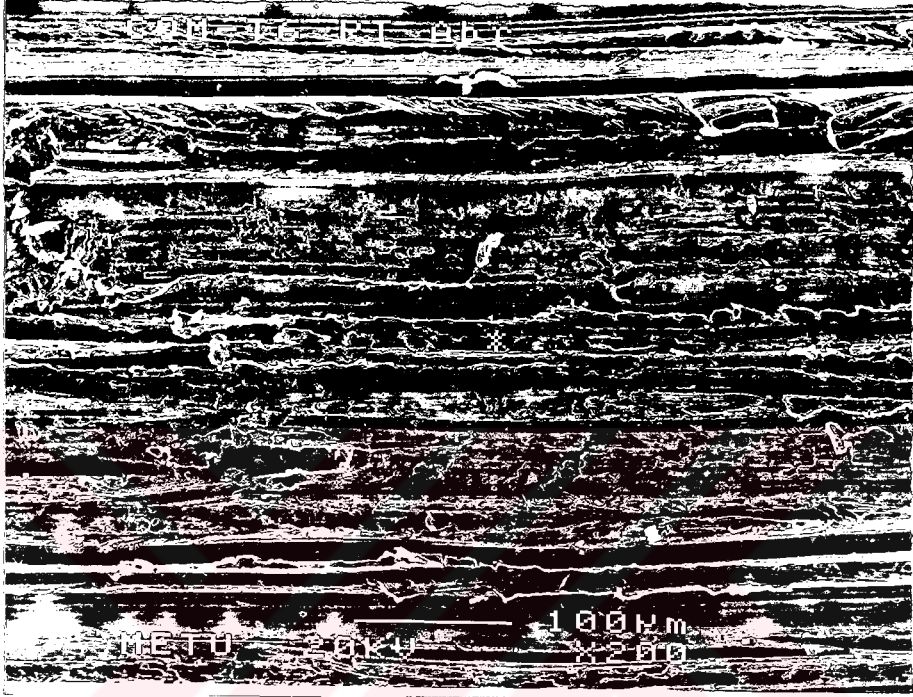
Şekil 6.29' da kompozit numunelerin abrasiv aşınma testleri sonundaki sıcaklığa bağlı ağırlık kaybı eğrileri verilmiştir.



Şekil 6.29. Kompozit numunelerin aşınma sonrası sıcaklığa bağlı ağırlık kayıpları.

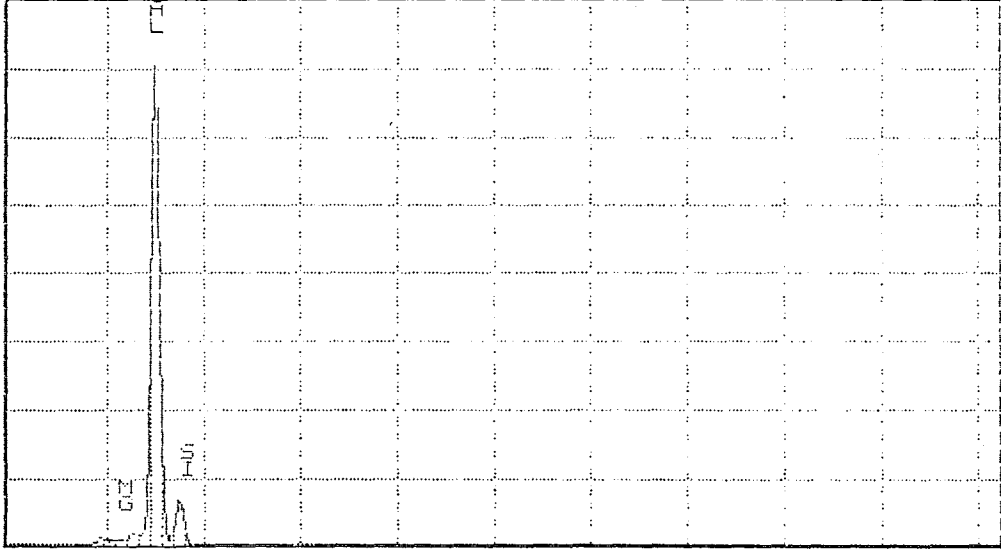
Şekilden görüleceği gibi bütün deney sıcaklıklarında yaşlandırılmış kompozit numunelerin aşınma dirençleri üstünlük göstermektedir. Yaşlandırılmış kompozit ve işlemsiz kompozit arasındaki aşınma miktarlarındaki bu farklılık, tamamen yaşlandırılmış kompozitdeki matris mukavemetinin fazlalığından kaynaklanabilir. Metal-metal aşınmasında; 100 °C 'den sonra yaşlandırılmış numunenin ağırlık kaybının düştüğü, işlemsiz olan numunede ise ağırlık kaybının yükseldiği gözlenmiştir. Bu sonuç yaşlandırılmış kompozitdeki aşırı yaşlanma, işlemsiz kompozitte ise yaşlanmanın etkisiyle açıklanmıştır. Abrasiv aşınmada ise tüm deney sıcaklıklarında gözlenen yaşlandırılmış numunedeki üstünlük, aşınma deney süresinin ve mesafenin metal-metal aşınmasındaki süre ve mesafe oranına göre daha az olmasına da bağlanmıştır.

Oda sıcaklığında aşındırılan yaşlandırılmış kompozit numune yüzey fotoğrafında; sürekli, ince ve derin olmayan aşınma izleriyle, bu izler etrafına yapışmış numune yüzeyinden kopan parçacıklar gözlenmiştir.



Resim 21. Yaşlanmış kompozit numunenin oda sıcaklığında abrasiv olarak aşındırılmış, yüzey SEM fotoğrafı (x 200).

Aynı numune (Resim 21) yüzeyinden alınan EDS analizi, yüzeyde bir oksit tabakasının olmadığını en azından yüzey boyunca süreklilik taşımadığını göstermiştir.

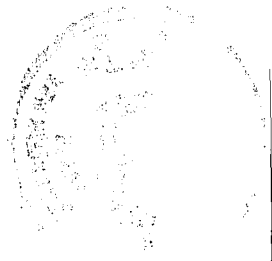


Şekil 6.30. Oda sıcaklığında abrasiv olarak aşınmış yaşlandırılmış kompozit yüzeyinden alınan EDS analizi

Oda sıcaklığından itibaren artan sıcaklıklarla beraber, şiddetlenen aşınma izleri ve bu izler etrafına yapışan kazınmış büyük parçacıkların varlığı, aşınmış yüzey fotoğraflarından görülmüştür. (Resim 22 ve 23).



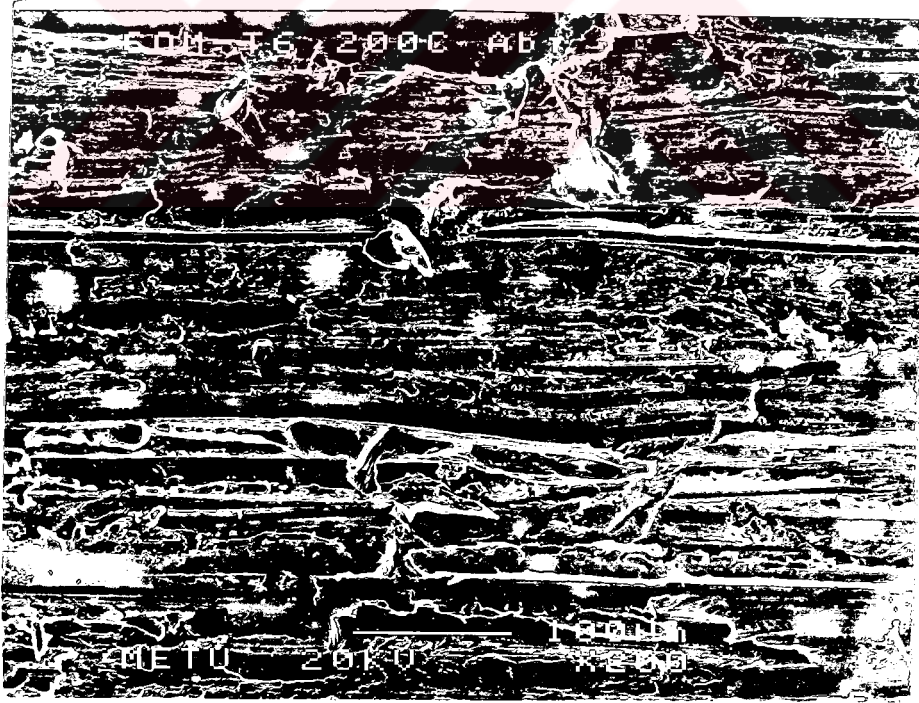
(a)





(b)

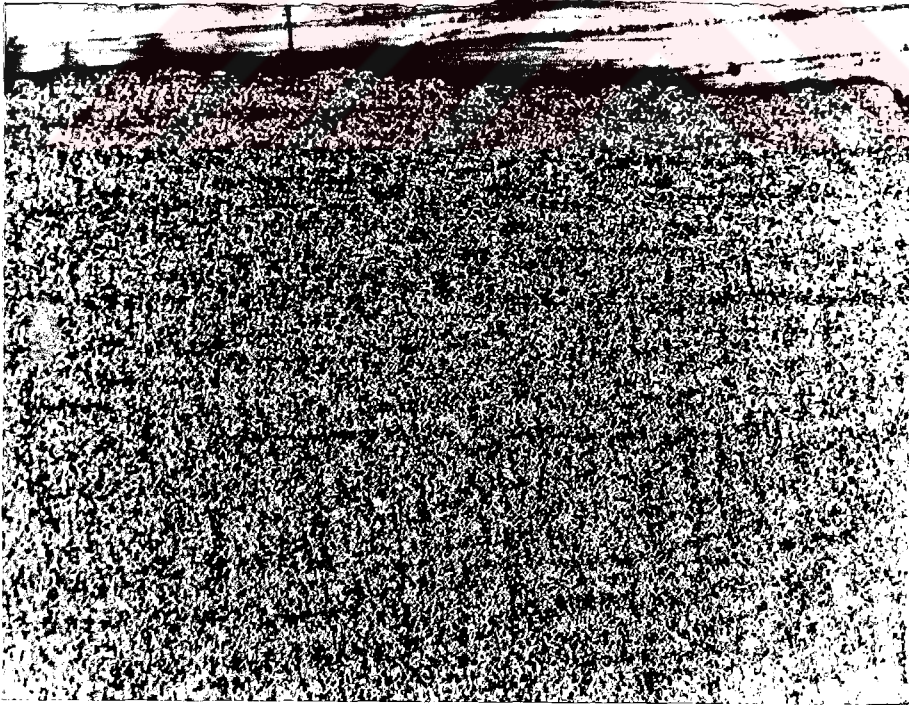
Resim 22. 50 °C' de abrasiv olarak aşındırılmış kompozit numune yüzeylerinin SEM fotoğrafı (x 200): a) işlemsiz numune, b) yaşlandırılmış numune.



Resim 23. 200 °C 'de abrasiv olarak aşındırılmış, yaşlanmış kompozit numune yüzeyinin SEM fotoğrafı (x 200):

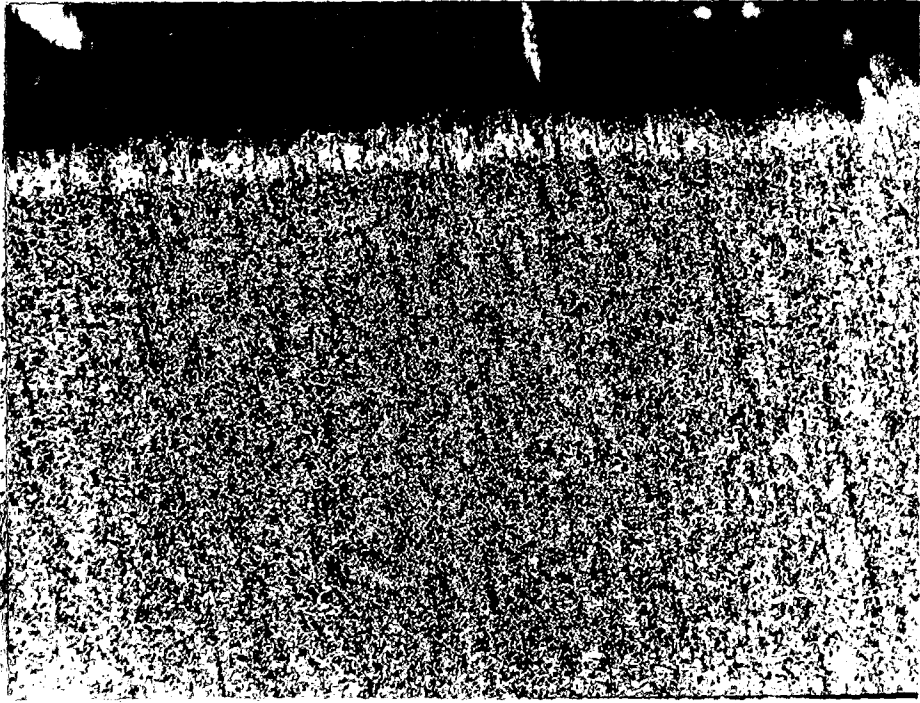
Abrasiv aşınma deneyleri sonucunda numunelerin yüzeyaltı yapılarında gözlenen plastik deformasyon bölgesi, kuru metal- metal aşınmasıyla karşılaştırıldığında, çok daha az olduğu gözlenmiştir. Bunda etkili olan, abrasiv ve metal - metal aşınma sistemlerindeki mekanizma farklılığıdır. Şöyleki; metal - metal aşınma sistemlerinde numune ile çelik disk arasındaki temas noktasal iken, abrasiv aşınmada numunede tüm yüzey boyunca olmaktadır. Bu nedenle abrasiv aşınmada gerilme, tüm yüzey boyunca yayılır. Ayrıca abrasiv aşınmada uygulanan yük daha az olduğundan, yüzeyaltındaki gerilme daha az ve yüzeye yakın bölgelerde derinlere inmeden gerçekleşmiştir.

Kompozit numunelerden alınan kesitlerden belirlenen yüzeyaltı yapılarına ait fotoğraflar Resim 24 'te verilmiştir.

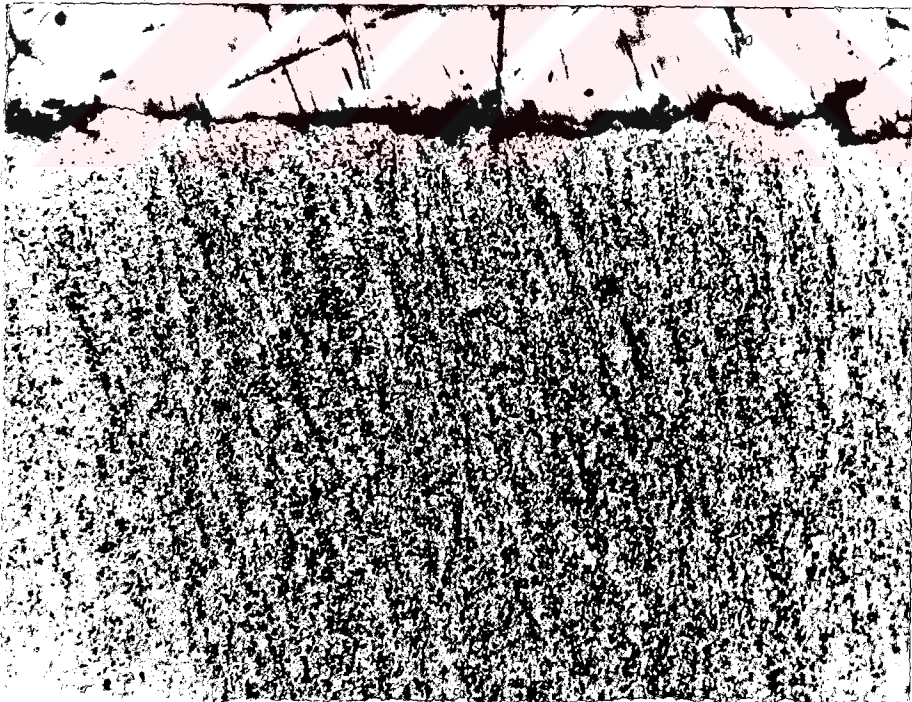


(a)



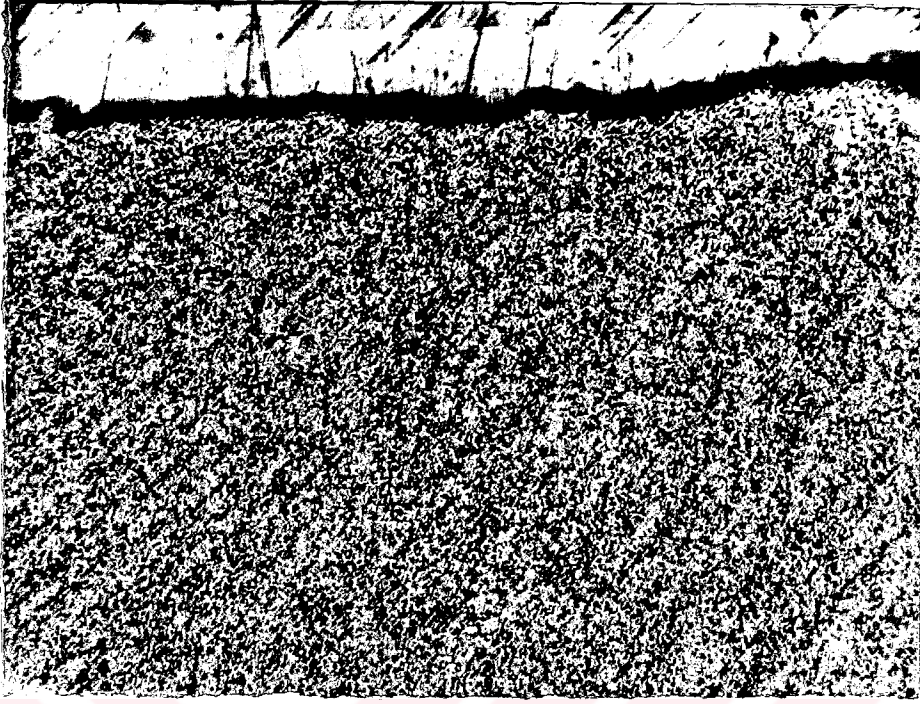


(b)

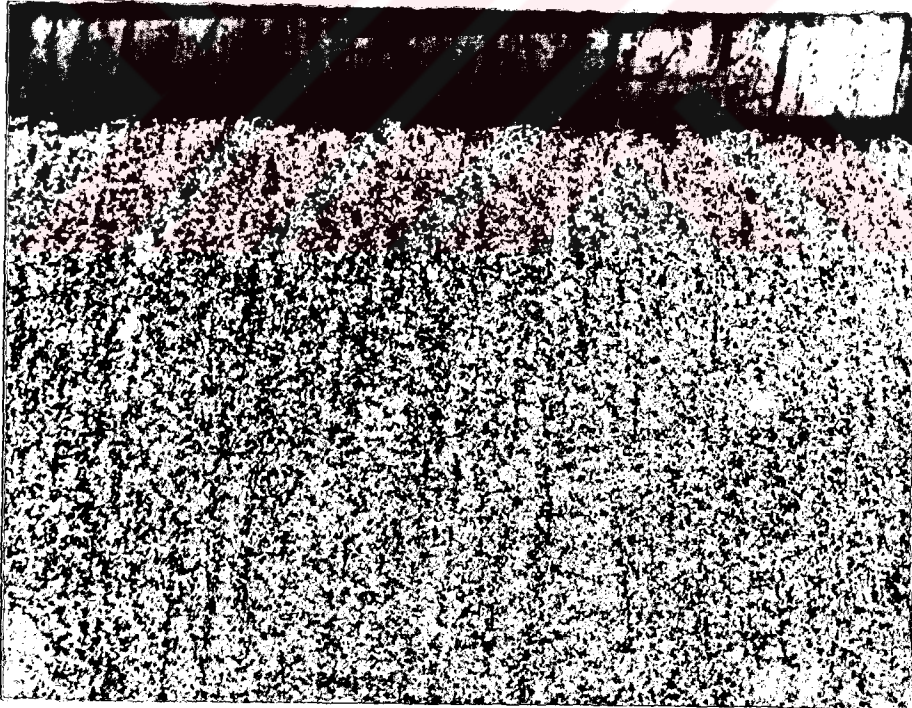


(c)



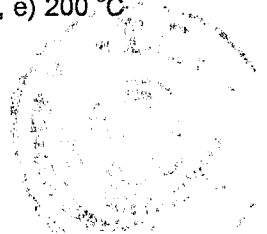


(d)

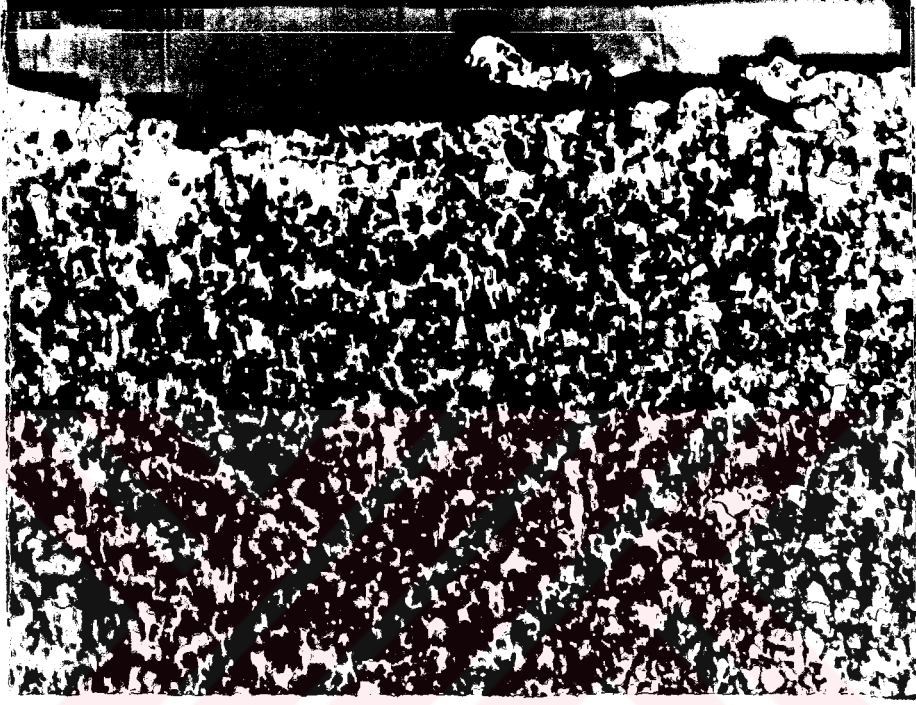


(e)

Resim 24. Abrasiv olarak aşındırılmış yaşlanmış kompozit numunelerin yüzeyaltı optik mikroskop fotoğrafları (x 40): a) oda sıcaklığı, b) 50 °C, c) 100 °C, d) 150 °C, e) 200 °C



Fotoğraflarda, yüzeyde matrisin toplandığı tabaka kalınlığının, en düşük oda sıcaklığı şartlarında, en fazla olarak ta 50 °C' de olduğu gözlenmiştir. Aşınma sırasında bu yumuşak tabakada meydana gelen yorulma çatlakları kopmaları gerçekleştirerek aşınmayı arttıracaktır(Resim 25).



Resim 25. 150 °C' de aşındırılan işlemsiz kompozit numunedeki yüzeyaltında gözlenen yorulma çatlakları.

Abrasiv aşınma sırasında, numunede bulunan SiC partikülleri ile aşındırıcıdaki SiC partiküllerinin karşılıklı hareketleri, partiküllerde ortak kırılma ve parçalanmalara sebep olur. Şekil 6.29' daki eğrilerde, yüksek sıcaklıklarla artması beklenen aşınma oranının 50 °C' den sonra belirli bir oranda düşmesinin nedeni de; kopan bu SiC partiküllerinin, sıcaklıkla birlikte yumuşayan matris içerisine gömülerek, yüzey sertliğinde meydana getirdiği artıştır.

7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

% 25 SiC takviyeli 2124 alüminyum kompoziti ve 2124 alüminyum alaşımında, yaşlandırma ısıl işleminin etkisine bağlı olarak, oda sıcaklığı-200°C sıcaklık aralığında aşınma davranışları incelendi. Deneyler; kuru, yağlı kayma aşınması ve abrasiv aşınma sistemleri için yapılmış ve farklı sonuçlar elde edilmiştir.

Deneylerde, aşınma sırasında sistemde açığa çıkan enerjinin yutulabilmesi, aşınma oranı açısından belirleyici bir faktördür. Kuru kayma aşınması deneylerinde, yaşlandırma ısıl işlemiyle numunelerin matris mukavemetinde meydana getirilen artış, bu enerjinin yutulabilmesini engellemiştir. Bu nedenle 100 °C 'ye kadar olan deney sıcaklıklarında işlemsiz olan numuneler yumuşak matrisleriyle daha iyi bir aşınma direnci göstermiştir. 100 °C' den sonra, sıcaklığın yükselmesiyle birlikte yaşlandırılmış numunelerde aşırı yaşlanma,süreciyle birlikte meydana gelen; mukavemetteki düşme ve tokluktaki artış sebebiyle bu numuneler aşınma direnci açısından daha üstün bir duruma geçmiştir.

Kuru kayma şartlarında; diğer deney sistemlerinde olduğu gibi, kompozit numuneler, matris alaşım numunelerine göre daha az bir aşınma oranı göstermiştir. Bu fark, kompozite takviye edilmiş olan SiC' lerden kaynaklanmıştır. Aşınma sırasında, kompozit numune üstüne uygulanan yük SiC tanecikleri tarafından taşınır ve böylece matristeki aşırı kayıp önlenmiş olur. Kuru kayma aşınması şartlarında elde edilmiş olan önemli sonuç, 100 °C' nin tüm numuneler için tam bir geçiş sıcaklığı özelliği göstermiş olmasıdır. En az aşınmanın görüldüğü sıcaklık 100 °C olmuştur. Bu nedenle, deneyde kullanılan kompozit malzemenin, aşınmaya maruz kullanım uygulamaları için



100 °C' ye kadar ki sıcaklıklar ve hatta 100 °C ,en iyi çalışma sıcaklığı olarak tesbit edilmiştir.

En az aşınma oranının görüldüğü 100 °C' de, en düşük sürtünme katsayısı elde edilmiştir. Sürtünme katsayısının artmasıyla aşınma oranıda artmıştır. Kayma aşınması deneylerinde; takviyesiz matris alaşımının sürtünme katsayısı, kompozitin sürtünme katsayısından daha yüksek çıkmıştır.

Sıcaklığın yükselmesiyle birlikte; numuneler, plastik deformasyonla gelişen orta şiddetteki abrasiv aşınmadan, şiddetli adhesiv aşınma mekanizmasına bir geçiş göstermiştir. 100 °C geçiş sıcaklığı; bu transferin başladığı sıcaklıktır. Yüksek sıcaklıklarla birlikte artan adhezyon, bu sıcaklıklarda sürtünme katsayısında artmasına sebep olmuştur. Aşınmış yüzey fotoğrafları, adhezyonun abrazyonla geliştiğini göstermiştir.

Aşınmış yüzeyaltındaki içyapıda, kayma yönüne paralel olarak yönlenen SiC' lerden elde edilen akış çizgilerinin derinliği, plastik deformasyon bölgesinin derinliğini vermiştir. En az aşınma oranının elde edildiği 100 °C' de, en fazla plastik deformasyon bölgesi derinliği elde edilmiştir. Altyüzeydeki plastik deformasyon, yüzeyaltı boşlukları ve çatlakları aşınmaların delaminasyon mekanizmasıyla geliştiğini göstermiştir. Artan sıcaklıklarla birlikte aşınma oranındaki artışta, SiC ile matris arasındaki bağ mukavemetinin düşmesi etkili olmuştur. Sıcaklıkla birlikte artan kayna gerilmeleri, gerilme yoğunluğunun en fazla olduğu SiC - matris arayüzeyinde boşluk gelişimi ve çatlak oluşumuna neden olmuştur. Böylece SiC tanecikleri matrise uygulanan yükü taşıyamaz duruma gelmiştir.

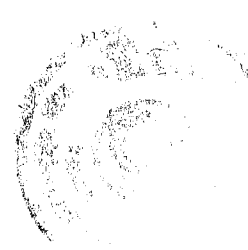
Yüzeyaltındaki matris deformasyonun aşınma davranışı üzerindeki etkilerine göre ; Abrasiv aşınmanın baskın olduğu düşük sıcaklıklarda (oda sıcaklığı, 50 °C, 100 °C) boşluk oluşumu, 150 °C ve 200 °C gibi yüksek sıcaklıklarda ise çatlak gelişimi aşınmaları kontrol eden mekanizmalardır.

Oda sıcaklığındaki yağlı kayma aşınmasında, kuru kaymada yaşlandırılmış ve işlemsiz numunelerde elde edilen ağırlık kaybı ilişkisinin tersi gözlenmiştir. Kopan SiC parçacıkları, temas yüzeyi arasından yağ ile uzaklaştırılmıştır. Yağ, aşınma çiftleri arasındaki temas yüzeyini soğuttuğu için sistemdeki ısının etkisini azaltmıştır. Arayüzeyde meydana gelen yağ tabakası enerjinin bir kısmını yutmuştur. Böylece aşınmaya harcanan enerji miktarı azalmıştır. Tüm bu sebeplerden dolayı; kuru kaymanın aksine, yağlı kaymada yaşlandırılmış numuneler daha az aşınma oranı göstermiştir. Yağlı kaymada, sünek bir kazıma ve parlatma etkisi yapan abrasiv aşınma baskın olmuştur.

Abrasiv aşınma deneylerinde, en iyi aşınma direnci oda sıcaklığında elde edilmiştir. Sıcaklığın artmasıyla ağırlık kaybıda artmıştır. Ancak sıcaklıklar arasında 50 °C' de yüksek bir aşınma oranı gözlenmiştir. 100 °C, 150 °C ve 200 °C de 50 °C' ye göre daha az aşınma olmasının sebebi ise; abrasiv aşındırıcıdaki SiC tanecikleri ile kompozitteki SiC taneciklerinin karşılıklı hareketleri sonucunda kırılan SiC taneciklerinin artan sıcaklıkla birlikte yumuşayan numune yüzeyine gömülmesiyle aşınmada meydana getirdiği artıştır.

Sonuç olarak; incelenen kompozit malzemenin, kuru kayma aşınma sistemini içeren uygulamalar da, sıcaklık faktörü düşünüldüğünde 100 °C en iyi çalışma sıcaklığı olarak tavsiye edilebilir. Abrasiv aşınma sistemi için ise en iyi uygulamanın oda sıcaklığında olacağı, 50 °C' nin ise aşınma açısından en tehlikeli sıcaklık olacağı belirtilir.

Aşınmış yüzeyaltındaki yapının daha iyi incelenebilmesi, geçiş sıcaklığının daha hassas bir aralıkta tesbit edilebilmesi, deformasyon çizgileri boyunca sert fazların toplanma sebebinin araştırılması önerilebilecek çalışma konularıdır.



8. KAYNAKLAR

AKKURT, M., (1982). **Makina Elemanları. II. Cilt, İTÜ., İstanbul.**

AKSOY, M., KARAMIŞ, M.B., EVİN, E., (1996). An Evaluation of the Wear Behaviour of a Dual Phase Low Carbon Steel. **Wear.193, 248-252.**

ALLİSON, J.E., and COLE, G.S., (1984). **JOM. c.45, no-1, s.19-24.**

ALPAS, A.T. and EMBURY, J.D. (1990). **Scripta metall, 24, 931-935.**

ANTONIOU, R. ve BORLAND, D.W., (1987). **Mater. Sci. Eng, 93, 57.**

ATAMERT, S., (1989). **Ph.D. Thesis, University of Cambridge, England.**

ATİK, E., (1987). **Poliüretan Esaslı Sürtünme Elemanlarının Belirlenmiş Şartlar İçin İmal Edilen Bir Düzenekte Aşınma Davranışlarının İncelenmesi. Uludağ Üniversitesi, Bursa.**

ASM Handbook Committee, (1986). **Metal Matrix Composites. Engineers Guide to Composite Materials. I. Baskı, VII. Bölüm, American Society for metals, Ohio 44073.**

ASHOK, K.V., (1978). Comparative Tendencies for Metal Loss by Abrasive Wear, Impact Erosion and Arc Erosion, **Wear, 49, 305-314.**

BANERJĪ, A., and ROHATGĪ, P.K., (1982). *J. Mater Sci.*, Vol. 17, p. 335.

BUCKLEY, D.H., (1968). Adhesion, Reibung und Verschleiss Von Cobalt und Cobaltlegierungen, Cobalt, p.20-38.

BOWDEN, F.P., and Tabor, (1950). *Frictional Lubrication of Solid*, Part-I Oxford Un. Press.

CORNIE, J.A., and CHIANG, Y.M. UHLMANN, D.R., MORTENSEN, A.S., COLLINS, J.M., (1986). *Ceramic Bulletin*, c. 65, no-2, s. 293-304.

DAVIDSON, D.L., (1991). *Metall Trans. A.*, c. 2217, n.1, s. 97-112.

DESAI, V.M., (1984). Effect of Carbide Size on the Abrasion of Cobalt Base Powder Metallurgy Alloys. *Wear*, 94, 347-376.

DONALD, R.A., (1988). *Composite Materials. The Science and Engineering of Materials*. SI edition, Van Nostrand Reinhold Co. Ltd., 507-546.

DOEL, T.J.A., and LORETTO, M.H., BOWEN, P., (1993). *Composites*, c.24, n.3, p. 270-275.

DUTTA, I., HARPER, C.P., ve DUTTA, G., (1994). *Metall. Trans. A.*, c.2517, no-8, p.1591-1602

GHOSH P.K., and RAY, S., (1986). *J. Mater, Sci.* Vol. 21, p. 1667.

GUPTA, M., and MOHAMED, F., LAVERNIA, E., (1992). *Metall. Trans. A*, c. 23A, no-3, s. 831-843.

- GÜRLEYİK, M.Y., (1975). **Metallerin ve Metal Olmayan Sert Malzemelerin Taneli Maddeler Tarafından Sürtünerek Aşındırılması. Mühendis ve Makina, Cilt-19, Sayı. 217, Ankara.**
- HABIG, K.H., (1980). **Verchleiss und Harte von Werkstoffen. Carl Hanser Verlag, München.**
- HALLING, J. (1983). **Principles of Tribology. The Mawmillan London, p. 72, 92, Press Ltd.**
- HARRIS, S.J. (1988). **Mater. Sci. Technol., c.4, s. 231-239.**
- HONG, S.I., and GRAY III, G.T., (1992). **Acta Metall. Mater., c.40, no-12 s.3299-3315.**
- HOSKING, F.M., PORTILLO F.F., WUNDERLIN, R., ve MEHRABIAN, R., (1982). **J. Mater. Sci., Vol. 17, p.477.**
- HUDA, D., M.A., BARQDIE EL, M.A., and HASHMÍ, M.S.J., (1993). **J.Mater. Process Technol., c.37, no-1-4. s.513-541.**
- HUEÍ-LONG, L., WUN-HWA, L. ve SAMMY LAP, C., (1992). **Wear ,159, p 223-231,**
- HOWE, J.M., (1993). **Int. Mater. Rev., c.38, no-5, s.233-271.**
- İPEK, R. (1987) " Tren fren papuçlarının aşınmasının deneysel incelenmesi". E.Ü. Fen bilimleri Ens. **Yüksek lisans Tezi, Kayseri.**

KARAMIŞ, M.B., (1985). Toprak İşleme Aletlerinde İş Organının Aşınması Etüdü, E.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Kayseri.

KUN, Y., DOLLHOPF, V., ve KOCHENDÖRFER, R., (1993). *Comp.,Sci. Technol.*, c. 46, s. 1-6.

KROGELSKY, I.V., (1960). Contact area of rough surfaces. *Wear*. 3, s. 170-187.

LANDSDOWN, A.R., and PRICE, A.L., (1988). Material to resist wear, Swansea. U.K.

LEVY, A., PAPAZIAN, J.M., (1990). *Metall. Trans., A*, c. 21A, no- 2, s. 411-420.

LLYOD, D.J. (1994). *Int. Mater. Dev.*, c.39, n.1, s. 1-23.

McKIMPSON, M.G., SCOTT, T.E.,(1989). *Mater. Sci. Eng.* c.A107, s. 93-106.

McDANELS, D.L., (1985). *Metall. Trans., A*, c. 16A, 1105-1115.

MING-KAI, T.S.ve SUH, P., (1977). *Wear*, 44, 145-162

MIYOSHI, K., and BUCKLEY, D.H., (1979). Friction and wear Behoviovr of simple-crystal silicon carbide in sliding contact with various Metals. *Trans. ASLE*, Vol. 22, no- 3, July 245-256.



MORTENSEN, A., (1990). A Review of the Fracture Toughness of Particle reinforced Al Alloys. Paper presented at conference on Fabrication of particulates Reinforced Metal Composites (Montreal), **ASM International**.

MUNRO, R.,(1983). **Int. Congrend Exposition**. SAE Tech.Paper 830067, MI, 28, Detroit.

MURALI, T.P., PRASAD, S.V., SURAPPA, M.K., and ROHATGI, P.K., (1982). **Wear**, Vol. 80, p. 149.

MUTAF, E., (1977). Toprak İşleme Aletlerinin İş Organlarında Kullanılan Bazı Çeliklerin Farklı Isıl İşlemlere Göre Laboratuvar ve Tarla Şartlarında Aşınma Dirençleri, **TÜBİTAK Yayını**, 61, 52-70.

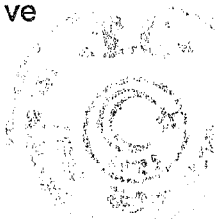
NAIR, S.V., TIEN, J.K., ve BATES, R.C., (1985). **Int. Mater. Rev.**, c.30, n.b, s.275-290.

NIEH, T.G. ve KARLAK,R.F.,(1984). **Scripta metall.** 18, 25.

NISKANEN, P., MOHN, W.R., (1988). **Metal Propress**, no- 3, s. 39-41.

NOBLE, D.N., (1986). The effect of flux coat Arc Welding conditions on Microstructure and Abrasive wear Resistance of two Iron-Based hard facing alloys. **Welding Institute Report**. 7856.02/86/4793.

ODABAŞ, D., (1991). Kuru Sürtünme Şartlarında Termomekanik Faktörlerin AISI 3315 Çeliğinin Aşınma Davranışına Olan Etkilerin Teorik ve



Deneysel Araştırılması, E.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Kayseri.

PAN, Y.M., FINE, M.E., and CHENG, H.S., (1990). Wear Mechanisms of Al-based Metal Matrix Composites under Rolling and Sliding Contacts. **Tribology of Composite Materials**. ASM International, p. 93.

PAPAZIAN, J.M., ADLER, P.N., (1990). **Metall. Trans., A.**, c. 21A, no-2, s. 401-410.

PETERSON, M.B. ve HO, T.L., (1977) **Wear**, 43, 199-210.

PRASAD, S.V., ROHATGI, P.K., and KOSEL, T.H., (1986). **Mater. Sci. Eng.**, Vol. 80, p. 213.

PRASAD, S.V ve ROHATGI, P.K., (1987). **J. Met.**, 39, p. 22-26.

RACK, H. J., (1988). In Dispersion strengthened Aluminium Alloys. **TMS-AIME**, New york. p. 649.

RABINOWICZ, E., DUNN, L.A., ve RUSSELL, P.G., (1961). A study of Abrasive wear under Three Body Condition, **Wear**, 245-225 Hard facing Alloys. **Welding Institute Report**, 7856. 02/86/4793.

RAKAYBY, A.M., MILLS, B., (1986). The role of primary carbides in the wear of high speed steels. **Wear**. 112, 327-340.

RIBES, H., SUERY, M., L'SPERANCE, G., LEQOUX, J.G., (1990). **Metall. Trans., A.**, c. 21A, no- 9, s. 2489-2496.



ROHATGI, P.K., LIU, Y., YIN, M., and BARR, T.L., (1990). **Mater. Sci. Eng.**, Vol. A123, p. 213.

SAKA, N. ve KARALEKAS, D. P., (1985). **Wear of materials. American Society of Mechanical Engineers.** New York, p.784-793.

SOEMANTRI, S., McGEE, A.C., and FINNIE, I., (1985). **Some Aspect of Abrasive Wear at elevated Temperatures, Wear**, 104, 77-91.

SOKA, N., and KARALEKAS, D.P., (1985). **Friction and wear of particle reinforced Metal-ceramic composites. Wear of Materials.** p. 784.

SRIVATSAN, T.S., MATTINGLY, J., (1993). **J. Mater Sci.**, c.28, no-3, s. 611-620.

SURAPPA, M.K., PRASAD, S.V., ROHATGI, P.K., (1982). **Wear**, Vol. 77, p. 295.

SUWA, M., KOMURO, K., and K.SOENO, J., (1978). **Jpn. Inst. Met.**, Vol. 42, p. 1034.

SUWA, M., (1986). **Hitachi Graphite-Dispersed Cast Alloy-Gradia, Hitachi Report.**

TAYA, M., ARSENAULT, R.J., (1987). **J. Scr. Metall. Mater.**, c. 21, s.349-354.



TEKİN, E.,(1984). **Demir dışı metaller ve alaşımlarının uygulamalı optik metalografisi**. II. baskı.Yayın no:101, ankara.

UETZ, A., and FÖHL, J., (1979). **Tribologie-Stand der Erkenntnisse undnutzen. VDI-Berichte no- 333, 1-5.**

UNIDO, (1990). **Advances in Materials Technology: Monitor; Metal Matrix Composites**, n.17, Vienna, Austria.

VERMA, S.K., and DORČIĆ, J.L., (1988). **Proceedings on Cast reinforced Metal composites. ASM International**, p. 115.

VOGELSANG, M., ARSENAULT, R.J. ve FISHER, R.M., (1986). **Metall.Trans. 17A**, p. 379.

WANG, Z., ZHANG, R.J., (1991). **Metall. Trans. A.**, c.22A, no-1, p. 97-112.

WEBSTER, D., (1982). **Metall. Trans. A.**, c.13A, p. 151.

WENG, B.J., CHANG, S.T., SHIAU, J.S., (1992). **J. Scr., Metall. Mater**, c. 27, no-9, p. 1127-1132.

WONG, A and RACK, H.J. (1991). **Materials Science and Engineering. A / 47**, p. 211-224.

YILMAZ, M., ALTINTAŞ, S., (1994). **6. Uluslararası Makina Tasarım ve İmalat Kongresi, Bildiriler Kitabı, 21-23 Eylül, ODTÜ. s.253-262. Ankara.**

ZAM ZAM, M.A., (1989). **Metallwiss Technik**, 43,1158

ZUMGAHR, K.H., (1987). **Microstructure one and wear of Materials.**
Tribology Series, Vol. 10, Elsevier Science Publisher, Amsterdam.



www.elsevier.com

