

**METAL İNFİLTRE EDİLMİŞ MİKRO POROZ KARBON
KOMPOZİTLERİN AŞINMA VE SÜRTÜNME DAVRANIŞININ
KARAKTERİZASYONU**

DOKTORA TEZİ

Y. Müh. Gültekin GÖLLER

66407
İTÜ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
DOKTORA TEZİ
KAYIT MERKEZİ

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 25 Aralık 1996

Tezin Savunulduğu Tarih : 9 Mayıs 1997

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Adnan TEKİN

Diğer Jüri Üyeleri : Prof.Dr. E. Sabri KAYALI

Prof.Dr. Fevzi YILMAZ

Prof.Dr. Mehmet KOZ

Doç. Dr. Hüseyin Çimenoglu

A. Tekin

S. Kayali

F. Yilmaz

M. Koz

MAYIS 1997

ÖNSÖZ

Bu çalışmayı yurt dışında yapmamı sağlayan, 1988 yılından beri her türlü konuda yol göstererek beni destekleyen Sayın Prof Dr Adnan Tekin'e en içten teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Deneyisel çalışmalarımı büyük bir titizlik ve dikkatle yönlendiren, örnek bilim adamı olarak özelliklerini kendime her zaman model olarak alacağım Sayın Prof Dr Surendra N Tewari' ye şükranlarımı sunarım.

Cleveland State Üniversitesi ve Advanced Manufacture Center, Triboloji Laboratuvarında yaptığım deneylerde ve Amerika da bulunduğum süre içerisinde benden ilgi ve yardımlarını esirgemeyen Sayın Dr. Bengi Hanyaloğlu Grandsard' a teşekkür ederim.

İnfiltrasyon deneylerinde ve Malzeme laboratuvarında yardımlarını gördüğüm arkadaşlarım Sayın Devi P. Kotty , Dr Hui Song, Sujit Datta, ve Bai Yan Zi ye bir yıl süreli beraberliğimiz ve işbirliğimiz için teşekkür borcum vardır.

Cleveland State Üniversitesi Kimya Mühendisliği Bölümü Başkanı Prof Dr Graham Bell, Bölüm sekterleri Becky Laird 'e yardımları ve, Sayın Yar. Doç. Dr Ahmet Sirkecioğlu'na tezimin yazılması esnasındaki yardımlarında dolayı teşekkür ederim.

Son olarak bu günlerimi borçlu olduğum ve her zaman varlığıyla beni cesaretlendiren ve başarıya teşvik eden aileme teşekkürü bir borç bilirim.

Bu çalışma, Birleşmiş Milletler Kalkınma Teşkilatından sağlanan maddi destekle, Cleveland State Üniversitesi Kimya Mühendisliği ve Advanced Manufacture Center da NASA Lewis Araştırma Merkezi tarafından desteklenen bir proje çerçevesinde gerçekleştirilmiştir.

Aralık, 1996 / Maslak-İstanbul

Gültekin GÖLLER

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ	ii
SEMBOL LİSTESİ	vi
ŞEKİL LİSTESİ	vii
TABLO LİSTESİ	ix
TERİMLER LİSTESİ	x
ÖZET	xi
SUMMARY	xii
BÖLÜM 1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
BÖLÜM 2. TEORİK BİLGİLER	3
2.1. Kompozit Malzemeler	3
2.2 Kompozit Malzeme Üretim Teknikleri	4
2.2.1 Basınçlı İnfiltrasyon Yöntemi	5
2.2.1.1 Altan Doldurma Yöntemi	6
2.2.1.2 . Üstten Doldurma Yöntemi	6
2.2.1.3 Üstten Dökme Yöntemi	7
2.2.2. İnfiltrasyon Prosesinin Teorik İlkeleri	9
2.2.1.1 Islatma ve Kompozit Sentezindeki Rolü	9
2.2.2.2 Kimyasal Reaksiyonlar ve Kararlılık	11
2.2.2.3 İnfiltrasyon Kinetiği	13
2.2.2.4 İnfiltrasyon Mikroyapısı	16
2.3 Metal Matriks Kompozitlerde Aşınma ve	
Sürtünme Davranışının Teorik İncelemesi	17
2.3.1 Sürtünme	17
2.3.2 Grafit İçeren Kompozitlerde Sürtünme ve	
İnce Film Yağlaması	19
2.3.3 Katı Yağlayıcı İçeren Metal Matriks	
Kompozitlerde Aşınma	21

2.3	Fren Malzemeleri	24
2.3.1	Organik Fren Balataları	26
2.3.2	Sinterlenmiş Metalik Fren Balataları	26
2.3.3.	Karbon-Karbon Kompozit Fren Balataları	27
BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR		28
3.1.	Preform Üretimi	28
3.2.	Basınçlı İnfiltrasyon Cihazı	29
3.2.1	Sıcaklık Ölçümü	32
3.2.2	Vakum ve Basınç Sistemi	32
3.3	Sıvı Metal İnfiltrasyonu	36
3.4	Aşınma ve Sürtünme Davranışı	36
BÖLÜM 4. SONUÇLAR		40
4.1.	İnfiltrasyon Prosesinin Optimizasyonu	40
4.2.	Mikroyapı Karakterizasyonu	45
4.2.1.	Preform Karakterizasyonu	45
4.2.2.	Kompozitin Karakterizasyonu	49
4.3	Kompozitlerin Aşınma ve Sürtünme Davranışının Karakterizasyonu	58
4.3.1	Bakır Alaşımı- Karbon Kompozitlerin Dökme Demire Karşı Aşınma ve Sürtünme Davranışının Karakterizasyonu	58
4.3.1.1	Genel Aşınma ve Sürtünme Davranışı	58
4.3.1.2	Aşınma Yüzeyinin Metalografik İncelemesi	63
4.3.1.3	Bakır-Karbon Kompozitlere Grafit İlavesinin Aşınma ve Sürtünme Davranışına Etkisi	67
4.3.1.4.	Sonuçların Değerlendirilmesi	71

4.3.2	Bakır Alaşımı Karbon Kompozitlerin Kendisine Karşı Aşınma ve Sürtünme Davranışının Belirlenmesi	74
4.3.2.1	Aşınma ve Sürtünme Davranışı	74
4.3.2.2	Aşınma Yüzeyinin Metalografik İncelemesi	79
4.4.2.3	Sonuçların Değerlendirilmesi	81
BÖLÜM 5. GENEL SONUÇLAR		83
KAYNAKLAR		86
ÖZGEÇMİŞ		91



SEMBOL LİSTESİ

σ_{KS}	Katı-Sıvı Ara Yüzey Enerjisi
σ_{KG}	Katı-Gaz Ara Yüzey Enerjisi
σ_{SG}	Sıvı-Gaz Ara Yüzey Enerjisi
θ	Islatma Açısı
P_c	Kritik Basınç
t	Zaman
Q	Aktivasyon Enerjisi
R	Gaz Sabiti
T	Sıcaklık
V_f	Fiber Hacmi
F_{net}	Bileşke Kuvvet
F_p	Basınç Kuvveti
F_σ	Yüzey Geriliminden Kaynaklanan Kuvvet
F_μ	Viskoz Akma Kökenli Kuvvet
F_g	Graviteden Kaynaklanan Kuvvet
d	Kanal Kalınlığı
λ	Dentrit Kolları Arası Mesafe
μ	Sürtünme Katsayısı
μ_a	Adhezyondan Kaynaklanan Sürtünme Katsayısı
μ_d	Elastik veya Plastik Deformasyondan Kaynaklanan Sürtünme Katsayısı
S_f	Film Kesme Mukavemeti
H_s	Alt Yüzey Sertliği
S_p	Basınç Altında Film Yapısının Kesme Mukavemeti
α	Malzeme Sabiti
A_g	Grafit ile Kaplı Alan
μ_m	Matriksin Sürtünme Katsayısı
μ_g	Grafitle Kaplanmış Alanın Sürtünme Katsayısı

ŞEKİL LİSTESİ

		<u>Sayfa No</u>
Şekil 2.1	Basınçlı İnfiltrasyon Yönteminin Değişik Şekilleri	8
Şekil 2.2	Katı - Sıvı Arasındaki Temas Açısının Şematik Gösterimi	11
Şekil 2.3	İnce Boyutlu Porozite İçeren Bir Yapının Islatma Özelliği Olmayan Bir Sıvı İle İnfiltrasyonda Por Boyutunun Uygulanacak Basınç Üzerindeki Etkisinin Teorik İfadesi	13
Şekil 2.4	İdeal Ortamda Sıvı Yüzeyi İçersinde Oksit Film Oluşumunun Şematik Gösterimi	15
Şekil 2.5	İdeal Kapiler bir Ortamda İnfiltrasyon Yönüne Etkiyen Kuvvetlerin Şematik İfadesi	17
Şekil 2.6	Yönlenmiş Katılaşma Esnasında Kanal Genişliğinin Morfoloji Üzerindeki Etkisi	18
Şekil 3.1	Preform Üretiminin Şematik İfadesi	23
Şekil 3.2	Basınç Kazanı ve Değişik Kısımları	24
Şekil 3.3	Sistemde Kullanılan İndüksiyon Jeneratörü	25
Şekil 3.4	Altan Doldurmalı Döküm Esnasında Fırın İçersinde Numunenin Konumu ve Termokupl Dağılımı	27
Şekil 3.5	Vakum ve Basınç Sistemi Valflerinden Genel Bir Görünüm	29
Şekil 3.6	Aşınma Deneylelerinde Kullanılan Cihazın Teknik Resmi	31
Şekil 3.7	Kompozitlerin Aşındırıldığı Dökme Demir Plakanın Mikroyapısı	39
Şekil 4.1	Üst Pota İç Çapının Nihai Isı ve Basınç Profili Üzerindeki Etkisi	42
Şekil 4.2	Cu-6Si-0.9Cr Alaşımının DTA Eğrisi	43
Şekil 4.3	Basınç Uygulanması Esnasında Sıvı Metal ve Kalıp Sıcaklığının Değişimi	44
Şekil 4.4	İnfiltrasyonda Kullanılan Preformların Tarama Elektron Mikroskop Görüntüsü	46
Şekil 4.5	Üç Farklı Preforma ait X Işımları Difraksiyon Verileri	47
Şekil 4.6	Preformlara ait Cıva Porozimetresi Analiz Sonuçları	40
Şekil 4.7	Kompozitlerin İnfiltrasyon Sonrası Mikroyapı Görüntüsü	
Şekil 4.8	I no lu Preformun İnfiltrasyonu Sonrası Oluşan Mikro Yapının Düşük Büyütmedeki Görüntüsü	53

Şekil 4.9	Kompozitin İç ve Dış Bölgesinden Alınan Yüksek Büyütmedeki SEM Görüntüsü ve EDS analizi	56
Şekil 4.10	Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Kayma Mesafesine Karşı Sürtünme Katsayısı ve Aşınma Diyagramları	59
Şekil 4.11	Oda Sıcaklığında Dökme Demire Karşı Aşınma Esnasında Kararsız Durumda Sürtünme Katsayısının Değişimi	60
Şekil 4.12	Oda Sıcaklığında Dökme Demire Karşı Aşınma Esnasında Uygulanan Gerilmenin Fonksiyonu olarak Sürtünme Katsayılarının Değişimi	60
Şekil 4.13	Düşük ve Yüksek Yük Koşullarında Kararlı Durum Sürtünme Katsayısının Mesafeyle Değişimi	55
Şekil 4.14	Dökme Demire Karşı Aşınma Esnasında, Normal Gerilmenin Fonksiyonu Olarak Elde Edilen Aşınma Hızları	57
Şekil 4.15	Aşınma Sonrası Yüzeylerin Taram Elektron Mikroskop Görüntüsü	65
Şekil 4.16	Aşınma Sonrası Yüzey Profilometrisi	66
Şekil 4.17	I nolu Kompozitin Dökme Demire Karşı Aşınması Esnasında Oluşan Aşınma Taneciklerinin X Işımları Difraksiyon Diyagramları	66
Şekil 4.18	Oda sıcaklığında Dökme Demire Karşı Aşınma Esnasında Grafit İçeren Kompozitlerde Gerilmeye Bağlı Olarak Sürtünme Katsayısının Değişimi	68
Şekil 4.19	Dökme Demire Karşı Aşınma Esnasında Grafit İçeren Kompozitlerde Uygulanan Gerilmeye Bağlı Olarak Aşınma Hızının Değişimi	69
Şekil 4.20.	Mikroyapı Bileşenlerinin Boyutlarına Bağlı Olarak Kompozitlerin Modellenmesi	70
Şekil 4.21	Kararsız Durum Sürtünme Katsayısının Normal Gerilmenin Fonksiyonu Olarak Değişimi	74
Şekil 4.22	Kararlı Durum Sürtünme Katsayısındaki Değişimin Miktarının Normal Gerilmeye Bağlı Olarak Değişimi	71
Şekil 4.23	Kararlı Durum Sürtünme Katsayısının Normal Gerilmenin Fonksiyonu Olarak Değişimi	78
Şekil 4.24	Kompozitlerin Aşınma Hızlarının Normal Gerilmeye Bağlı Olarak Değişimi	78
Şekil 4.25	Aşınma Yüzeylerinin Görüntüsü	80

TABLO LİSTESİ

		<u>Sayfa No</u>
Tablo 4.1	Preformların Cıva Porozimetre ile Elde Edilen Por Karakteristikleri	45
Tablo 4.2	Basınçlı İnfiltrasyonla Üretilmiş Kompozitlerin Mikroyapı Karakterizasyonu	49
Tablo 4.3	Deneysel Çalışmalarda Kullanılan Malzemelerin Mikro Sertlik Deneyleri	57

TERİMLER LİSTESİ

Scratching	Çizilme
Grooving	Düzlemsel Oyulma
Ploughing	Düzlemsel Yivlenme
Severe Frictional Behavior	Sert Sürtünme Davranışı
Mild Frictional Behavior	Yumuşak Sürtünme Davranışı



ÖZET

Değişik oranlarda grafit içeren amorf karbon preformlar içersine (%100 amorf karbon, %80 amorf karbon-%20 grafit, %60 amorf karbon-%40 grafit) Cu-6Si-0.9Cr alaşımı basınçlı infiltrasyonla emdirilerek metal matriksli seramik kompozit üretimi gerçekleştirilmiştir. Bu kompozitler metalurji sektöründe aşınma ve sürtünmenin önemli olduğu uygulamalarda, ısı kontrol malzemelerinin üretiminde geniş kullanım alanı bulmaktadır. Bakır karbon esaslı metal matriksli kompozitlerde karbon daha çok grafit olarak kullanılmaktaydı. Diğer yandan amorf karbonun çok daha sert olması (8 Mohs) grafit-amorf karbon kombinasyonu ile üretilen yapıların aşınma ve sürtünme ömrünün daha iyi olacağı fikrini gündeme getirmiştir. Konvansiyonel olarak kullanılan karbon partiküllerinin yerine mikroyapıda homojenliği sağlamak amacıyla preformlar kullanılmıştır.

Yapılan deneysel çalışmalar sıvı metal karbon preform arasındaki reaksiyonun karakterizasyonunu, üretilen kompozitlerin dökme demire ve kendisine olan aşınma ve sürtünme davranışının oda sıcaklığı, normal atmosfer şartlarında kuru kayma şartları için belirlenmesini içermektedir.

Sıvı metalin kalıba dolması esnasında preformun dış yüzeyinde gerçekleşen krom karbür oluşumu karbon ve bakır alaşımının birbirlerine karşı olan yüzey enerjilerini azaltıp ıslatmayı sağlamakta ve infiltrasyon prosesine katkıda bulunmaktadır. Kompozitin iç bölgesinde ise bakır ve silisyumun homojen bir dağılım gösterdiği anlaşılmıştır.

Kompozitin aşınma ve sürtünme davranışı mikroyapı bileşenlerinin (metalik faz ve karbon adacıkları) boyutlarından birinci derece etkilenmektedir. Preforma grafit ilavesi yapıdaki por büyüklüğünü arttırmakta, dolayısıyla porlara giren metal miktarında artmaktadır. Grafit içermeyen %100 amorf karbon esaslı preformdan üretilen I no lu kompozit için mikro yapı bileşenlerinin grafit içeren kompozitlere oranla çok daha küçük olması dökme demire karşı aşınma esnasında sürtünen yüzeyler arasında bir karbon film oluşmasına neden olmaktadır. İki yüzey arasındaki sürtünme bu film üzerinde gerçekleşmektedir. Bütün yük koşulları içinde sürtünmenin genel karakteri abrasif aşınma şeklinde gözlenmiştir. Bu kompozitlerin aşınma direncinin ana alaşıma oranla on kat daha yüksek olduğu anlaşılmıştır. Diğer yandan grafit içeren kompozitler mikroyapı bileşenlerinin (metal ve karbon adacıkları) boyutlarının büyük olması nedeniyle farklı davranış göstermişlerdir. Düşük gerilme şartlarında amorf karbon içeren kompozitler gibi davranmaktadırlar. Fakat sürtünen yüzeyler arasında oluşan karbon film artan gerilme ile bozulduğu için yüzeyler arasında başlayan metal-metal etkileşimini adhesif (yapışmalı) aşınma şeklini sistemde hakim mekanizma haline getirmektedir.

Kompozitin kendisi üzerindeki aşınma ve sürtünme davranışı da benzer sonuçlar göstermiştir. Grafitli ve grafitsiz kompozitlerden uygulanan normal gerilmeye bağlı olarak eşdeğer aşınma hızları elde edilmiştir. Grafit ilavesi düşük gerilme değerlerinde aşınma ve sürtünme ömrü üzerinde bir fayda sağlamasına rağmen esas olan yüksek gerilme şartları için bir fayda sağlamamaktadır. Kompozitin tribolojik davranışı mikroyapı bileşenlerinin boyutlarından birinci derecede etkilenmektedir.

SUMMARY

WEAR AND FRICTION BEHAVIOR OF METAL IMPREGNATED MICROPOROUS CARBON COMPOSITES

Over the past decade and a half there has been strong expansion in the area of research, development and manufacturing of composite materials. The main emphasis has been to achieve high strength-to-weight ratio. The metal-matrix ceramic composite market has indicated a combined automotive and aerospace growth rate of 28% per year. This indicates a growth in dollar value from \$37 million in 1988 to greater than \$436 million in 1999. Since this healthy growth rate would be accompanied by an expansion of applications the interest in metal matrix composites has intensified.

Composite materials are made of two or more dissimilar constituents, which are combined on macroscopic scale to form a new material, and bring out the best features of each constituent. Some properties which can thus be improved are: strength, strength to weight ratio, stiffness, fatigue life, wear resistance, corrosion resistance, elevated temperature mechanical properties, and electrical and thermal conductivity. For use in tribological applications, the metal-matrix composites must be able to support a load without undue distortion, deformation or fracture during service life, and to maintain controlled friction and wear over long periods without seizure under working conditions.

Composite materials consist of a bulk material known as the matrix phase, and a reinforcing phase, such as fibers, whiskers or particulates. The nomenclature of composites depends on the type of matrix material: plastic, metals or ceramics. If the bulk phase is made of metal the composite would be a Metal Matrix Composite. The reinforcing phase, usually harder than the matrix phase, are made of boron, silicon carbide, alumina, graphite, carbon and other refractory materials.

Aluminum, copper, titanium, magnesium and other alloy matrices have been reinforced with particulates, whiskers or continuous fibre of carbon, silicon carbide or alumina, boron, tungsten and various other ceramic. While solid state diffusion bonding techniques were commonly used earlier for fabrication the trend in composites processing in the eighties has been in casting techniques such as stir casting, compo casting and various form of infiltration techniques.

Solid state and liquid state processing are used to produce metal-matrix composites. Both powder metallurgy and diffusion bonding process are in the framework of solid state method. Since the processing temperatures are relatively

low for solid-state processing they are useful for reactive systems where exposure to high temperature can degrade the reinforcing phase. Liquid state methods include liquid metal infiltration (pressure, pressureless or vacuum), squeeze casting, compocasting, thixomat, centrifugal casting and stir casting. Liquid state processing are preferable from the standpoint of near net shape and fabrication cost, since conventional foundry techniques can be adopted. Several companies, such as, Toyota, Duralcan, Comalco are involved with large scale production of metal matrix composites.

In the liquid production process Pressure Infiltration Casting is a very attractive route to produce metal matrix composites. Since it does not rely on the matrix wetting the reinforcement, almost any reinforcement- matrix alloy combination is possible. It utilizes pressurized inert gas to force liquid metal into a preform or reinforcement material. Preform and melt temperatures, and the environment can be controlled to minimize or increase the reaction between reinforcement and matrix. Infiltration pressure range from 10 atm to 70 atm depending on the volume fraction of the sample. The technique allows for inexpensive development of composite prototypes and net shape component production. This process is unlike other metal matrix composite production techniques because the complete operation is conducted within the controlled environment of a pressure vessel. It is possible to cast high volume fraction and complex structure in thin walled low strength molds. Controlled pressurization (dynamic pressure control) makes it possible for high infiltration pressures to be used while maintaining a low differential pressure between the inside and outside of the mold. This reduces the mold sealing problem, lowers the required wall strength, minimizes the thermal mass of molds and lowers tooling cost. The economics of the process is strongly influenced by the viscosity of the molten matrix.

Two critical steps, the melt infiltration and its subsequent solidification, control the soundness and microstructure of pressure infiltration cast composites. It is therefore important to control the preform temperature, the melt temperature, the metal infiltration rate and the pressure, the solidification front initiation point, solidification rate, and the pressure exerted on the mold.

There are three basic modes of pressure infiltration casting, (1) bottom fill casting, (2) Top fill casting, and (3) top pour casting. All the modes of casting use dynamic pressure control and the choice of one mode over the other is governed by a particular type of component and alloy.

The basic process of infiltration is a complex physicochemical hydrodynamic phenomenon that involves consideration of wettability and interfacial phenomena, chemical reactions, fluid flow through porous media, convective and diffusive mass transport and nucleation and growth of phases in finite-width zone where the transport process such as diffusion and fluid flow are restricted by the dimensions of the pores and in the preform.

Superior mechanical properties of metal matrix composites have generated great interest, however, a potential application area of metal matrix composites in the

automotive and aircraft industry, as brake materials, has remained relatively unexplored. Selection of brake materials is based on their composition and design, the effect of temperature, rubbing speed and applied pressure on the friction and wear behavior. The wear and friction behavior are generally characterized by complex non steady state high temperature and high pressure process. Under actual operating conditions the contact surface can reach flash temperatures ranging from 1270 to 1370 K in 1 ms. The subsequent cooling also occurs very rapidly as other areas come in contact. An important requirement of brake material is constant friction in order to prevent brake pulling and unexpected wheel lock up in the vehicles. A goal is to minimize the difference between static and dynamic coefficients of friction for avoiding the squeals or vibrations from brakes and clutches

For automobiles, the brake materials are attached to the rotor or stator, and for aircrafts they are attached to both. The braking system dynamics depend on brakes, wheel, tire, struts and hydraulics. Brake material composition for aircraft and automotive application are almost similar, the only difference being their configuration to suit the operating conditions. Choices of friction materials determines the coefficient of friction and the brake design. For example the iron base matrix tends to have a lower coefficient compared to the copper based matrix. The thermal and strength properties are influenced by the chemistry, particle shape and particle size of the material. Generally it is desirable to design a friction pair such that the heat is conducted away from the interface quickly.

An aircraft brake is expected to operate over a wide range of energy input. These varying energies control the temperature at the friction interface. During low energy, that is low interface temperature, the wear is characterized by abrasive wear. When the brake energies are higher, the interface temperature is also higher, and adhesive type of wear takes place. Adhesive wear occurs when surface asperities bond together under localized high temperatures and pressures, and subsequently shear apart during sliding of the surfaces. This cycle repeats. The wear debris become trapped between the mating surfaces and further contribute to the wear.

Current brake lining materials are based mostly on the following constituents; organic materials, metallic materials, and carbon based materials

Organic Brake Linings

Currently used organic friction linings fall into following three subclasses, asbestos based materials, nonasbestos based materials (NAO), and semimetallic materials. Because of the environmental concerns, the asbestos based materials are not currently used. Semimet linings have unique friction and wear characteristic. However, compared to NAO linings they are limited in composition range. NAO brake linings are rapidly evolving due to the numerous combinations of fiber, binders and inorganic materials. Inorganic constituents are added to improve the structural strength, thermal expansion, heat absorption, friction coefficient, wear and other properties.

Sintered Metallic Brake Linings

These linings are extensively used in high performance car, high speed railways and aircrafts. Metallic friction materials are mainly a mixture of various metallic and non metallic powders processed at high temperatures, and sometimes under pressure. The metallic matrix phase can be an alloy of copper or iron and the nonmetallic phase consists of natural or synthetic graphite, and silicon. These materials are sintered at high temperatures and sometimes under pressure to form a metal matrix composite. The processing conditions greatly influence the wear life of the brake lining. Large commercial aircrafts get around 1000 landings on one brake stack before replacement. The aircraft brake industry is constantly trying to improve wear characteristics of metallic friction materials to achieve increased number of landings for a given brake system.

Carbon Carbon Brake Linings

Carbon friction materials show broad range of friction over wide operating conditions. They consist of highly dense carbon fibers embedded in a carbon matrix. The carbon fibers can be woven in the form of a textile fabric or any other desired configuration to obtain specific properties. Carbon-carbon composites have an advantage in brake application because they serve as a friction surface, heat sink, and structural member of the brake, in addition they are light in weight. The most common method of producing carbon carbon composites is chemical vapor infiltration (CVI) or chemical vapor deposition (CVD). These processes are carried out in reactors under high vacuum, high temperatures and with hydrocarbon gas flowing through the reactor. Second method is to mold the carbon fibers with a resin and form the carbon matrix by charring.

Metal-matrix composites, reinforced by non metallic fibers, whiskers and particulates, are being seriously examined for structural, thermal management, and wear applications. Copper matrix-carbon composites are specially suited for thermal management applications, because of their low coefficient of thermal expansion, high thermal conductivity, and low density. They are also attractive for wear applications, such as, sliding electrical contacts, bearings and bushings. Solid-state consolidation techniques, such as, sintering and hot pressing, and casting processes have been used to prepare these composites. However, the casting techniques, such as, stir casting, compocasting, and various forms of melt infiltration, are more attractive because of their net shape capability and low processing cost. Mostly, graphitic carbon, has been used for copper matrix-carbon composites in wear applications because its addition (graphite particle volume fraction > 0.2) reduces the coefficient of friction and increases the wear resistance, as compared with the matrix. Easy glide of the basal planes under ambient conditions is responsible for the lubricity and antiseizure characteristics of graphite. Glassy (amorphous) carbon, on the other hand, is much harder, about 8 Mohs. One would, therefore, expect a higher strength and wear resistance from a copper alloy composite containing glassy carbon. There is only one study on copper-amorphous carbon composite, where copper wires (30-50 mm in diameter) were introduced into an organic material, which after polymerization and

pyrolysis yielded a glassy carbon matrix. This composite showed low wear rates and friction coefficients, comparable to those typically observed in graphite and copper matrix-graphite composites. Graphite sliding against itself yields a low coefficient of friction, about 0.1, independent of the sliding distance, but the friction coefficient between two amorphous carbon surfaces increases from 0.1 to a steady-state value of about 0.8. One would therefore, intuitively, expect that metal-matrix composites containing amorphous carbon would show similar high friction coefficients. However, the observed behavior is contrary. The copper fiber-reinforced amorphous carbon yielded a low and constant coefficient of friction, about 0.16, independent of sliding distance. The role of graphitic versus amorphous carbon in the metal matrix-composites in determining their friction and wear behavior is not understood.

The purpose of this research was to develop copper matrix-carbon composites by melt infiltration into microporous carbon preforms, containing different volume fractions of amorphous and graphitic carbon, and study their wear and tribological behavior against cast iron and composite's own plates under ambient conditions for brake application. Microporous carbon preforms were selected instead of the conventionally used carbon particulates, because their melt infiltration was expected to result in a fine and uniform distribution of the two phases, metallic matrix and carbon. Such a fine distribution would be expected to yield improved mechanical properties and wear resistance. The Cu-6Si-0.9Cr alloy was selected as the matrix because of the high thermal conductivity and heat capacity of copper, improved wettability between the copper melt and carbon due to the addition of chromium, increased fluidity due to the addition of silicon, and the expected improvement in the wear resistance due to the presence of silicon and chromium carbide particulates.

The microporous carbon preforms were made from a mixture of furfuryl alcohol resin, diethylene and triethylene glycol, and p-toluene sulphonic acid. The mixture was polymerized to form a porous solid polymer which is heated up to 973 K to yield porous amorphous carbon preform. Graphite particulates (-440 mesh) were mixed into the above liquid mixture to yield varying proportions of amorphous versus graphitic carbon in the porous preforms. Mercury porosimetry was used to characterize the pore size distribution of the preform.

The Cu-6Si-0.9Cr (by weight percent) alloy ingots were prepared by induction melting the charge in an alumina crucible under a flowing UHP argon atmosphere. This alloy has a liquidus of 1129 K. The alloy was remelted in a pressure infiltration casting facility and was pushed upwards into cylindrical microporous preforms (0.6 cm diameter, 10 cm long) kept in an alumina tube by the help of 500 psi argon pressure. The pressure infiltration casting facility provided independent control of the melt and preform temperatures in order to achieve successful infiltration.

Wear and friction experiments were carried out in a pin on plate reciprocating wear tester under ambient conditions at room temperature. Composite pins (2.2 cm long and 0.6 cm in diameter) were tested against cast iron and composite plates (wear track length=4 cm). The load, ranging from 4 to 35 Kg was applied on the composite pin, rubbing against the reciprocating plate (linear speed 20 cm s⁻¹). The friction force

and pin displacements, measured by transducers, were recorded by the help of a Hewlett Packard data acquisition unit. Because of the reciprocating motion involved, the plate and the pin came to rest at the end of each cycle, and the rod impacting on the friction force transducer vibrated vigorously. Therefore, a triggering arrangement was used to stop the data acquisition near the end of the cycle, to prevent collecting these erratic data. The time for each run, 90 minutes, and all other variables were kept constant.

A careful control of mould and melt temperatures is crucial for successful infiltration of molten metal into the microporous preforms. The process of pressurization causes a cooling of the two graphite susceptors, the bottom one, heating the melt, and the top one, heating the mould (containing the preform

.The alloy has a liquidus temperature of about 1129 K. The melt temperature in the alumina crucible, below, and the preform temperature in the mould, above, were carefully controlled during pressurization of the microporous carbon preforms. A typical plot of pressure and temperature data recorded during bottom fill pressure infiltration casting of the carbon preform. Before the vessel was pressurized the melt and mold temperatures were 1480 K and 1320 K, respectively. The superheats for the melt and mold were 300 K, and 147 K respectively. At 1563 seconds the vessel was pressurized at the rate 0.1 MPa/sec for 41 seconds. Both the melt and mould temperatures dropped during the first seven seconds of pressurization as the argon gas contacted the melt, and the mould. For the next 10 seconds the mould temperature increased as the melt flowed through the mould, whereas the melt temperature continued to drop, but not below its melting point. During the next 24 seconds the melt temperature increased and the mould temperature decreased due to the convective effects of the argon gas.

The carbon struts and the interconnected continuous porosity can be clearly seen in from scanning electron micrographs. Addition of graphite particles has resulted in significant increase in the pore sizes, for otherwise identical processing conditions. The pore size distributions, obtained by mercury porosimetry, showed preform type I which has a median pore diameter (volume) of 1.68 μm , average pore diameter of 1.10 μm , fraction porosity .48, bulk density of .77 gcm^{-3} , skeletal density 1.48 gcm^{-3} . For the "Type 1" preform, the skeletal density measured by mercury porosimetry, 1.48 gcm^{-3} , is in close agreement with the density of amorphous carbon, 1.5 gcm^{-3} , indicating the continuity of pores (in the presence of isolated pores the skeletal density would appear to be less than the true density of the amorphous carbon). Addition of graphite has resulted in increased pore sizes.

Typical microstructures of the three infiltration cast composites show that the light regions are the copper alloy matrix and the gray regions are the amorphous carbon. Both, the uninfiltrated pores and graphite particles appear dark. Both constituents in the microstructure, the carbon and the metallic phase, are much finer in the "Type 1" as compared with the "Type 2" and "Type 3" composites. Increasing volume fraction of graphite particles also resulted in more uninfiltrated regions in the vicinity of the graphite particles. Agglomeration of the graphite particles was not

observed. However, amorphous carbon appears to nucleate on the preexisting graphite particles, and produce isolated pores in their vicinity which do not get infiltrated by the copper alloy melt.

The infiltration, occurs both from the bottom and the side of the preforms. The composite interior consists of finely distributed two phases, the bright looking copper alloy matrix and the dark looking carbon struts.

Wear and friction between two metals is believed to initiate by deformation and cutting of the softer asperities by the harder phase, resulting in an increased contact area. This is followed by adhesion between the two surfaces, plastic deformation and crack nucleation just below the contact surface, and the subsequent delamination. The increased adhesion and delamination "ploughing" causes an increase in the wear and friction, and also the thickness of the wear debris increases. Finally, an equilibrium is reached between the rate of debris formation (by adhesion and delamination) and the rate of debris removal, which results in a steady-state wear and a constant coefficient of friction. The processes of adhesion and delamination, respectively, result in high and low shear stresses, and, therefore, cause fluctuations in the coefficient of friction. Severity of the adhesion and delamination increases with increasing normal stress, resulting in higher coefficient of friction and also its larger fluctuation. The experimental observations for the softer copper alloy (168 VHN) pin wearing against harder cast iron (231 VHN) plate, such as, increasing coefficient of friction during the initial transient, severe fluctuations in the coefficient of friction and increase in the coefficient of friction with increasing normal stress on the pin are all in agreement with the above expected behavior.

In the presence of a third body, such as, graphite or amorphous carbon particles in the metal-matrix composites, the wear and friction process would become more complex. As pointed out by Rohatagi et.al., the nature of the wear debris and its interaction with the two mating surfaces would be determined by factors, such as, size, shape, distribution and volume fraction of the particles; the interfacial strength between the matrix and the particles; the strength, ductility and deformation behavior of the particles and the matrix; and the presence of defects (porosity). For the "Type 1" composite, which has finely distributed amorphous carbon in a copper alloy matrix, two processes would compete during the initial transient in the coefficient of friction versus sliding distance: (1) cutting and plastic deformation of the softer copper alloy matrix asperities by the harder cast iron, which would increase the coefficient of friction, and, (2) "bleed out" of the carbon particles on to the surface, which can create a carbon coating on the exposed metallic surfaces, decrease the likelihood of metallic adhesion, and, result in decreased coefficient of friction. The wear debris would consist of carbon and the metallic matrix phase. However, the friction induced hot surface temperature would tend to oxidize the matrix phase. The thickness of the debris layer, containing amorphous carbon and copper oxide slowly build up until a steady-state is reached. With smaller applied normal stress on the pin, it would take longer to reach the steady-state, as compared to the larger stresses (about 500 m at 8 MPa, versus only 20 m at 43 MPa). It appears that at low stress the carbon readily bleeds out on the surface before any significant cutting of the matrix. This causes an

initial decrease in the coefficient of friction. With increasing wear the metal-to metal contact surfaces area increases and hence the coefficient of friction begins to increase. Ultimately a steady-state condition is reached where the existing wear debris allows the pin surface to be continually covered by a thin coating of carbon, resulting in an abrasive wear and a constant coefficient of friction, about 0.16. At high stress, the process of plastic deformation and cutting of the matrix asperities overpowers the extent of the carbon film formation in the beginning and results in an initial increase in the coefficient of friction. With increasing amount of carbon in the wear debris, the extent of carbon film coverage on the tribo-surface increases and the coefficient of friction begins to decrease. Ultimately a steady-state is reached where the pin surface is continually covered by the thin carbon layer resulting in a constant coefficient of friction, about 0.21. Unlike, the alloy-matrix versus cast iron wear, where the friction coefficient increases with increasing applied stress, the steady-state value of the friction coefficient is independent of the applied stress for the "Type 1" composite pins. This is because the pin surface gets covered by the same carbon film for all the normal stresses examined in this study, only the variation in the film thickness across the specimen surface is more at the higher stresses. This variation is produced because higher normal stress leads to the formation of larger film thickness, and layers within these films tend to shear off from each other.

The integrity of the carbon film during sliding wear of the composite is expected to depend on several factors, such as, the size and extent of porosity, and, size of the metallic and carbon constituents. Porosities in the composite, when exposed to the wearing surface, would make the process of ploughing and delamination easier and tend to brake the carbon film. The integrity of the carbon film is easier to maintain in the presence of a very fine size and uniform distribution of carbon and metallic phases, because as the metallic constituent deforms and flows (exposing a fresh metallic surface which can cause adhesion) the carbon is right there to create the next thin carbon layer. This is not likely for a composite where the metallic constituents are large and the spacings between the carbon particles are large. Such a microstructure would, therefore, cause more adhesive wear, yielding higher coefficients of friction and their larger fluctuations, especially at the higher normal stresses where plastic deformation and fracture of the matrix phase is more likely. The "Type 2" and "Type 3" composites, therefore, despite the presence of significant amount of soft graphitic carbon, show higher coefficients of friction at large stress (47 MPa) as compared to "Type 1" because they have significant porosity (9 percent, about 57 mm average size) and their metallic constituents are much larger (83 mm and 50 mm versus 12 mm for the "Type 1" composite), causing adhesive wear. The adhesive wear is also reflected by the large fluctuations in their coefficient of friction and their high wear rates at the high loads. At low stress, 17 MPa, the "Type 2" and "Type 3" composites yield coefficient of friction values similar to the abrasive wear of "Type 1" composite, because of the presence of the thin carbon film on their tribo-surface. The transition from the abrasive to the adhesive wear, observed in the graphite containing "Type 2" and "Type 3" composites, was not seen in the "Type 1" composite, because the uniform and fine distribution of the two phase, copper alloy matrix and amorphous carbon, promoted the formation of the thin carbon film and did not allow adhesion to occur

As a result Cu-6Si-9Cr alloy have been succesfully infiltrated into the microporous carbon preforms containing varying quantity of graphite. Cr addition decreased the wetting angle between carbon preform and alloy in which caused formation of chromium carbide at the outer part of composite. Most of the chromium was simply concentrated in this reaction zone, only little quantity of it distributed in the inner part of composite. Since this formation decreased the surface energies in between two constituents, metal infiltration has been achieved. On the other hand inner part of composite showed homogeneous distribution of copper and silicon in the matrix. Occurrence of some precipitated particules indicates that Silicon tends to enhance formation of silicon carbide particules.

Load dependence of the wear and friction behavior of the composite pins under ambient conditions against cast iron plates and composite plates , using a pin on plate reciprocating wear tester showed that the wear resistance of the composite is significantly improved, as compared with the base alloy. Contrary to the normally expected behavior, the addition of graphite to the amorphous carbon does not reduce the friction coefficient, especially at high loads. The wear and friction behavior of the composites is very sensitive to the size and distribution of the microstructural constituents

BÖLÜM 1.GİRİŞ VE AMAÇ

Kompozit malzeme üretim teknolojilerinin geliştirilmesine yönelik araştırma-geliştirme (Ar-Ge) çalışmaları son on beş yıldır çok yoğun şekilde yürütülmektedir. Bu çalışmalarda amaç, endüstrinin ihtiyacı olan yüksek teknoloji malzemelerini mukavemet/yoğunluk oranını arttırarak ucuz ve ekonomik şekilde üretmektir. Günümüzde dünya kompozit pazarı, otomotiv sektörü ve uzay çalışmaları ile birlikte % 28 lik bir yıllık büyüme hızına sahiptir [1]. Bu ifade 1988 yılında 37 milyon dolar olan pazar payının 1999 yılında 436 milyon dolara ulaşacağı anlamına gelmektedir. Büyüme hızının sağlıklı şekilde korunabilmesi, söz konusu endüstrilerde uygulama alanlarının geliştirilmesi ve Ar-Ge çalışmalarının sürdürülmesine bağlıdır.

Son yıllarda endüstriyel olarak üretilmekte olan fiber, visker, partikül takviyeli ve metal matriksli kompozitlerin yapısal uygulamalar, ısı kontrol malzemeleri, makina ve metalurji endüstrisinde aşınma uygulamalarında kullanımı her geçen gün artmaktadır. Bu çalışmalardan özellikle bakır matriksli karbon kompozitlerin düşük ısı genleşme katsayısı, yüksek ısı iletkenlik ve düşük yoğunluğu nedeniyle [2] ısı kontrol malzemesi; aşınma uygulamalarında, mil yatağı ve elek olarak kullanımına yönelik çalışmalar endüstriyel boyuta dönmüş durumdadır. Aşınma uygulamalarında kullanılmak üzere geliştirilen Cu-C kompozitlerde, karbon daha çok grafit formunda kullanılmıştır. Çünkü literatüre göre yapı içersinde hacimce 0.2 den fazla grafit olması sürtünme katsayısını düşürmekte ve kompozitin aşınma direncini matrikse oranla yükseltmektedir [3]. Bu olay grafit bazal düzlemlerinin oda sıcaklığı ve normal atmosfer şartlarında birbirleri üzerinde kayabilme özelliğinden kaynaklanmaktadır. Diğer yandan amorf karbonun çok daha sert olması (8 Mohs) [4], bakır alaşımlı kompozit sisteminde daha iyi bir mukavemet ve yüksek aşınma direnci sağlanması açısından iyi bir seçim olacağı düşüncesini gündeme getirmiştir. Literatürde Bakır-Amorf karbon esaslı kompozitler konusunda yapılmış çok az sayıda çalışma vardır.

Bunlardan önemli olan bir tanesinde 30-50 μm kalınlığında bakır teller bir organik malzeme içerisine yerleştirilip polimerizasyon sonrası piroliz işlemiyle amorf karbon matriksli yapı oluşturulmuştur. Bu kompozitin verdiği sürtünme katsayısı ve aşınma direnci tipik grafit ve bakır matriksli grafit kompozitlerin aşınma ve sürtünme davranışları ile karşılaştırılabilecek ölçüde düşük çıkmıştır. Grafitin kendi üzerinde kayması; kayma mesafesine bakmaksızın 0.1 gibi bir sürtünme katsayısı verirken; iki amorf karbon yüzeyin birbiri üzerindeki hareketi sonucundaki sürtünme katsayısı 0.1 den kararlı durumda 0.8 değerine kadar artabilmektedir [5]. Bu nedenle; amorf karbon içeren metal matriksli kompozitlerin benzer şekilde yüksek bir sürtünme katsayısı vereceği düşünülmekteydi. Fakat elde edilen sonuçlar beklenenin tersi olmuştur. Bakır fiber tel takviyeli amorf karbon esaslı kompozitler triboloji testlerinde kayma mesafesine bağlı olmaksızın 0.16 civarında bir sürtünme katsayısı değeri vermiştir [4]. Metal matriksli seramik kompozit içersinde grafitik karbona karşı amorf karbon oranının sistemin aşınma ve sürtünme davranışı üzerindeki rolü tam olarak anlaşılamamıştır.

Bu çalışmanın amacı değişen hacim oranlarında amorf karbon ve grafit içeren mikro poroziteli karbon preformlar içersine (%100 amorf karbon, %80 amorf karbon+%20 grafit, %60 amorf karbon+%40 grafit) basınçlı metal infiltrasyon tekniği ile bakır alaşımı emdirilerek bakır karbon kompozitlerin üretilmesi, üretilen kompozitlerin kuru kayma şartlarındaki aşınma ve sürtünme davranışlarının normal şartlarda belirlenmesidir. Konvansiyonel üretimde kullanılan karbon partikülleri yerine [3], mikro poroz karbon preformların kullanılması sıvı metal infiltrasyonundan sonra oluşan mikro yapıda fazların ince ve homojen bir dağılım göstermesini sağlamak içindir [6,7]. Böyle bir yapının mekanik özellik ve aşınma direncinin yüksek olması beklenecektir.

Bu çalışmada matriks alaşımı olarak Cu-6Si-0.9Cr bileşimi tercih edilmiştir. Bakır yüksek ısı iletkenliği ve ısı kapasitesi nedeniyle seçilmiştir. Krom ilavesiyle bakır ergiyik ile karbon preform arasındaki ısıtmanın arttırılması ve infiltrasyon prosesini kolaylaştırmak amaçlanmıştır [8]. Alaşımdaki silisyum sıvı metalin akışkanlığını arttırması oluşması beklenen silisyum karbür taneciklerinin de kompozitin aşınma direnci üzerinde olumlu etki yapması göz önünde bulundurulmuştur..

BÖLÜM 2. TEORİK BİLGİLER

2.1 KOMPOZİT MALZEMELER

Kompozit malzemeler, iki veya daha fazla farklı özellikte malzemenin makro ölçüde bir araya getirilmesiyle üretilir. Bu tasarım kompozitin mikroyapı bileşenlerinden her birinin arzu edilen en iyi özelliklerini sisteme kazandıracak şekilde yapılmalıdır. Böylece malzemenin mekanik özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanır; örneğin mukavemet, mukavemet/yoğunluk, elektrik ve ısıl iletkenlik, direngenlik, yorulma ömrü, aşınma direnci, korozyon direnci, yüksek sıcaklık mekanik özellikleri kompozit malzeme sistemleri kullanılarak geliştirilebilecek özelliklerdir. Kompozit sistem matriks fazı ile fiber, visker veya partikül şeklinde olabilecek takviye fazı olmak üzere iki bileşenden ibarettir. Kompozitin karakteri matriks fazının polimer, metal veya seramik oluşuna göre isimlendirilir. Örneğin kompozit içersinde hacimce fazla olan faz metal ise yapı metal matriksli kompozit olarak isimlendirilir. Takviye fazı genel olarak matriks fazından daha serttir. Bor, Silisyum karbür, Alümina, Grafit, Karbon ve diğer refrakter malzemeler takviye fazına örnek olarak verilebilir [9].

Kompozit malzemenin mikroyapı bileşenleri, takviye fazının özellikleri (şekli ve boyutu) malzemedan servis şartlarında beklenen özellikler göz önünde tutularak belirlenir. Örneğin belirli bir yönde mukavemet ve direngenliğin gerektiği uygulamalar için takviye malzemesi olarak yönlendirilmiş sürekli fiberler kullanılmalıdır. Mukavemet veya anizotropinin önemli olmadığı bir sistem için ise nispeten daha ucuz olan partiküller takviye malzemesi olarak kullanılabilir. Aşınma direncinin yüksek olmasının arzulandığı durumlar için sert abrasif parçacıklar veya grafit gibi katı yağlayıcı partiküller metal matrikse ilave edilebilir. Aynı şekilde, dizayn edilebilecek diğer özelliklere örnek olarak karbon-magnezyum kompozitlerde ısıl yayınma

katsayısının kontrolü, fiber takviyeli intermetalik veya süper alaşımlarda yüksek sıcaklık mukavemeti sağlanması verilebilir.

2.2 KOMPOZİT ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Günümüzde alüminyum [9, 10], bakır [11], titanyum [12], magnezyum [13, 14] ve diğer bazı metallerle [15], sürekli karbon fiberler [16,17,18], silisyum karbür [19,20], alümina [13, 16, 8], bor [22], wolfram [15] ve değişik seramiklerin visker veya partikül şeklinde takviye malzemesi olarak kullanılmasıyla endüstriyel boyutta kompozit üretimi gerçekleştirilmektedir. Kompozit üretiminde daha önceleri üretim yöntemi olarak katı hal sinterleme teknikleri kullanılmaktaydı. Fakat bu metodlar seksenli yıllarla birlikte karıştırılmalı döküm[23], kompo döküm [24, 10] ve özel infiltrasyon teknikleri [20, 25, 26] olarak isimlendirilen sıvı fazdan üretime doğru bir eğilim göstermiştir.

Metal matriks kompozitlerin üretim teknolojileri katı hal prosesleri ve sıvı hal prosesleri olmak üzere iki kısımda incelenebilir. Toz metalurjisi ve difüzyon bağlaması (sinterleme) katı hal proseslerinin temelini oluşturur. Katı hal proseslerinde reaksiyonlar nispeten daha düşük sıcaklıkta gerçekleşir. Bunun için yüksek sıcaklık nedeniyle takviye fazının zarar görmesi söz konusu değildir. Sıvı hal prosesleri ise metal infiltrasyonu (basınçlı, basınçsız veya vakum ortamında), sıkıştırma döküm, thixo döküm, santrifüj döküm ve karıştırılmalı dökümden ibarettir. Sıvı hal prosesleri konvensiyonel döküm tekniklerine adapte edilebildiğinden üretim maliyeti ve net şekil malzeme üretimi açısından tercih edilir durumdadır. Günümüzde Toyota, Duralcan, Comalco gibi şirketler endüstriyel çapta metal matriks kompozit üretimini bu şekilde yapmaktadırlar [27]

Sıvı halden şekillendirme proseslerinden biri olan basınçlı infiltrasyon tekniği diğer tekniklere oranla önemli avantajlara sahiptir.

2.2.1 Basınçlı İnfiltrasyon Yöntemi

Bu yöntem hemen her türlü takviye malzemesi (fiber vs.) ve matriks alaşımı kombinasyonunun mümkün olması nedeniyle sıvı hal prosesleri içerisinde kompozit üretimi açısından en uygun ve çekici olanıdır [28]. Sistem sıvı metalin inert gaz basıncı (argon) kullanılarak bir preform veya takviye malzemesine emdirilmesi prensibine dayanır. Matriks ve takviye malzemesi arasında oluşabilecek reaksiyonların kontrolü preform sıcaklığı, sıvı metal sıcaklığı, proses ortamının dikkatli kontrolü ile ayarlanabilir. İnfiltrasyon basıncı malzeme içersindeki bileşenlerin hacim oranına bağlı olarak 10 ile 70 atm arasında değişir [29]. Teknik, özellikle kompozit proto tiplerinin ucuz şekilde geliştirilmesi ve net şekil malzeme üretimine olanak sağlaması açısından son derece kullanışlıdır. Sistem bütün operasyonun kontrollü atmosferdeki bir basınç tankında gerçekleşmesi açısından diğer metal matriks kompozit üretim proseslerinden farklılık gösterir. Yüksek hacim oranlarının ve kompleks şekilli parçaların ince cidarlı ve düşük mukavemetli kalıplar kullanılarak üretilmesi söz konusudur. Dinamik basınç kontrolü (Kontrollü basınç uygulama) kalıbın içi ve dışında basınç farklılığı sağlaması nedeniyle yüksek infiltrasyon basınçlarının kullanılmasına olanak sağlar. Prosesin ekonomikliği matriksi oluşturacak sıvı metalin viskozitesinden birinci derecede etkilenir. Çünkü metalin viskozitesi basınç uygulanması esnasında değişik sürtünme kuvvetlerinin doğmasına neden olacaktır [30]. Ergimiş sıvı metal su kadar akışkan olabilmektedir. Akışkanlığın azalması ise belirli bir dolma süresi için uygulanması gereken basıncın artması anlamına gelecektir.

Basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilen kompozitlerde metal infiltrasyonunun tekniği ve nihai katılma aşaması kompozitin mikro yapısı ve kalitesi üzerindeki iki önemli kriterdir. Bu nedenle infiltrasyon sürecinde preform ve ergimiş metal sıcaklığının kontrolü, infiltrasyon hızı ve basıncı, katılma yüzü başlangıç noktası, katılma hızı, kalıba uygulanan basınç miktarı kontrol altında tutulabilmesi gerekmektedir.

Basınçlı infiltrasyon yöntemi üç farklı şekilde incelenebilir. Bunlar i) Alttan doldurma (bottom fill casting), ii) Üstten doldurma (top fill casting), iii) Üstten dökme (top pour) yöntemleridir.

2.2.1.1. Alttan Doldurma

Şekil 2.1.a dan görülebileceği gibi, preform alümina esaslı kalıp içerisine yerleştirilir ve üst indüksiyon bobini tarafından ısıtılacak konumda, ergimemiş alaşımın bulunduğu alt potanın üzerine gelecek şekilde asılı durumda tutulur. Kalıp basınç uygulama sürecinde kapalı tutulan bir boşaltma terminaline bağlı konumdadır. Preformun üstüne metalin boşaltma terminaline ulaşmadan soğumasını sağlamak amacıyla çil etkisi yaratacak metal bir çubuk yerleştirilmiştir. Basınç haznesi ve kalıp vakuma alındıktan sonra, alaşım ve preformun bulunduğu kalıp birbirlerinden bağımsız olacak şekilde ısıtılır. Alaşımın ergitilmesi vakum veya inert gaz ortamında gerçekleştirilir. Preformu taşıyan kalıp dikkatli bir şekilde ergimiş metalin içerisine daldırılır. Bu durumda ergimiş metal preformun bulunduğu kalıptaki vakumu izole eder. Bu aşamadan sonra vakum vanaları kapatılarak hazneye basınç uygulamasına başlanır. Ergimiş metal yüzeyine etkiyen basınç alt potada tutulur ve oluşan basınç farklığı sıvı metalin preformun bulunduğu kalıba doğru ilerlemesini aktive eder. Haznedeki basınç infiltrasyon prosesinin bitmesi ve infiltre edilen metalin sistemde katılaşmasına kadar muhafaza edilir.

Bu şekilde gerçekleştirilen infiltrasyon 10 ile 60 saniye arasında tamamlanır. İnfilte edilen metalin katılaşma hızı; kalıp boyutları, katılaşma şekli, preform ve ergimiş metal sıcaklığına bağlıdır. Kalıbın içi ve dışı arasındaki düşük basınç gradyanı kalıbın vakuma alınması esnasında doğabilecek problemleri ortadan kaldırmakta, kalıp cidar kalınlıkları azalmakta buda maliyeti azaltıcı bir etki yapmaktadır.

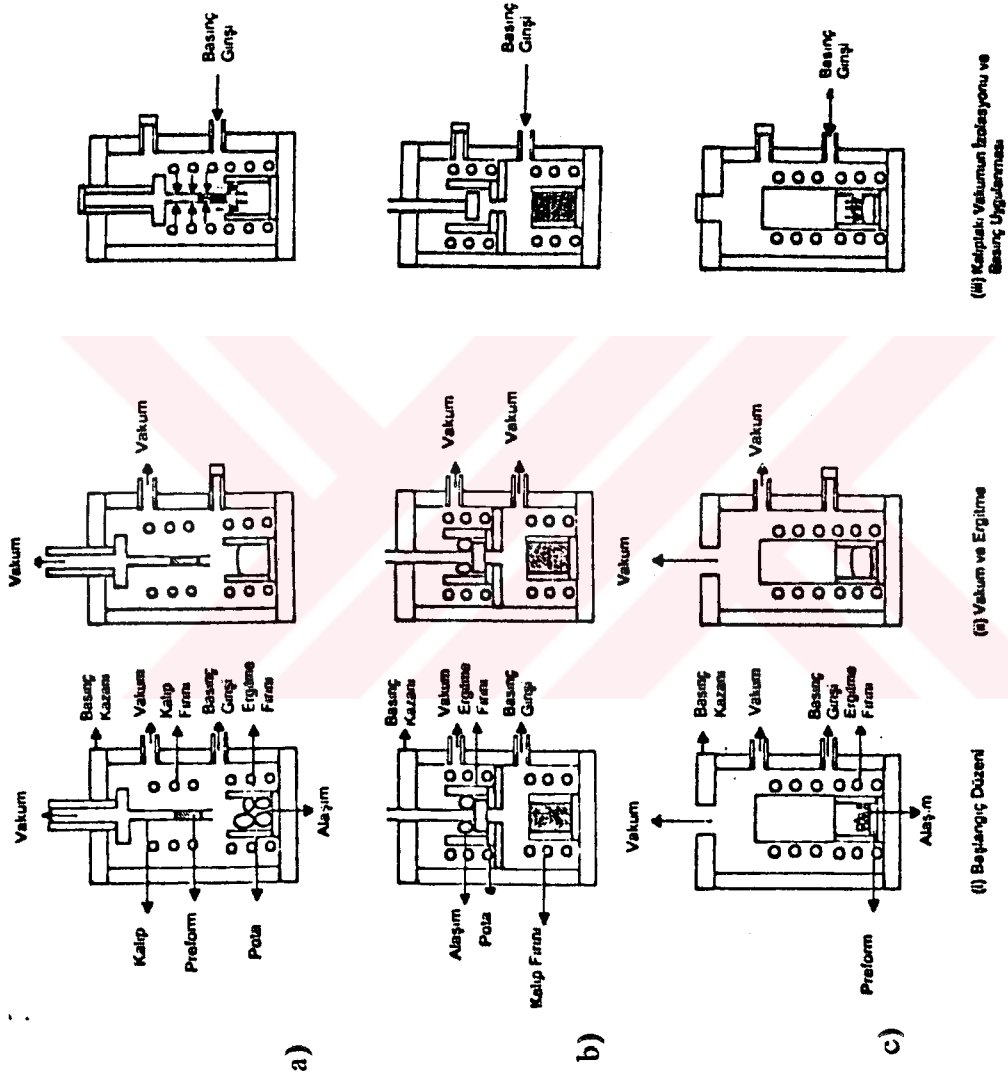
2.2.1.2 Üstten Doldurma Yöntemi

Şekil 2.1.b de görüleceği gibi bu sistemde preformun bulunduğu kalıp ve metal aynı bobin tarafından ısıtılacak şekilde yerleştirilir. Her ikisi de aynı sıcaklığa kadar ısıtılır. Sıvı metal doğrudan kalıp üzerine yerleştirilebileceği gibi, infiltrasyondan önce metalin kalıba girmesini önlemek için araya bir filtre de yerleştirilebilir. Kalıp ve metal vakum altında beraber ısıtılır. Alaşım ergidiğinde preform içersindeki vakumu izole eder bu aşamadan sonra sistemdeki vakum vanaları kapatılarak infiltrasyon süreci başlatılır. Basınç uygulanması esnasında sıvı metalin sıcaklığı alaşımın ergime

sıcaklığının altına düşmemelidir. Sıvı metal yüzeyine etkiyen basınç metali preformun içine doğru hareket etmeye zorlayacaktır. Katılma tamamlanıncaya kadar basınç sistemde muhafaza edilmelidir. Bu teknik matriks metali ve preform arasında doğabilecek reaksiyonların ihmal edilebileceği sistemler için uygundur. Bu sistem ergime sıcaklıkları 1373 K (1100°C) e kadar olan alaşımlar için uygulanır ve yüksek hacim oranlı, yüksek yoğunluklu kompozitlerin üretilmesini sağlar. Üstten doldurma yöntemi büyük boyutlu kompozit parçaların üretimi için kolay ve ucuz bir yöntemdir.

2.2.1.3 Üstten Dökme Yöntemi

Bu yöntem üstten ve alttan doldurma yönteminin bir kombinasyonudur. Şekil 2.1.c den görülebileceği gibi pota içerisine yerleştirilen alaşım doğrudan preformu taşıyan kalıbın üzerine gelecek şekilde yerleştirilir. Kalıp ve metal birbirinden bağımsız olarak ısıtılabilir. Metalin bulunduğu potanın merkezinde seramik esaslı bir parça ile tıkanmış bir delik vardır. Kalıp ve metal vakum altında ısıtılır ve ergime tamamlandığında vakum vanaları kapatılır ve seramik parça delikten kaldırılarak sıvı meta'nın preformun üzerine dökülmesi sağlanır. Metal bu anda preform içerisindeki vakumu izole eder ve sisteme basınç uygulanarak infiltrasyon sağlanır. Katılmanın bitişiyle birlikte sistemdeki basınç serbest bırakılır. Bu teknik ergime sıcaklığı 1873 K (1600°C) üzerinde olan sistemler için uygundur. İnfiltrasyon esnasında bir çevrimde bir kaç preformun infiltrasyonu sağlamak için fazla miktarda şarj malzemesi ile çalışılabilir.



Şekil 2.1 Basınçlı İnfiltrasyon Yönteminin Değişik Şekilleri

a) Altan Doldurma b) Üstten Doldurma c) Üstten Dökme

İnfiltrasyon prosesinde incelenmesi gereken fizikokimyasal ve hidrodinamik faktörler şu şekilde sıralanabilir; i) Matriks ve takviye malzemesinin birbirlerini ıslatma özellikleri; ii) Matriks-takviye malzemesi ara yüzeyindeki difüzyon ve kimyasal reaksiyonlar; iii) Poroz ortamda akışkan hareketi; iv) Konvektif ve difüzyif kütle taşınımı; v) Difüzyon ve viskoz akışın preformdaki porların boyutları ile sınırlandırıldığı bölgelerde fazların çekirdeklenme ve büyümesi

Bu nedenle infiltrasyon prosesinin teorik ilkelerini genel olarak aşağıdaki şekilde tartışılabiliriz.

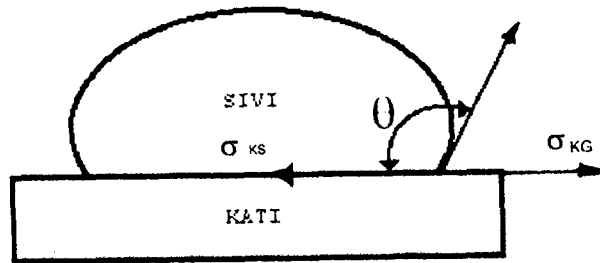
2.2.2. İnfiltrasyon Prosesinin Teorik İlkeleri

2.2.2.1. Islatma ve Kompozit Sentezindeki Rolü

Islatma kabiliyeti genel olarak birbiri üzerinde arayüzey oluşturan fazlar arasındaki temas açısı olarak tanımlanabilir. Bu ifade Young Dubre eşitliği ile [31]

$$\sigma_{SK} = \sigma_{KG} - \sigma_{SG} \cos \theta \quad (2.1)$$

şeklinde ifade edilir (Şekil 2.2). Burada θ ıslatma açısı, $(\sigma_K, \sigma_S, \sigma_G)$ yüzey enerjileri, indisler (K, katı; G, gaz; S, sıvı) şeklinde ifade edilmektedir. $\theta < 90^\circ$ durumunda sistemdeki fazlar birbirlerini ıslatmaktadır. $\theta \geq 90^\circ$ ise sistemde ıslatma gerçekleşmemektedir.



Şekil 2.2. Katı - Sıvı Arasındaki Temas Açısının Şematik Gösterimi [31]

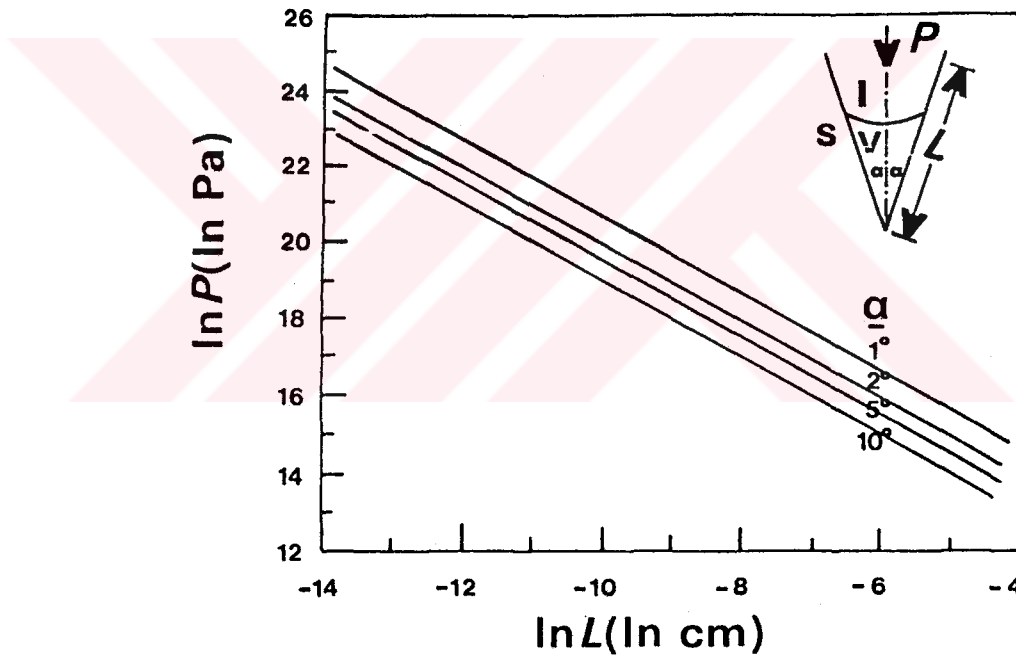
Kompozit üretiminde amaç iki veya daha fazla farklı özellikte malzemenin kombinasyonu olduğundan, bileşenler arasında ara yüzey oluşumu son derece önemlidir [32, 33]. Dizaynda kullanılan her iki malzemede birbirlerine fiziksel ve kimyasal olarak uyumlu ise arayüzey oluşumu kendiliğinden gerçekleşen bir olaydır. Döküm kompozitlerde takviye fazı ilk olarak sıvı metal ile nihai olarak katılaşmış metal ile çok sıkı bir temas halinde olmalıdır. Sıvı faz ile ilk temas katı-gaz ara yüzeyinin eşdeğer bir katı- sıvı ara yüzeyi ile yer değişimi ile ifade edilebilir. Bu ara yüzey değişim prosesinin enerji dengesi katılar için öncelikle sistemin ıslatma kabiliyeti ile yönlendirilir, ara yüzey değişimi prosesin gerçekleşme yoluna bağlıdır [34]. Nihai katılaşma esnasında sıvı partikül ara yüzeyi, katı partikül ara yüzeyi yer değiştirir. Fazların ara yüzey bağlanması iki ara yüzey arasındaki kristalografik düzlemlerin birbirine uyumu ile karakterize edilir [35].

Pek çok seramik sisteminin sıvı metali ıslatma özelliği düşük olduğundan, poroziteli preformların sıvı metal ile infiltrasyonu esnasında belli bir kritik basıncın üzerine çıkılması gerekmektedir [36, 37, 38, 39]. Young Laplace denklemi kapiler ortamlarda gerçekleşen olaylar konusunda yardımcı olmaktadır [36]

$$P_k = 2\sigma_{SG} \cos\theta/r \quad (2.2)$$

Burada P_k , kapiler ortama sıvı metal infiltrasyonunun gerçekleşebilmesi için gerekli kritik basınç σ ve θ ise yüzey gerilimi ve ıslatma açısını temsil etmektedir. Sıvı metal infiltrasyonu esnasında ıslatmanın önemi, değişik geometride poroziteler içeren seramik preformların tersinir infiltrasyonu için gerekli termodinamik değerlendirmelerin bir optimum basınç hesaplamak için kullanılabilmesi suretiyle belirlenebilir. Bu hesaplamalar (Şekil 2.3) sıvı metalin ıslatma olmayan bir preform içerisinde herhangi bir pora infiltre edilebilmesinin çok yüksek basınç değerlerine ulaşılmasıyla mümkün olduğunu göstermektedir. Sıvı metal infiltrasyonu ve preform içerisinde yayılması; sıvı dinamik etkisi, gravitasyonel alanda sıvı hareketinde doğan viskos kesme, infiltrasyon yönündeki oksit tabakasının kırılması ve kimyasal reaksiyon gerçekleşme olasılığı, viskoz akma ile birlikte gerçekleşen katı sıvı ara yüzeyinin değişimi gibi olaylardan kaynaklanan geri dönüşümsüz enerji değişimleri nedeniyle çok kompleks bir yapıya sahiptir.

İnfiltrasyon esnasındaki ıslatma etkisi, literatürde belirtilen klasik verilerden çok daha farklıdır. Dolayısıyla ıslatma kabiliyetinin dinamik uygulaması, penetrasyon uzunluğunun uygulanan basınca karşı değişiminden oluşan grafiklerden hareketle hesaplanmasına dayandırılır [40]. Genel metod uzunluğa karşı gelen basınç değerini sıfır infiltrasyon boyuna gelecek şekilde ekstrapole etmek ve kritik basıncı belirlemektir. Bu şekilde ıslatma kabiliyetide belirlenmiş olur. Kritik basınç infiltrasyon kinetiğinden belirlendiğinden sadece sistemin kapiler (ıslatma) karakterini değil aynı zamanda yukarıda bahsedilen pek çok dönüşümsüz sürecin ortak etkisini de temsil eder.



Şekil 2.3 İnce Boyutlu Porozite İçeren Bir Yapının Islatma Özelliği Olmayan Bir Sıvı İle İnfiltrasyonda Por Boyutunun Uygulanacak Basınç Üzerindeki Etkisinin Teorik İfadesi [40]

2.2.2.2 Kimyasal Reaksiyonlar ve Islatabilirlik

Genelde metal ve seramikler arasındaki reaksiyonlar adsorbsiyon, çözülme ve redoks tipi kimyasal reaksiyonlardır. Kimyasal reaksiyonlar sıvı hal proseslerinde sıcaklık, zaman, gaz atmosferi, iki fazın kimyasal bileşimleri gibi üretim parametrelerine bağlı olarak gerçekleşir. Bu ara yüzey reaksiyonları katı-sıvı ara

yüzey enerjisinde bir azalma meydana getirerek, ıslatma kabiliyetini artırır ve ara yüzey bağlanması gerçekleşir. Bu olay fiziksel veya kimyasal bağlanma, kalıntı gerilme veya ara yüzey dislokasyonu şeklinde gerçekleşebilir. Takviye malzemesinin yüzey morfolojisinin bozulması miktarı takviye ve metal arasındaki etkileşimin derecesine de bağlıdır.

Değişik metal seramik sistemlerinde gerçekleşen kimyasal reaksiyonların karakterizasyonunda; elektron difraksiyonu, X ışınları analizi, EELS (Electron Energy Loss Spectrometer), SEM, TEM, Scanning Auger Mikro Prob, SIMS (Secondary Ion Mass Spectrometer), DSC (Differential Scanning Calorimeter), DTA (Differential Thermal Analysis), likidüs sıcaklık ölçümleri gibi metodlar kullanılabilir [41, 42,43, 44, 45]. Reaksiyon mekanizmaları ile genel gözlemler: Reaksiyon ürünlerinin ilk olarak takviye malzemesinin yüzeyinde tercihli olarak birikip yeni kristalleri oluşturması; bunu izleyen aşamada takviye malzemesinin doğrudan temas halinde olduğu katı içersinde çözülmesi ve eriyikçe zengin bir tabakanın oluşması; nihai olarakta eğer reaksiyon ürünleri fiziksel veya kimyasal olarak kararlı değilse takviye malzemesinden meydana gelen reaksiyon ürünleri sıvı metalden ayrılmasından ibarettir. Likidüs sıcaklığı üzerinde reaksiyon hızı yüksek olup koruma tabakası içermeyen takviye malzemesi kullanıldığında kompozit sentezi zorlaşmaktadır. Verilen bir sıcaklık için sistemin kontrolü sıvı metal kimyasının doğru seçimi veya takviye malzemesi yüzeyinde koruyucu kaplama kullanmak suretiyle ayarlanabilir.

İnfiltrasyonu başlatmak için gereken minimum zaman artan proses sıcaklığı ile azalır. Sabit bir diferansiyel basınç ΔP şartlarında, çekirdeklenme süresi t_0 ampirik olarak aktivasyon enerjisi Q ile ilişkilidir. Arrhenius tipi ilişkinin kullanılmasıyla [46]

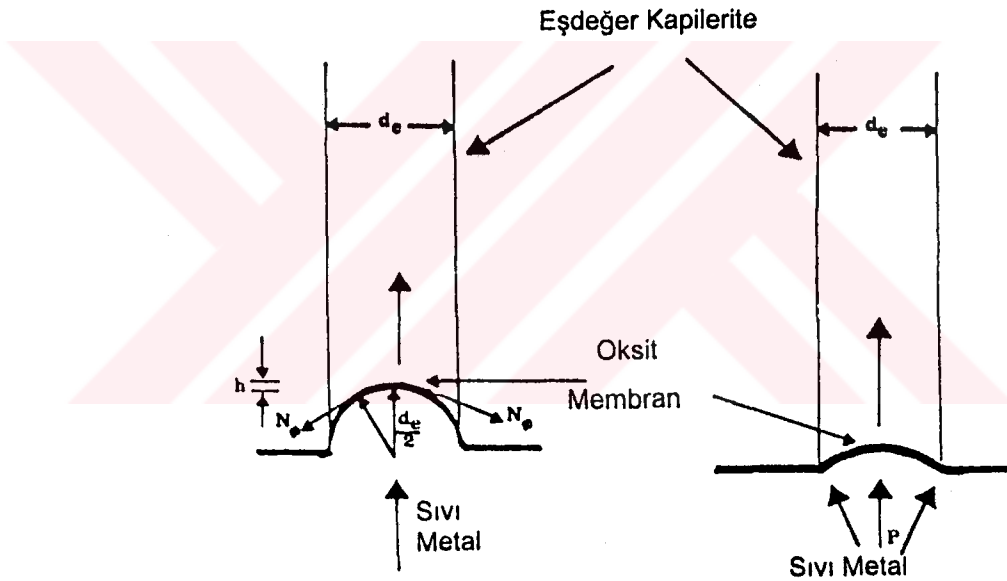
$$\frac{1}{t_0} = Ae^{-Q/RT} \quad (2.3)$$

şeklinde yazılabilir. Burada A katsayı, R gaz sabiti, T ise sıcaklıktır. Genelde çekirdeklenme süresinin basınca bağımlılığı; artan basınçtan kaynaklanan istenmeyen oksijen yan reaksiyonlarının gerçekleşmesi, preform iç yüzeyinde bir oksit tabakasının oluşması ve bir kritik basınç değerinden sonra bu tabakanın parçalanması olaylarından etkilenebilir (Şekil 2.4). Eğer preform yeterince boşaltılmamışsa, İnfiltrasyon yüzünde oksijen bulunması sadece infiltrasyonun ilk aşamasında değil, preform içersinde

katılaşmanın ilerlemesi esnasında da oksit tabakası oluşumuna neden olabilir. İnfiltrasyon esnasında oksijenin sistemden çıkartılabilmesi için yeterli zaman bulunamamış ise sistemde bulunan fiber yüzeylerinde tek tabakalı bir oksit filmi oluşacaktır. B atomu için m^2 cinsinden yüzey yoğunluğunda maximum oksijen hacmi için $(V_f)_{max}$ şu şekilde ifade edilebilir [46].

$$(V_f)_{max}=[1+(2B/rb)]^{-1} \quad (2.4)$$

burada $b(m^3)$ havadaki oksijen atomu konsantrasyon r ise fiber çapıdır. Oksit tabakası fiber hacim oranının %50 den fazla olduğu durumda yüzeyde oluşamaz.



Şekil 2.4 İdeal Ortamda Sıvı Yüzeyi İçersinde Oksit Film Oluşumunun Şematik Gösterimi [46]

2.2.2.3 İnfiltrasyon Kinetiği

Poroz seramik preformlar içersine sıvı metal infiltrasyonun kinetiğinin belirlenmesi, preform içersindeki porların düzensiz yapısı, poroz ağısı yapının birbirine olan bağlantısının düzensizliği gibi etkenler nedeniyle kompleks bir durum oluşturmaktadır. Sistemde segregasyon oluşumu, reaksiyon ürünlerinin preform üzerinde tercihli bölgelerde toplanmaları, preformun geçirgenliğinde meydana gelebilecek değişiklikler, reaksiyon ürünlerinden kaynaklanan sürtünme etkisi

infiltrasyon kinetiğini etkileyen faktörlerdir. Proses parametrelerinin deneysel manipulasyonu ile mikroyapı ve özelliklerinin kontrolü doğrultusunda bazı çalışmalar yapılmışsa da, bütün bu değişkenlerin göz önüne alındığı kapsamlı bir çalışma henüz gerçekleştirilmemiştir. İnfiltrasyon prosesi konusunda faz dönüşümleri, kimyasal dönüşümler gibi pek çok konularda bilgi noksanlığı vardır. Bunun yanında poroz ortamda viskoz akış, kapiler teori, poroz katıların yapısı gibi konularda da pek çok çalışma gerçekleştirilmiştir [49, 50]. Poroz yapıların sıvı metal infiltrasyonu, poroz katıların kılcal davranışı modeli ile incelenmiştir. Burada her biri r yarıçapında birbirlerine bağlantılı olmayan paralel poroziteler düz doğrultuda dizilmiş durumdadırlar. Sisteme giren sıvının hareketinin denklemi akışkana etkiyen kuvvetler cinsinden Şekil (2.5) e göre [49,50].

$$F_{net} = F_P - F_{\sigma} - F_{\mu} - F_g - F_e \quad (2.5)$$

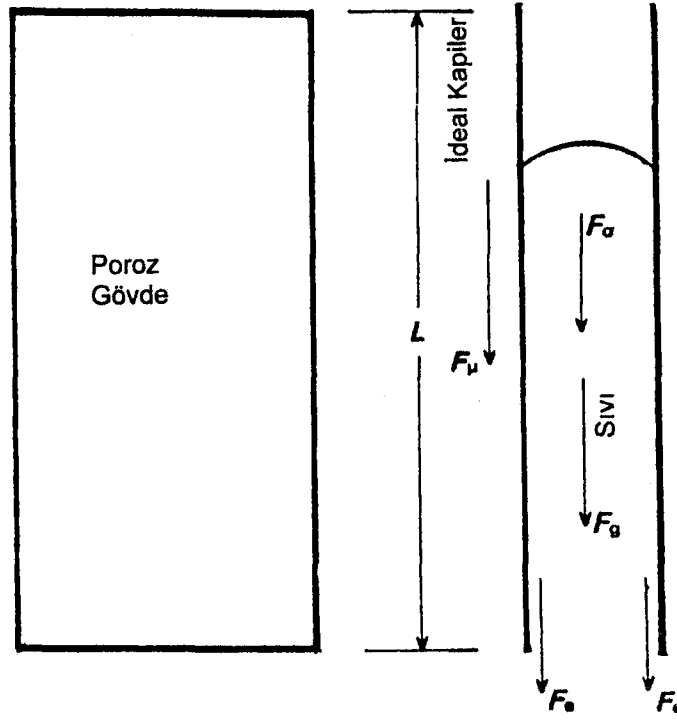
bağıntısıyla ifade edilebilir. Burada F_{net} , F_P , F_{σ} , F_{μ} , F_g , F_e bileşke kuvvet, uygulanan basınç, yüzey gerilimi, viskos akma, gravite nedeniyle oluşan kuvvetleri temsil etmektedir. Bu kuvvetlerin matematiksel ifadesi ile bir denge kurulduğunda [49,50]

$$2\pi r \sigma_{LV} \cos \theta - \pi r^2 \rho g L - 8\pi \mu L \left(\frac{dl}{dt} \right) - \frac{\pi r^2 \rho}{4} \left(\frac{dl}{dt} \right)^2 + F_a = \frac{d}{dt} \left[\pi r^2 \rho L \frac{dL}{dt} \right]$$

veya

$$L \left(\frac{d^2 L}{dt^2} \right) + \frac{5}{4} \left(\frac{dl}{dt} \right)^2 + \alpha L \left(\frac{dl}{dt} \right) + gL = \left(\frac{P_a}{\rho} + b \right) \quad (2.7)$$

$$\alpha = \frac{8\mu}{\rho r^2} \quad - \quad b = \frac{2\sigma \cos \theta}{\rho r} \quad P_a = \frac{F_a}{\pi r^2}$$



Şekil 2.5 İdeal Kapiler bir Ortamda İnfiltrasyon Yönüne Etkiyen Kuvvetlerin Şematik İfadesi [49]

Statik denge altında yukardaki denklemde hız ve ivme terimlerinin sıfır olduğu kabul edilerek, sıvı kolonunun yüksekliği $P_a/\rho g + b/g$ formülüyle ifade edilebilir. Bu şartlar altında denklem $t=0$ iken $L=dL/dt=0$ sınır şartı ile nümerik olarak çözülebilir.

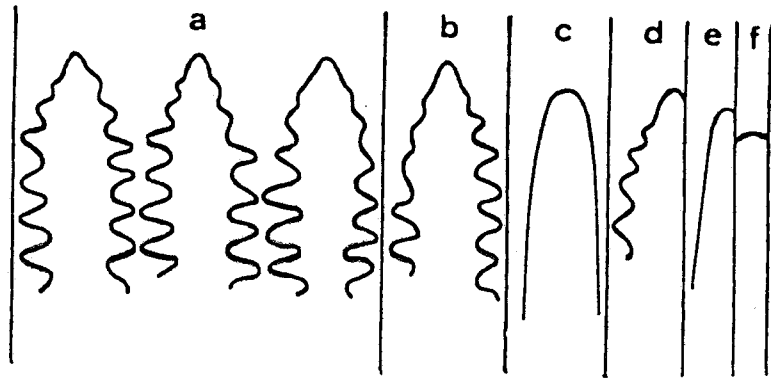
Düşük viskoz kesme kuvvetleri ve infiltrasyon mesafeleri için çözüm verecek formül şu şekilde yazılabilir [49, 53].

$$L^2 = \frac{r^2 \rho}{4\pi} \left(\frac{2\sigma_{lv} \cos \theta}{\rho r} - gL + \frac{P_a}{\rho} \right) t \quad (2.8)$$

Bu sayede infiltrasyon hızı güvenli şekilde belirlenebilir ve efektif por çapı r tanımlanabilir [53]. Pek çok sistem için sıvı metal infiltrasyonu bu denklem gereğince gerçekleşir. Katılaştıran bir sistemde, viskoz akış esnasında hareket eden faz sınırlarının bulunması taşınım olaylarının analizini büyük ölçüde zorlaştırır. Belli sabit basınç altında infiltre edilen sürekli fiber içeren kompozit sistemleri için viskoz akma ve ısı transferi prosesleri için genelleştirilmiş bir formülasyon gerçekleştirilmiştir.

2.2.2.4 İnfiltrasyon Mikroyapısı:

Fiber ve partikül takviyeli kompozitlerde mikroyapı oluşumu sadece sıcaklık gradyanı, katılma hızı ve alaşım bileşimine değil aynı zamanda parçanın geometrik özelliklerine de bağlıdır. Genelde katılma esnasında mikroyapının oluşumu ısı ve kütle iletimi ile kontrol edilir. Eğer fiber ve preform arasındaki boşluğun büyüklüğü bu bölgelerin boyutları ile karşılaştırılabilecek derecede ise (ısı ve difüzyon alanları α/V ve D/V şeklindedir. α , D ve V ısı difüzyonu, kütle difüzyonu, büyüme hızını temsil etmekte) fiberler bu bölgeleri etkilemeye başlayacaktır. Ayrıca fiber sıvı metal ara yüzeyinde temas bölgesi büyüme yönünü zorlayacaktır. Yönlenmiş katılma Hele Shaw tipi hücre kullanılarak incelenmiş bu sayede sonlu kalınlıkta bir bölgede katılan sıvı metalin morfoloji değişimi de incelenebilmiştir [54, 55]. Sonuçlar kanal kalınlığı d ile kararlı dentrit kolları arası mesafe λ nm preform içersindeki dar kanallarda katılma en etkin iki parametre olduğunu göstermiştir (Şekil 2.6); $d/\lambda \gg 1$ ise yapı dentritik $d/\lambda > 1$ ise yapı hücrel $d/\lambda < 1$ ise yapı düzlemsel olmaya eğilimlidir.



Şekil 2.6 Yönlenmiş Katılma Esnasında Kanal Genişliğinin Morfoloji Üzerindeki Etkisi [54] a) Dentritik, b) Yarı dentritik, c) Hücrel, d) Yarı Hücrel e) Düzlemsel, f) Kolonsal

Hücresel ve dentritik yapı fiberler arası mesafenin kontrolü ile dentritik, yarı dentritik, hücresel, yarı hücresel veya düzlemsel olacak şekilde kontrol edilebilir.

İnfiltrasyon yöntemi ile üretilen kompozitin tane boyutu sıvı metal konveksiyonu ve fiberlerin çekirdeklenme potansiyelinden etkilenir. İlk oluşan katının fiberlerle bir ıslatma oluşturmaması, fiberle sıvı fazdan ilk oluşan katı arasında bir segregasyon oluşumuna neden olur. Fiber matriks ara yüzeyinde reaksiyon ürünü bileşikler bulunabilir [56]. Takviyeli alaşımlarda tane küçülmesi, yüksek segregasyon sıvı metalin likidüs sıcaklığının altında bir sıcaklıkta bulunan preform içersine infiltrasyonu neden olabilir. Bu çeşit bir döküm prosesi infiltrasyon yönünde ince tanelerin oluşmasına neden olur. Bununla birlikte fiber sıcaklığının sıvı metalin likidüs sıcaklığı üzerinde bulunduğu durumda ise sadece iri kolonsal kristaller oluşur. Sıvı metal içersinde bir fazın çekirdeklenme ve büyümesi sıvı içersindeki konveksiyon, kırılan dentrit ve çekirdeklerin konvektif taşınımından da etkilenir [57]

2.3 METAL MATRİKS KOMPOZİT MALZEMELERDE AŞINMA VE SÜRTÜNME DAVRANIŞININ TEORİK İNCELEMESİ

2.3.1 Sürtünme

Temas halindeki iki katı yüzey arasındaki sürtünme, gerçek temas noktalarındaki yüzey pürüzlerinin birbirleriyle etkileşiminden kaynaklanır. Bu etkileşimi oluşturan temel prosesler öncelikle temas noktalarındaki adhezyon ve uygulanan yük nedeniyle yüzey pürüzlerinde oluşan elastik veya plastik deformasyondur. Sürtünmeyi yenmek için gerekli olan kuvvet; yüzey pürüzleri arasında gerçekleşen adhezyon bağıını koparmak için gerekli kuvvet F_a ile yüzey pürüzlerini elastik veya plastik deforme etmek için gerekli olan F_d kuvvetinden ibarettir. Gerçek temas bölgelerine etkiyen normal yükün N olduğu kabul edilirse sürtünme katsayısı (μ) şu şekilde tanımlanabilir [3]:

$$\mu = \frac{F_a + F_d}{N} = \frac{\mu_a}{N} + \frac{\mu_d}{N} = \mu_a + \mu_d \quad (2.9)$$

Bu ifade de μ_a ve μ_d sırasıyla adhezyon ve deformasyondan kaynaklanan sürtünme katsayısı değerleridir. Adhezyondan kaynaklanan sürtünme katsayısı (μ_a) yüzey filmi ve kirliliklerden önemli ölçüde etkilenmektedir. Yüzeyde bulunabilecek oksit filmi, absorbe olmuş film ve yağ birikimi gibi tabakalar sürtünen yüzeyler arasında tam teması engellediğinden, sürtünen yüzeyler arasında kuvvetli adhezyon bağlarının oluşumu da engeller [3]. Metalik matriks içerisinde disperse olmuş grafit gibi katı yağlayıcı içeren bir yüzey, başka bir yüzeyle temasa geçtiğinde ise sürtünme yüzeyi grafit açısından zengin bir film ile kaplanır. Bu da adhezyonal sürtünme katsayısı değerini azaltır. Sürtünme yüzeyinde bulunan film yapısının karakteri grafit içeren metal matriks kompozitlerde sürtünme katsayısının adhezyon esaslı bileşenini yönlendirmektedir.

Temiz metal yüzeyleri için ise sürtünmenin karakteri; temas halinde olunan metal ile yük, yüzey alanı, yüzey pürüzlüğü, kayma hızı gibi parametrelerden değişen ölçülerde etkilenir. Fakat metal sistemleri için prensipte iki çeşit davranış söz konusudur. Bunlar sert sürtünme davranışı (severe frictional behavior) ve yumuşak sürtünme (mild frictional behavior) davranışlarıdır. Şiddetli sürtünme davranışı prosesinde sürtünme katsayısı değerinde geniş genlikli düzensiz saçılmalar söz konusudur. Aşınma sonucu oluşan ve yüzeyler arasında transfer edilen parçacıklar ortalama 50 μm civarındadır. Yumuşak sürtünme davranışında ise şiddetli sürtünme davranışından farklı olarak sürtünme katsayısının değişimi belirgin iki sınır değeri arasında değişim gösterir. Sürtünme yüzeyleri arasında transfer edilen parçacıklar ise ortalama 25 μm civarındadır. Kural olarak iki aynı metal veya metalurjik olarak birbirlerine uyumlu (compatible) yani birbiri içerisinde çözünme gösteren iki metalin sürtünmesi şiddetli sürtünme davranışını gündeme getirir. Örneğin bakır üzerinde bakırın kayma prosesi 1.0 gibi yüksek bir sürtünme katsayısı değeri verirken alüminyum, demir, düşük karbonlu çeliğin bakır üzerinde kayma prosesi bu metal çiftlerinin birbirleri içerisinde yüksek katı çözünürlük kabiliyeti nedeniyle 0.8 gibi yüksek bir değer vermektedir [58]. Bütün bu sistemlerde aşınma sonrası triboyüzeyde aşırı bir yüzey hasarı söz konusudur. Birbirlerine benzemeyen veya birbirine düşük afinitesi olan sistemlerde için ise yumuşak sürtünme davranışı söz konusudur. Örneğin; demir üzerinde gümüş, düşük karbonlu çelik üzerinde gümüş sisteminde bu malzeme birbirleriyle bir alaşım oluşturmadığı için 0.3 gibi bir sürtünme katsayısı vermiştir [58].

2.3.2. Grafit İçeren Metal Matriks Kompozitlerde Sürtünme ve İnce Film Yağlaması

1945 yılında Browden ve Tabor tarafından geliştirilen bir teoriyle; sürtünen yüzeyler arasında ince katı yağlayıcı karakterde film tabakası olması durumunda sürtünme katsayısı (μ) şu şekilde ifade edilmiştir [3].

$$\mu = \frac{S_f}{H_s} \quad (2.10)$$

Burada S_f , filmin kesme mukavemeti; H_s , alt yüzeyin sertliğidir. Kayma yüzeyinde düşük kesme mukavemetine sahip film bulunması durumunda nispeten yüksek sertliğe sahip alt yüzeye karşı sürtünmeye maruz kalan bir malzemenin sürtünme prosesindeki sürtünme katsayısı, alt yüzey veya film yapısının bu malzemeye karşı tek başına sürtünmesi durumunda oluşacak sürtünme katsayısından daha düşük bir değerde olacaktır. Fakat bu ifade film yapısı ve alt yüzey kombinasyonunun sürtünme davranışını tam olarak açıklamaya yetmez. Film tabakasının plastik deformasyonu prosesin ileri aşamalarında gerçek temas alanını etkilemeye başlar. Bu durumda katı yağlayıcı filmin kesme mukavemeti S_f , filmin normal basınç altındaki kesme mukavemeti S_p ile yer değiştirmelidir. O halde [3]

$$S_p = S_f + \alpha P \quad (2.11)$$

Burada α film malzemesine ait bir sabit, P uygulanan normal basınçtır. Bu şartlarda sürtünme katsayısı ifadesi yeniden düzenlendiğinde [3]:

$$\mu = \frac{S_f + \alpha P}{P} = \frac{S_f}{P} + \alpha \quad (2.12)$$

Düşük basınçlarda temas yüzeyindeki pürüzlerin indentasyon davranışları film tabakası tarafından yönlendirilebilir. Eğer film tabakası kalın ise uygulanan yük bu katman tarafından kaldırılacaktır. Bu durumda uygulanan yük $P=H_f$, yani uygulanan yük filmin sertliğine eşittir. Film yapısı yumuşak ise sürtünme katsayısı Denklem 2.12 deki birinci terimden dolayı yüksek değer alacaktır. Bununla beraber film yapısının ince olduğu durum için indentasyon yükü P , nispeten daha yüksek sertlikteki alt yüzey tarafından karşılanacak ve $P=H_s$ durumunda; daha düşük bir sürtünme katsayısı değeri elde edilecektir. Normal yükün artışı ile birlikte gerçek temas yüzeyi de artar ve bir süre sonra bu temas geometrik yüzey alanına eşit olur. Bu durumda yükün artışının herhangi bir etkisi yoktur. Uygulanan yükün bu kritik değerin üstüne çıkmasıyla Denklem 2.12 deki ilk terim küçülecek ve P yükünün çok yüksek bir sınır değere ulaştığı durumda Denklem 2.12 deki ilk terim oransal olarak çok küçük bir değere ulaşacağından sürtünme katsayısı değeri (μ) film malzemesinin karakteristiği α ya yaklaşacaktır.

Metal matriks kompozitlerde herhangi bir kayma prosesi gerçekleşmeden önce yüzeydeki grafit miktarı kompozitin ilk üretildiği andaki oranına eşittir. Eğer grafit partiküllerinin dağılımı homojen ise, düzlemsel yüzey, hacimsel dağılımın temsilcisidir. Bununla beraber triboyüzeyin kayma nedeniyle deformasyona uğramasıyla birlikte grafit partikülleri matriks içerisinde bulunduğu yerden sıyrılarak triboyüzeye transfer olurlar. Proses esnasında kayma yüzeyinde triboyüzeyde dağılarak katı yağlayıcı etkisi yaratırlar. Grafit film bütün triboyüzeyi kaplayamayabilir, bu durumda kompozitin sürtünme katsayısı arayüzeyde oluşan film tabakasının kalınlığı ile ilişkili duruma gelir. Bu ifade karışımlar kuralına göre [3]:

$$\mu = (1 - A_g)\mu_m + A_g\mu_g \quad (2.13)$$

Şeklinde yazılabilir. Burada μ_m ve μ_g sırasıyla matriksin sürtünme katsayısı ve grafit ile kaplanmış alanın sürtünme katsayısıdır. A_g ise grafit ile kaplanmış ara yüzey alanının oranıdır. Denklem 2.9 ve Denklem 2.12 kullanılarak aşağıdaki ifadeler yazılabilir [3].

$$\mu_m = \mu_{am} + \mu_{dm} \quad (2.14)$$

$$\mu = \frac{S_g}{P} + a \quad (2.15)$$

Burada μ_{am} ve μ_{dm} matriksin sürtünme katsayısı μ_m nın adhezyon ve deformasyondan kaynaklanan bileşenleridir. S_g grafitte ait kesme mukavemeti ve H_m matriksin sertliği olmak üzere $P=H_m$ dir. Bu durumda sürtünme katsayısı (μ) kompozitin bileşimine, katı yağlayıcının matriks ve karşıt yüzey üzerindeki dağılma kabiliyetine bağlı olarak bağlı olarak μ_m den μ_g kadar değişim gösterebilir.

Katı yağlayıcı içeren kompozitlerde film oluşumu kayma prosesinin ilk kademesinde başlar. Grafit matriks içerisinde bulunduğu yerden sıyrılarak kayma yüzeyine yayılır. Aşınma prosesinin ilerlemesiyle grafit kompozit yüzeyinin yanısıra karşıt sürtünme yüzeyine de yayılır. Bu proses film ve matriksin aşınma prosesiyle devam eder. Belli bir zaman süreci için, alan ve kalınlık cinsinden film oluşum hızı, filmin aşınma hızını dengeler ve sonuçta kararlı bir sürtünme katsayısı değerine ulaşılır. Triboyüzeyde film oluşumunun karakterizasyonu; geçiş aşaması ve kararlı durumdaki sürtünme katsayısı değeri farklılıklarından hareketle karakterize edilebilir. Kararsız durum geçiş aşamasında metal-metal arası yüzey pürüzleri etkileşimi kararlı duruma oranla daha fazladır. İlerleyen aşamada film oluşumu ile bu tarz bir etkileşim ortadan kalkar. Doğrudan metal-metal etkileşimi ortadan kalktığından sınır yağlaması (boundary lubrication) şartları sisteme hakim mekanizmadır.

2.3.3. Katı Yağlayıcı İçeren Metal Matriks Kompozitlerde Aşınma

Kompozit sistemlerde aşınma parçacıklarının oluşumu; i) Yüzey pürüzlerinin yük altında tekli veya çoklu etkileşimi sonucu adhezyon deformasyon ve kırılması; ii) Kayma yüzeyinde bulunan sert yüzey pürüzleri veya aşınma esnasında aşınma yüzeyinde sıkışmış parçacıklardan kaynaklanan düzlemsel oyulmalar (grooving); iii) Kayma yüzeyinin altında mikro çatlak oluşumu ve bunun ilerlemesiyle delaminasyon gerçekleşmesi şeklinde özetlenebilir. Adhezyon prosesinin hakim olduğu sistemlerde triboyüzeyin karakteristiği sürtünen yüzeyler arasında transfer edilen parçacıklar yüzeye yapışmış görüntü verirler. Bunun yanında tribo yüzeyde kayma yönünde ince

çizgilerin (scratching) söz konusudur [58]. Sert partiküllerden kaynaklanan abrazyon mekanizmasında ise sürtünen yüzey veya karşıt yüzeyde düzlemsel oyulmalar ve ilerleyen aşamalarda için düzlemsel yivlenmeler (ploughing) görülür.

Bu şekilde oluşan aşınma parçacıkları mekanik kilitlenme ve adhezyonla karşıt yüzeye transfer edilebilir. Kararlı aşınma esnasında sürekli olarak oluşan yüzey pürüzleri deformasyon ve kırılma prosesiyle sistemden uzaklaştırılır. Düzlemsel oyulma prosesi (grooving) de aşınma olayında yüzey pürüzlerinin oluşumu ve eliminasyonuna yardımcı olur.

Adhezyon, delaminasyon ve abrazyon mekanizmalarından kaynaklanan aşınma; uygulanan normal yük N , kayma mesafesi S ile doğru orantılı, aşınan cismin sertliği H ile ters orantılıdır. Saf metal yüzeyleri adsorbe gaz ve oksit tabakasıyla kirlenmiş durumdadır. Çok düşük yük altında kayma esnasında bu film yapısı bozulmayacağından aşınma olayı bu film tabakası üzerinde gerçekleşir. Yükün artışı bu film tabakasının aşınmasına neden olabilir bu durumda taze metal yüzeyi aşınmaya maruz kalabilir. Fakat taze metal yüzeyinde karşıt yüzeyle ikinci bir temasdan önce tekrar oksitlenme nedeniyle yeni bir film tabakası oluşabilir. Temas noktalarındaki bölgesel yüksek sıcaklıklar oksit tabakası veya yüzeyde film oluşumunu hızlandırıcı etki yaparlar. Normal gerilme ve kayma hızı gibi parametrelerin yüzeydeki oksit tabakasının sıyrılıp, ikinci bir temas gerçekleşmeden önce tekrar oluşmasının önlenmesi bir şekilde düzenlenebilmesi durumunda aşınma davranışı değişik bir karakter gösterecektir. Bu durumda; sürtünen yüzeyler arasında aşınan yüzeyin tekrar oksitlenmesi için yeterli zaman yoktur. Sonuçta; aşınma mekanizması hafif oksitleyici aşınmadan şiddetli ve metalik aşınma mekanizmasına dönüşüm gösterecektir [3].

Seramik kompozit sistemlerde yumuşak aşınma prosesinde aşınma parçacıkları çok incedir (1-10 μm). Alt yüzeyde aşırı bir deformasyon söz konusu değildir. Sürtünme katsayısında saçılmalar görülür. Şiddetli aşınma prosesinde ise aşınma parçacıkları çok daha kaba morfolojidedir (10-100 μm). Alt yüzeyde aşırı bir deformasyon ve kalıntı gerilme oluşur. Sürtünme katsayısı değeri ise nispeten daha kararlı bir değer verir. Belli bir yük değeri için belli bir kayma hızında yumuşak aşınma mekanizmasından şiddetli aşınma mekanizmasına bir geçiş söz konusudur. Bu geçiş sabit bir yükte zamana bağımlı bir geçişten oldukça farklıdır.

Grafit içeren metal matriks kompozitlerde triboyüzeyin kısmen grafit film ile kaplandığı durumda tribo yüzeyin metalik bileşiminin aşınma mekanizmasındaki değişime bağlı olarak kompozitin tamamının aşınma mekanizmasında değişmektedir. Düşük miktarda grafit içeren kompozitlerde aşınma davranışları bir değişim gösterse de bu olay tribo yüzeyde grafit film kalınlığının artışıyla ortadan kalkmaktadır.

Grafit film yapısında aşınma ise bu film yapısının kalınlığının kritik bir değere ulaştığında delaminasyon sürecinin başlamasıyla olur. Tribo yüzeyin hemen altında dislokasyon birikimi sonucu alt yüzeyde çatlak oluşumu ve bu çatlakın ilerlemesi delaminasyon sürecini başlatır. Grafit yüzeyindeki yumuşak pürüzler tekrarlı yük altında yüzey-yüzey etkileşiminden dolayı kırılırlar ve bu nedenle pürüzsüz bir yüzey oluşur. Bu durumda etkileşimin karakteri yüzey pürüzü-yüzey pürüzü şeklinden, yüzey pürüzü-düzlemsel yüzey etkileşimi şekline döner. Nisbeten daha sert olan yüzey pürüzleri tekrarlı yük altında yumuşak yüzeyin üzerinde plastik deformasyonu hızlandırır. Plastik deformasyonun artışı yüzeyin hemen altında boşluk oluşumuna neden olur ve yüzeye yakın herhangi bir yerde oluşan dislokasyon yüzeye doğru hareket ederken başka dislokasyonlar oluşturur. Kayma prosesi esnasında sisteme hakim iki çeşit gerilme vardır. Bunlar sırasıyla üç eksenli basma gerilmesi ve kesme gerilmesidir. Üç eksenli basma gerilmesi yüzeyde hakim durumda olup mikro çatlakların ilerlemesine engel teşkil eder; bu nedenle çatlak oluşumu ve ilerlemesi yüzeyde değil yüzeyin altına bir bölgede gerçekleşir. Basma gerilmelerinin etkisini kaybettiği kritik bir derinlikte kesme gerilmeleri çatlak oluşumunu teşvik edici bir etki yaratır. Eğer aşınma yüzeyinin altında ikincil faz partikülleri varsa boşluk oluşumu tercihli olarak ikincil faz ve yumuşak malzeme ara yüzeyinde gerçekleşir. Bu şekilde çekirdeklenip büyüyen boşluklar kritik boyaya ulaştığında bu bölgede çatlak oluşturur. Bu çatlak kararsızdır ve yüzeye doğru ilerleyerek aşınma prosesinin yumuşak bileşeninden kaynaklanan plaka şeklindeki aşınma ürününü oluşturur.

2.3 FREN MALZEMELERİ

Metal matriks kompozit sistemler üstün mekanik özellikleri nedeniyle geniş uygulama alanı bulmasına rağmen otomotiv endüstrisi ve uçak sanayinde fren malzemesi olarak kullanılabilirliği fazla araştırılmamıştır. Bakır karbon esaslı kompozitlerin özellikle aşınma direncinin yüksek olması bu malzemelerin fren balatası olarak kullanılabilirliği yönünde bir çalışmanın yapılmasını teşvik etmiştir. Fren malzemesi olarak kullanılacak malzemede; sıcaklık, sürtünme hızı, çalışma şartlarında maruz kalınacak basınç göz önünde bulundurulması gereken parametrelerdir. Sistemin aşınma ve sürtünme (tribolojik) davranışı genellikle kompleks kararsız yüksek sıcaklık ve yüksek basınç prosesi ile karakterize edilir [59]. Normal çalışma şartlarında temas yüzeyi 1 milisaniye içersinde 1270-1370 K sıcaklığına ulaşır. Bunu izleyen aşamada hızlı bir soğuma prosesi ve arkasından diğer bölgelerin teması gerçekleşir ve tekrar sıcaklık yükselir. Fren malzemesinden beklenen en önemli özellik sistemin ani kopmasını (spalling) önlemek için sabit bir sürtünme katsayısının sağlanabilmesidir. İkincil amaç ise statik ve dinamik sürtünme katsayıları arasındaki farkı minimuma indirmektir [60]. Fren sisteminin etkinliği fren sisteminin dizaynında göz önüne alınan en önemli kavramdır. Bu ifade; fren sürtünme momentinin uygulanan yüke oranı olup belli bir sistem dizaynında sürtünme katsayısı hakkında rakamsal bir değer vermek yerine tercih edilen bir kavramdır. Kullanılan malzemenin sürtünme katsayısının yüksekliği fren sisteminin karallığını bozmakta ve sistemde sarsıntıya neden olmaktadır. Aşırı sarsıntı fren süspansiyonunun devre dışı kalmasına neden olacağından sürtünme katsayısında sarsıntıların oluşmayacağı bir sistem dizaynı son derece önemlidir.

Fren malzemesi olacak sistemde sıcaklığın saniyenin çok küçük kesrinde yüksek değerlere ulaşması nedeniyle "soğuk kaynak" olayı gerçekleşir. Bu olay temas eden yüzeyler arasında yüksek sıcaklıklar nedeniyle malzeme transferiyle açıklanacak adhesif (yapışmalı) aşınma mekanizmasını hakim kılar. Fren sistemlerinde prensip bu olayın gerçekleşmesini önlemek ve sistemde abrasif aşınma olarak isimlendirilen parçacık şeklinde kopma esasına dayanan aşınma mekanizmasını hakim kılmaktır.

Yolcu arabaları, kamyonetler, otobüs ve benzeri araçlardaki frenler sistemleri tambur ve disk içerirler. Tambur frenleri öncelikle, sürtünme yüzeyinin büyük bölümüne yüklenen fren balatalarıyla birlikte dahili genişleyen dış lastikler kullanır.

Otomotiv disk frenlerinin büyük çoğunluğunda, disk aşınma yüzeylerinin daha küçük bölümlerinde yüklenen dış lastikler kullanılır. Disk frenleri geniş yüzey alanı nedeniyle daha hızlı soğuma sağlar. Sürtünme malzemesi tambur veya disk frenlerde kullanılırsa fren balatası adını alır. Ayrıca disk fren balataları yastık, tambur fren balataları dilim veya şerit ve kamyon tambur fren balataları blok olarak isimlendirilir. Fren balataları harcanan malzemelerdir. Bununla beraber fren tamburu disk malzemesi olarak kullanılan dökme demir, fren balatasının sürtünme ve aşınması etkileyebilir. Fren sürtünme ve aşınma karakteristikleri dizayn, balatanın bileşimi yanında sıcaklık, sürtünme hızı, basınç ve malzemenin önceki kullanımından önemli ölçüde etkilenir. Kampana fren veya diskin aşınması yoldaki toz ve parçalara veya sistemde oluşan bölgelerden paslanmalardan kaynaklanan parçacıklarına sürtünme malzemesinin bileşiminden daha çok duyarlıdır. Tribolojik davranışın tam olarak anlaşılabilmesi, kullanılan bileşimlerin patent hakları nedeniyle tam olarak bilinemesinden dolayı fren balataları konusunda klasik ve bilimsel bir yaklaşım zorlaşmaktadır. Otomotiv endüstrisinde fren balataları rotor veya statore takılır. Farklı olarak uçaklarda ise her ikisine birden takılmaktadır. Fren sisteminin dinamiği frene, tekerleğe, lastiğe ve direksiyona bağlıdır. Uçak ve otomobillerde kullanılan fren malzemeleri bileşim açısından hemen hemen aynıdır. Tek fark çalışma şartlarına bağlı olarak sistemin farklı konfigürasyonudur. Fren malzemesinin seçimi sürtünme katsayısı ve fren dizaynını etkiler. Örneğin demir esaslı matriks bakır esaslı matriksden daha düşük sürtünme katsayısı vermeye eğilimlidir [61]. Kompozitin ısı ve mekanik özellikleri sistemin bileşimi, tane şekli, tane boyutundan etkilenir. Genel olarak sürtünme esnasında oluşan ısıyı ara yüzeyden hızla uzaklaştırabilecek bir sistem dizaynı istenir.

Uçaklarda kullanılan fren sistemlerinden geniş bir enerji aralığında çalışabilmesi beklenir. Burada prensip çok yüksek kinetik enerjiyi sürtünme prosesi yoluyla ısıya ısı enerjisine dönüştürmektir. Bu enerji değişimi sürtünme ara yüzeyindeki sıcaklığı kontrol eder. Düşük enerji esnasında ara yüzey sıcaklığı da düşük olacağından aşınma prosesi abrasif aşınma ile karakterize edilir. Enerjinin artması ara yüzey sıcaklığının artmasına neden olur ve aşınmada baskın proses adhesif aşınma ile karakterize edilir.

Fren sistemlerinde balata malzemesi olarak en çok kullanılan malzemeler başlıca üç sınıfta toparlanabilir.

2.3.1 Organik Esaslı Fren Balataları

Organik esaslı fren balataları; bir veya daha fazla bağlayıcı reçinenin asbest fiber ve çeşitli bileşimlerdeki katkı maddeleriyle üretilmiş kompozitleridir. Bu sistemle sürtünme davranışı modifiye edilmiş, aşınma direnci yükseltilmiş ve maliyet düşürülmüştür. Günümüzde kullanılan reçine bağlı organik fren balataları üç alt gruba ayrılmaktadır. Bunlar; asbest esaslılar, asbest içermeyenler ve yarı metalik malzemelerdir. Çevreye zararlı etkileri nedeniyle asbest esaslı sistemler günümüzde kullanılmamaktadır. Asbest esaslı sistemler doğrudan organik fren balataları olarak da isimlendirilmektedir. Yarı metal karakterli sistem ise tipik aşınma ve sürtünme malzemesidir. Bununla birlikte asbest içermeyen malzemelerle karşılaştırıldığında bileşim aralığı sınırlıdır. Tipik bir yarı metalik balata bileşimi %65 demir; %10-25 çelik yünü ve sünger demir tozundan ibarettir. Bu yapıya ortalama %15 sentetik grafit, %10 kadar da fenolik reçine katılmaktadır. Asbest içermeyen organik fren malzemeleri çok çeşitli fiber, bağlayıcı, inorganik malzeme kombinasyonu ile üretilbildiğinden hızla gelişmektedirler. En çok kullanılan fiberler cam, metal, seramik, para-amid (Kevlar), selülöz dür. Asiküler malzemeler (wollastonit) ve whisker (attapulgit) gibi malzemelerde asbest içermeyen sistemlerde takviye malzemesi olarak kullanılmaktadır. Asbest içermeyen sürtünme malzemesinde inorganik bileşenin seçimi de aşınma özellikleri üzerinde rol oynayan önemli bir parametredir. Genelde balata malzemesinde kullanılan ilaveler mukavemet, ısı genleşme, ısı absorpsiyonu gibi özellikleri arttırmak için kullanılır. Fakat her ilavenin fren performansı üzerine etkisi temel bazı konulardaki bilgi noksanlıkları nedeniyle tam olarak bilinmemektedir.

2.3.2 Sinterlenmiş Metalik Fren Balataları

Bu sistem genel olarak yüksek performans arabaları, yüksek hız trenleri ve uçaklarda kullanılmaktadır. Metalik sürtünme malzemeleri genel olarak çeşitli metalik ve seramik tozların yüksek sıcaklık ve basınç prosesi kullanılarak üretilmeleri prensibine dayanır. Metalik matriks fazı bakır, demir alaşımı, doğal veya sentetik grafit ile silikon gibi metalik olmayan fazlardan oluşabilir. Bu malzemeler yüksek sıcaklıkta basınç altında sinterlenir ve metal matriksli seramik sistemi üretilir.

Performansın yükseltilmesi amacıyla sisteme katkı maddesi ilave edilir. Bu tip balatalar çok yüksek enerji değerlerinde çalışmak üzere planlanmıştır. Örneğin katı hal sinterlemesiyle üretilmiş bronz ve mullit balatalar yarış arabaları ve yüksek hız trenlerinin frenlerinde kullanılmaktadır. Grafitle sinterlenmiş demir ise bazı ağır vasıta kamyonlarının frenlerinde hem disk hem de kampana da, sınırlı miktarda üretilen bazı yolcu arabalarında ise kampanalı frenlerde kullanılmaktadır. Üretim şartları fren malzemesinin servis şartlarındaki ömrünü büyük ölçüde etkiler. Genel olarak büyük uçaklarda bu malzemelerin servis ömrü 1000 uçuş sayısı ile sınırlıdır. Yapılan çalışmalar bu sistemler için kullanım ömrünün daha da arttırılabilmesi yönündedir.

Diğer bir metalik sürtünme malzemesi ise dökme demirdir. Her ne kadar bu önemli malzeme eski trenlerin fren pedallarında kullanılmış ise de, otomobillerde fren balatası olarak kullanımına dair bilinen yeni bir uygulaması yoktur. Bununla beraber tambur ve disk sistemlerinde karşıt sürtünme yüzeyi olarak kullanımı yaygındır. Bu nedenle iyi bir sürtünme malzemesidir fakat fren balatası değildir. Karşıt sürtünme yüzeyi olarak kullanılacak dökme demirin perlitik matriksli, düşük ferrit içerikli olması ve ince yapılı grafit içermesi istenir [59].

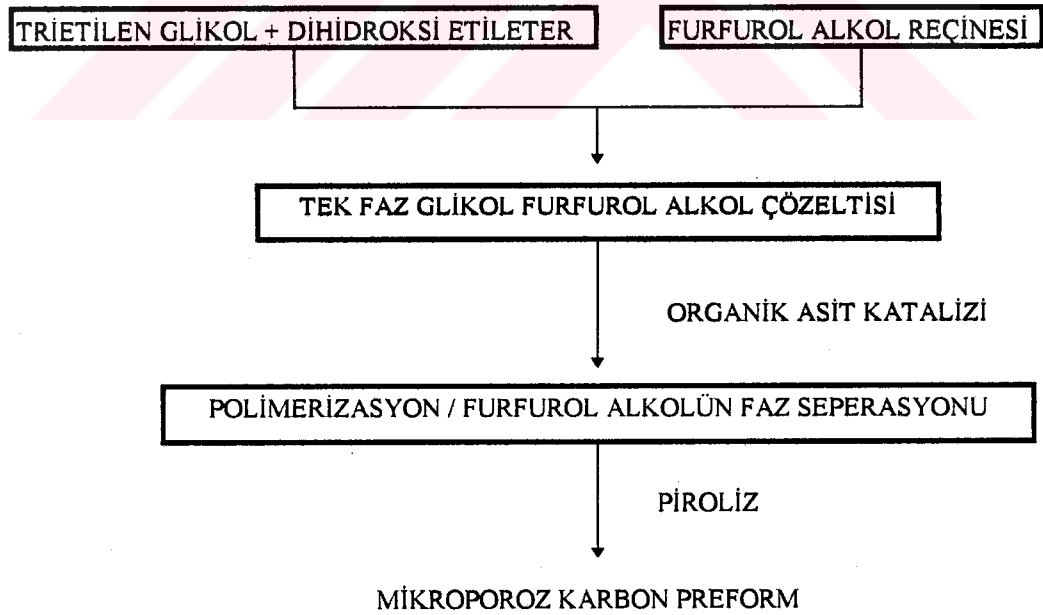
2.3.3. Karbon - Esaslı Fren Balataları

Karbon esaslı sürtünme malzemeleri değişik uygulama şartlarına göre geniş bir sürtünme katsayısı aralığı göstermektedir. Sistem yüksek yoğunluktaki karbon fiberlerin karbon matriks içerisine gömülmesi prensibine dayanır. Karbon karbon kompozitler servis şartlarında, sürtünme yüzeyi, ısı çukuru (heat sink) ve fren sisteminin yapısal bileşeni olarak davrandıkları için bu istemlerin diğer sistemler üzerinde avantajı vardır. Bütün bunlara ilaveten sistem ağırlık olarak da diğer konstrüksiyonlardan hafiftir. Bu nedenle ağırlık kavramının kritik olduğu uygulamalarda önemlidir. Halen askeri ve endüstriyel amaçlı uçakların iniş takımlarında ve yüksek hız (yarış) arabalarında kullanım alanı bulmaktadır. Karbon karbon kompozitlerin üretiminde en yaygın metod kimyasal buhar fazından infiltrasyon (CVI) veya kimyasal buhar fazından biriktirmedir (CVD). Bu prosesler yüksek vakum ve sıcaklık şartlarında hidrokarbonlar ve gaz karışımlarının kullanılmasıyla özel reaktörlerde üretilirler.

BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. PREFORM ÜRETİMİ:

Mikro poroz karbon preformlar furfurol alkol reçine, dietilen, trietilen glikol ve p-tolen sülfonik asit karışımının 923 K (650 °C) de polimerizasyonu ile elde edilmiştir. Şekil 3.1 de preform üretimi şematik olarak gösterilmiştir. Poroz preformların değişen oranlarda (%0, %20, %40) grafit içermesi sıvı karışımına polimerizasyon öncesi ilave edilmesiyle (-440 mesh) sağlanmıştır. Deneysel çalışmalarda kullanılan preformlar NASA Lewis Araştırma Merkezinde hazırlanmıştır..



Şekil 3.1. Preform Üretiminin Şematik İfadesi

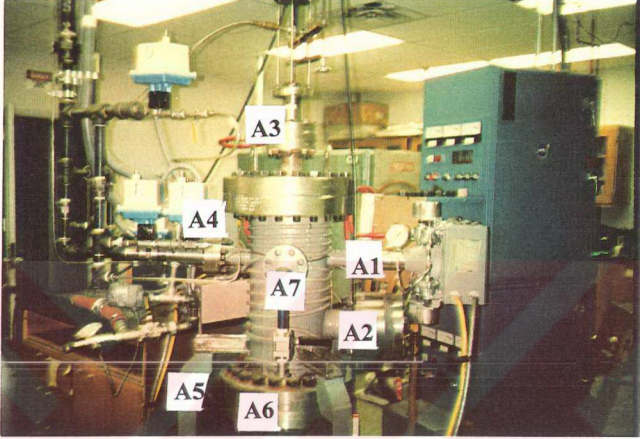
3.2 BASINÇLI İNFİLTASYON CİHAZI

Bu çalışma için geliştirilen basınçlı infiltrasyon cihazının temel bölümleri Şekil 3.2 den Şekil 3.5 e kadar gösterilmiştir. Şekil 3.2 basınç kazanı ve değişik bölümleri, Şekil 3.3 indüksiyon jeneratörü, Şekil 3.4 alttan doldurmalı infiltrasyon esnasında fırında termokupl dağılımı, kalıp ve preformun temsili şekli, Şekil 3.5 vakum basınç ve güvenlik tertibatını, göstermektedir.

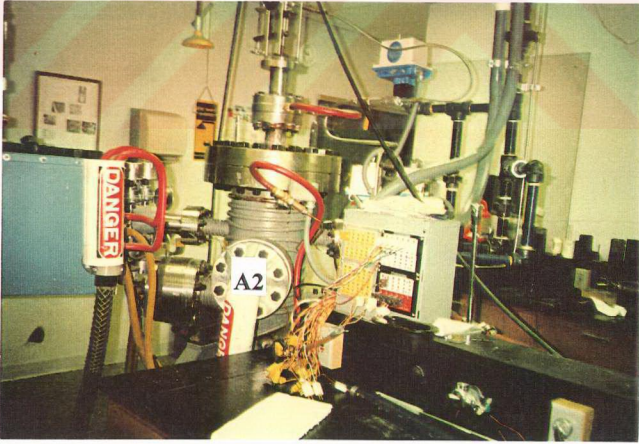
Şekil 3.2 de görülen basınç kazanı; termo element girişi (A1), iki indüksiyon bobini girişi (A2), translasyon aracı (A3), vakum ve basınç terminali (A4), sistemi tutan bacaklar (A5), üst ve alt kapak (A6) ve boşluk bölgelerinden ibarettir. Basınç kazanı indüksiyon çiftleşmesi ve korozyona direnci nedeniyle 304 paslanmaz çelikten üretilmiştir. Sistem 900 kg ağırlığında 2.3 m yükseklik, 0.3 m iç çapındadır. Duvar kalınlığı 1.7 cm, iç çalışma yüksekliği 0.71 m dir. Basınç kazanı yere üç bacaklı bir sistemle tesbit edilmiştir. Üst ve alt flanşlar ASTM 600 B16.5 standardındadır. Kapak yirmi adet 3 cm çapında 8 civata ile sıkıştırılarak kapatılmaktadır.

Sistem fırın duvar sıcaklığı 423 K (150 °C) i aşmaksızın 7.6 MPa basınca kadar dayanabilir. Basınç haznesi 1.5 cm çaplı bakır borulardan su geçirilerek soğutulmaktadır. Basınç haznesinin yüzeyine yüksek ısıl iletken özelliğe sahip reçine sürülmüştür.

Şekil 3.3 kullanılan güç kaynağını göstermektedir. Sistemde iki adet 10 kW ve 10 kHz yüksek frekans katı hal güç kaynağı bulunmaktadır. İki farklı ünite kullanılmasıyla sıvı metal ve kalıp sıcaklıkları birbirinden bağımsız olarak kontrol edilebilmektedir. (1.8) m uzunluğundaki dört su soğutmalı kablo indüksiyon bobinlerine güç taşınmasında kullanılmıştır. İndüksiyon jeneratörü kontrol panosundan uzaktan kumanda ile kontrol edilebilir. Isıtma ve soğutma hızı 0-20 mA arasında sinyal kabul eden bir interface ile kontrol edilir. İndüksiyon bobinlerinde OFHC bakır kullanılmış ve 10 cm çapa sahip olacak şekilde kıvrılmışlardır. Bobinler basınç kazanı içersinde dikey olarak yerleştirilmiştir. Bobin aralarında 8 cm boşluk vardır. İndüksiyon kökenli ark oluşumu ve bobin hasarlarını önlemek amacıyla bobinler ve sistem yüksek elektrik dirençli epoksi reçine ile sıvanmıştır.



a)



b)

Şekil 3.2. Basınç Kazanı ve Değişik Kısımları
a) Ön Görünüş b) Arka Görünüş



Şekil 3.3 Sisteminde Kullanılan İndüksiyon Jeneratörü

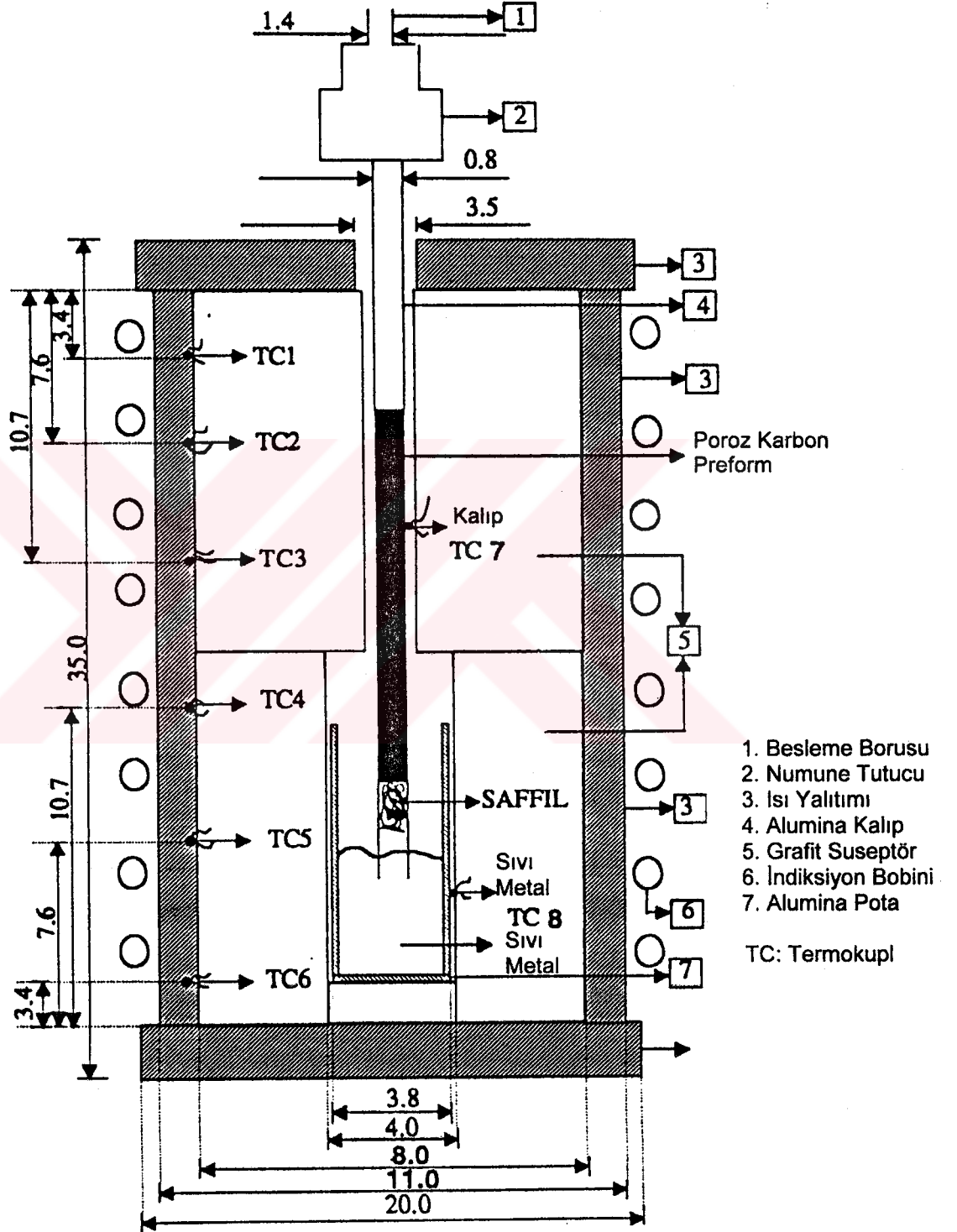
Fırının temel bileşenleri; indüksiyon bobinleri, grafit potalar, sali yalıtım, alumina yalıtım ve alumina disklerdir. Alt kapak flanşı ile alt indüksiyon bobininin tabanı beş adet alümina disk ile desteklenmiştir. Alumina diskler fırını yükseltip, sıvı metalin tam ısıtma zonuna yerleştirmesini sağlar. Diskler indüksiyon çiftlemesini sönmek için ince kesitlere ayrılmıştır. Fırının içi ile basınç tankının iç yüzeyi birbirlerinden alümina yalıtkan ile ayrılmıştır.

3.2.1 Sıcaklık Ölçümü

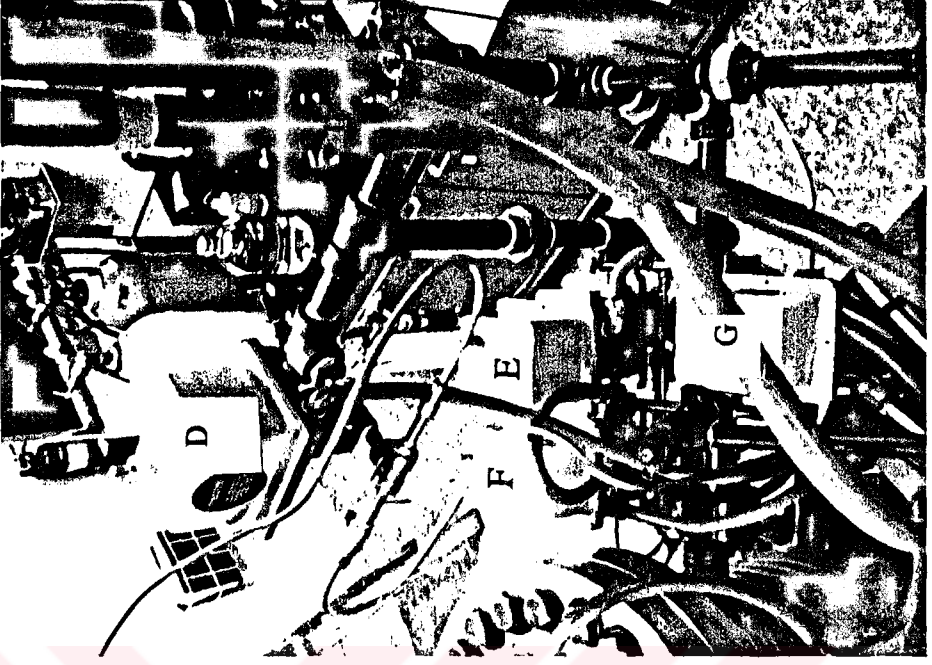
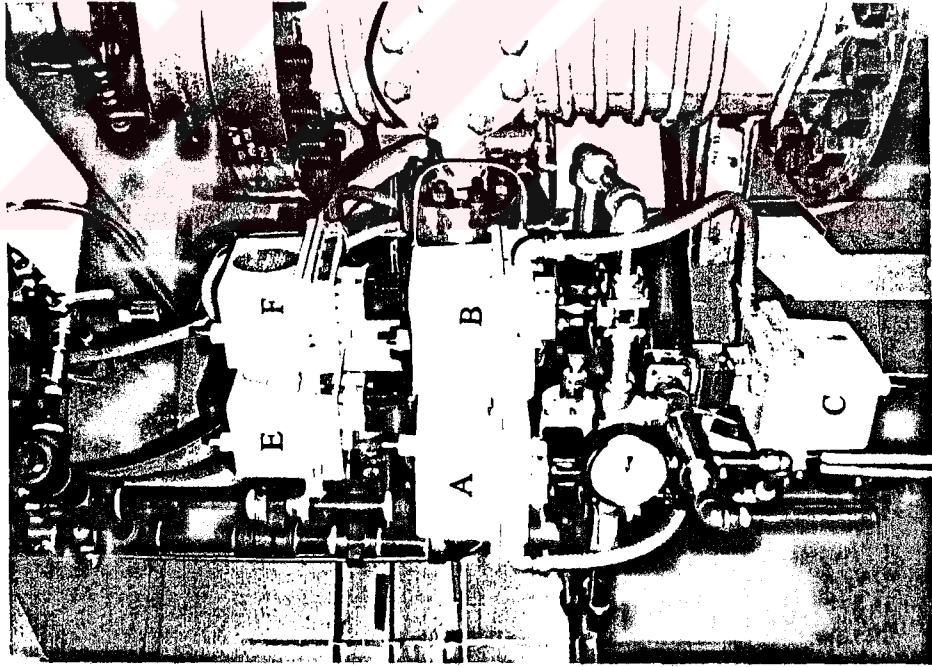
Sıcaklık ölçümleri, düşük sıcaklık alaşımları ve yüksek sıcaklık alaşımları için K tipi ve C tipi termokupllar kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Fırın içersinde termokupl dağılımı Şekil 3.4 dan incelenebilir. Termokupllar alümina kılıf içerisinde kullanılacakları bölgelere yerleştirilmiştir. Fırın dışındaki termo kupl telleri fiber glass esash bir yalıtkanla kaplanmıştır. Bütün infiltrasyon deneylerinde C tipi termokupl kullanılmıştır.

3.2.2 Vakum Basınç ve Güvenlik Sistemi

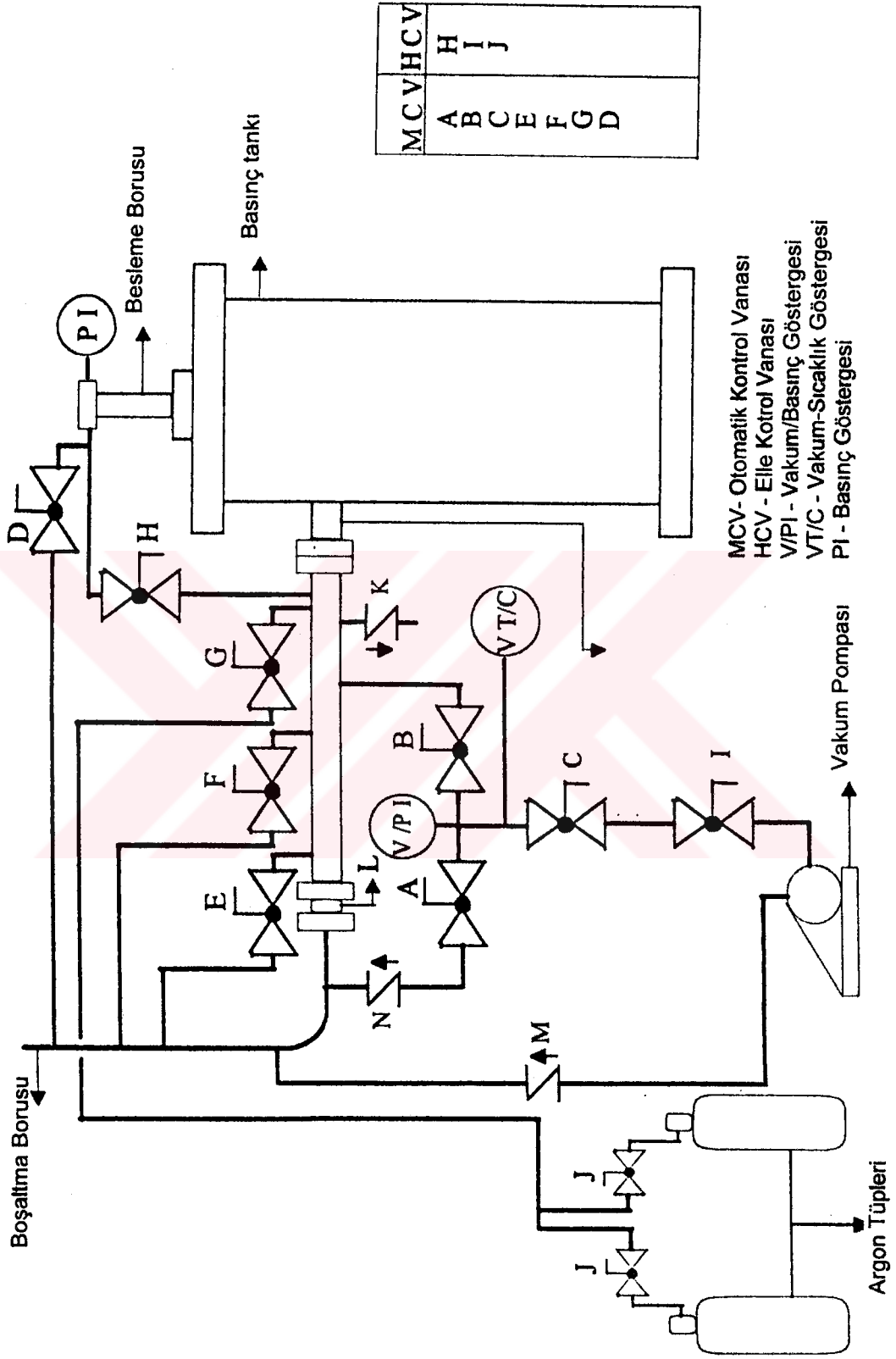
Vakum ve basınç sistemi Şekil 3.5 de verilmiştir. Şekil 3.5.b Şekil 3.5.a da verilen fotoğrafın edilen teknik resmidir. A, B, C olarak isimlendirilen valfler proses öncesi basınç kazanı içindeki havanın boşaltılması amacıyla kullanılmaktadır. D valfi preformun içinde bulunduğu kalıbın havasını boşaltmak, E ve F valfi ise infiltrasyon sonrası sistemdeki gaz basıncını boşaltmak için kullanılır. Sisteme verilen basıncın kontrolü G valfi ile sağlanırken, J valfi de argon tüplerinin kontrolünü sağlamaktadır. Tamamı elektrik kontrollu olan bu valfler 2 cm çapında ve 304 paslanmaz çelik esashdır. Sistemdeki havayı boşaltmak için kullanılan A,B,C valflerinin sistematığı B valfinin bir ucu fırına diğer ucu ise A valfine bağlanmıştır. A valfi de 20 KPa açılan otomatik bir sistemle boşaltma borusuna bağlanmıştır. C valfinin bir ucu A ve B arasına bağlanmıştır. Bu bağlantı B valfinin sızıntı yaptığı herhangi bir durum için vakum pompasının zara görmesini engellemek için yapılmıştır. Vakum pompasının fırından tam izolasyonun sağlanması vakum pompası ile C valfi arasına Şekil 3.5.b de I ile gösterilen sistem basınç altındayken kullanılacak el kontrollu bir valf daha konmuştur.



Şekil 3.4 Alttan Doldurmalı Döküm Esnasında Fırın İçersinde Numunenin Konumu ve Termokupl Dağılımı



Şekil 3.5.a Vakum ve Basınç Sistemi Valflerinden Genel Bir Görünüm



Şekil 3.5.b Vakum ve Basmaç Sisteminin Şematik Görüntüsü

Kalıba bağlanan besleme borusu bir uçtan el kontrollü H valfine bağlanmıştır. H valfi kalıbı boşaltmak için D valfi ise sistem verilen gazı boşaltmakta kullanılır.

Fırına basınç uygulamasında 1 cm çaplı paslanmaz çelik borular kullanılmıştır. Paslanmaz çelik borunun bir ucu argon tüplerine diğer ucu ise G valfine bağlanmıştır. Basınç uygulama hızı üzerinde kontrolü sağlamak için 1.2 cm çaplı el kontrollü J valfi argon tüplerine bağlanmıştır. Sistemdeki gaz basıncı E ve F valfi kullanılarak yavaş veya hızlı olarak boşaltılabilmektedir. Fırın içerisindeki basıncın kapasitenin üstüne çıkması durumunda K valfi otomatik olarak devreye girmekte ve sistemi boşaltmaktadır.

3.3 SIVI METAL İNFİLTASYONU

Argon atmosferi kullanılarak indüksiyon ergitmeyle Cu-6Si-0.9Cr alaşımı hazırlanmıştır. Alaşım hazırlanması öncelikle Cu-6Si ve Cu-0.9Cr master alaşımından hareketle gerçekleştirilmiştir. Alaşımın likidüs sıcaklığı 1129 K dir. Elde edilen alaşım basınçlı infiltrasyon cihazında ergitildikten sonra alttan doldurma yöntemi ile alümina tüp içerisinde bulunan 0.6 cm çap ve 10 cm uzunluğundaki preform içerisine, ortalama 3.4 MPa basınçta infiltre edilmiştir. Sistemde infiltrasyonu gerçekleştirmek için sıvı metal ve preform sıcaklıklarının birbirinden bağımsız kontrolü sağlanmıştır.

3.4 KARAKTERİZASYON ÇALIŞMALARI

Kompozit üretiminde kullanılan preformların por karakterizasyonu; infiltrasyon sonrası mikroyapı karakterizasyonu ve faz analizi; kompozitin dökme demir ve kendisine karşı aşınma sonrası pim tribo yüzeylerinin incelenmesinde Enerji Dağılım Spektrometresi bağlantılı JEOL 840 Tarama Elektron Mikroskopu kullanılmıştır. Por karakterizasyonunda kullanılan diğer cihaz Auto Pore II. 9220 cıva porozimetresidir. Preformda grafit miktarına bağlı olarak kompozitin mikroyapı bileşenlerinin (karbon, bakır alaşımı ve porozite miktarını) oranlarının belirlenmesinde kantitatif görüntü analiz yöntemi kullanılmıştır. Bu çalışma Java adlı bilgisayar programı ve mikroyapının tarama elektron mikroskop fotoğraflarından hareketle gerçekleştirilmiştir. Aşınma yüzeylerinin karakterizasyonunda Fine Proof-Pert H-BA

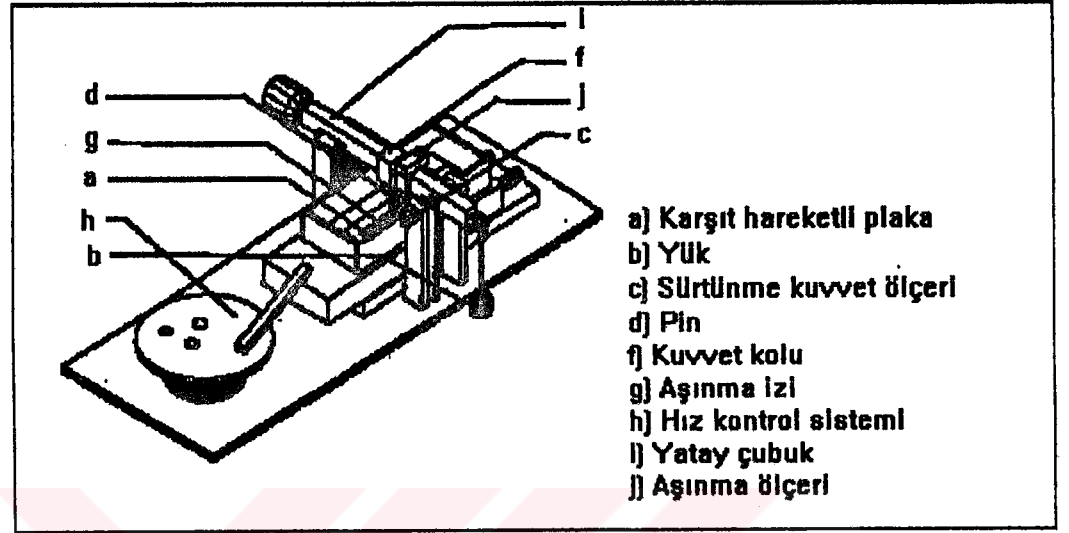
MAHR yüzey profilometri cihazı kullanılmıştır. Preformların grafit içeriğine bağlı karakterizasyonu ve aşınma sonucu oluşan parçacıkların karakterizasyonu için Rigaku Dmax 100 X ışınları difraksiyon cihazı kullanılmıştır. Mekanik özellikler hakkında bilgi sahibi olabilmek için mikro sertlik deneyleri gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla üç tip %100 Amorf Karbon içeren preformdan üretilen I no lu; %80 Amorf Karbon + %20 Grafit içeren preformdan üretilen II no lu ve %60 Amorf Karbon + %40 Grafit içeren preformdan üretilen III no lu kompozit için 300 gr yük altında Vickers sertlik değerleri belirlenmiştir. Ayrıca dökme demir plaka ve infiltrasyonda kullanılan Cu-6Si-0.9Cr alaşımının sertliği de 50 gr yük altında Vickers cinsinden tayin edilmiştir.

3.5 AŞINMA VE SÜRTÜNME DENEYLERİ

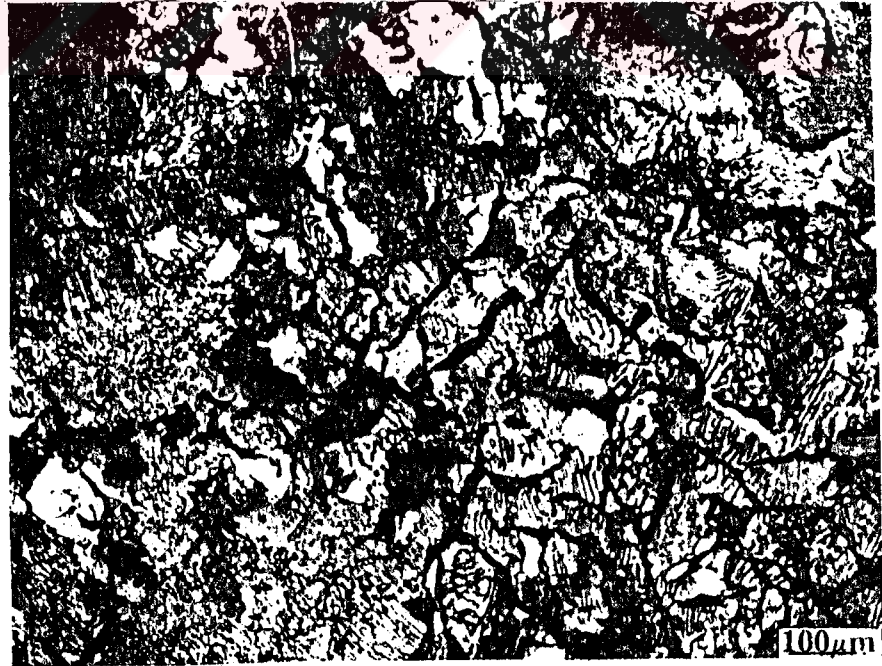
Aşınma ve sürtünme deneyleri, pim-plaka tip universal aşınma cihazı kullanılarak normal atmosfer koşullarında gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.6). Pimlerin uzunluğu 2.2 cm, çapı ise 0.6 cm dir. Deneylerde kompozitler dökme demire ve kendisine karşı aşındırılmıştır. Dökme demirin dökme demire karşı; Cu-6Si-0.9Cr alaşımının dökme demire karşı aşınması da bakır-karbon kompozitlerin tribolojik davranışının açıklanmasında faydalanmak amacıyla çalışılmıştır. Aşınma deneylerinde kullanılan pimler kompozitin iç bölgesinden yapılmıştır. Bu parçalar ilk olarak dökme demire karşı aşındırılmıştır. Dökme demirin mikroyapısı Şekil 3.7 dan incelenebilir. Yapı ince perlitik matriks ve hacimce ortalama %10 grafit içeren üç faz içermektedir. Deneysel çalışmalarda kullanılan yük 6 ile 55 MPa arasında değişmiştir; lineer hız 20 cm s^{-1} ve dönü hızı 150 rpm dir. Deney süresi her deney için 90 dakika, aşınma izinin boyu ise 4 cm dir. %100 amorf karbon esaslı preformdan üretilen kompozit için 300 rpm şartlarında diğer deney koşulları sabit kalmak şartıyla fazladan üç deney yapılmıştır. Çalışmalarda elde edilen aşınma ve sürtünme datalarındaki sapma miktarları hakkında fikir sahibi olabilmek için de tekrarlı deneyler yapılmıştır. Pimlerin aşınma prosesi esnasında plaka üzerinde ihmal edilebilecek düzeyde bir aşınma gözlemlendiğinden kayma mesafesine karşı pimdeki yükseklik değişiminin oranı pim için aşınma hızı olarak kabul edilmiştir. Sürtünme kuvveti ve pimdeki aşınma miktarı Hewlett Peckard veri işleme sistemine bağlı elektronik transducerlar kullanılarak belirlenmiştir. Pim ve plakanın karşılıklı hareketi nedeniyle her turun sonunda pin ve plaka birbirlerini sonlamaktadır. Sürtünme kuvvetini ölçen transducer

üzerine yük binmekte bu da titreşimi arttırmaktadır. Bu nedenle yanlış veri toplanmasını önlemek için her peryodun sonuna yanlış data toplamayı durduran bir sistem kullanılmıştır.





Şekil 3.6. Aşınma Deneylerinde Kullanılan Cihazın Teknik Resmi



Şekil 3.7 Kompozitlerin Aşındırıldığı Dökme Demir Plakanın Mikroyapı Görüntüsü

BÖLÜM 4. SONUÇLAR VE İRDELEME

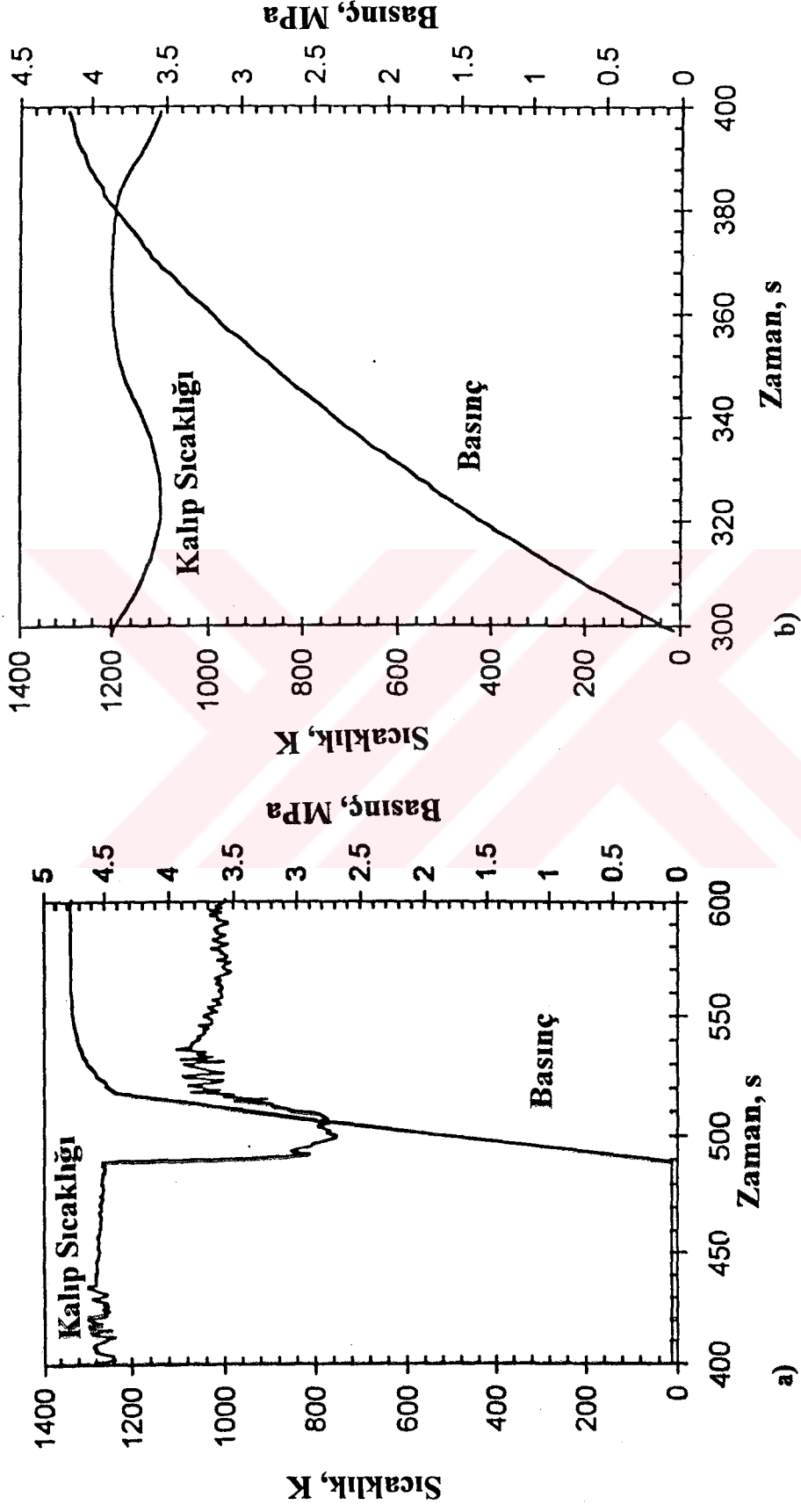
4.1 İNFİLTRASYON KOŞULLARININ OPTİMİZASYONU

Mikroporoz karbon preformlar içerisine sıvı metalin başarılı şekilde infiltrasyonu sıvı metal ve kalıp sıcaklıklarının tam ve hassas kontrolü ile mümkündür. Sisteme basınç uygulanması, sıvı metal ve kalıbın bulunduğu alt ve üst potalarda soğumaya neden olmaktadır. Şekil 4.1 alttan doldurmalı infiltrasyon prosesinde üst pota iç çapının nihai ısı ve basınç profili üzerindeki etkisini göstermektedir. Şekil 4.1.a 4 cm iç çap için 4.1.b ise 2.54 cm iç çap kullanıldığında sistemin durumunu temsil etmektedir. Şekil 4.1.a da basınç uygulama öncesi kalıp sıcaklığı 1280 K (1007 °C) civarındır. Basınç uygulama esnasında (488. saniye) sonrası 350 K lik bir sıcaklık düşüşü görülmektedir. Bu sıcaklık alaşımın ergime sıcaklığının altındadır. (Şekil 4.2, 1129 K) dolayısı ile infiltrasyon prosesi tamamlanmamıştır. Sıcaklık düşüşünün iki nedeni olabilir; bunlardan birincisi basınç uygulama hızının yüksek olması (0.09 MPas^{-1}) diğeri ise pota iç çapı (4 cm) ile kalıp çapı (0.6 cm) arasındaki geniş boşluktur. Bu nedenle üst pota iç çapı 2.54 cm ye indirilmiş ve 4.1.b deki sıcaklık basınç profili elde edilmiştir. İnfiltrasyon öncesi kalıp sıcaklığı 1300 K (1027 °C) dir ve basınç uygulama esnasında bu değer hep sabit kalmıştır. Bu sıcaklık alaşımın likidüs sıcaklığından 125 K daha yüksek olduğundan başarılı infiltrasyon gerçekleşmiştir.

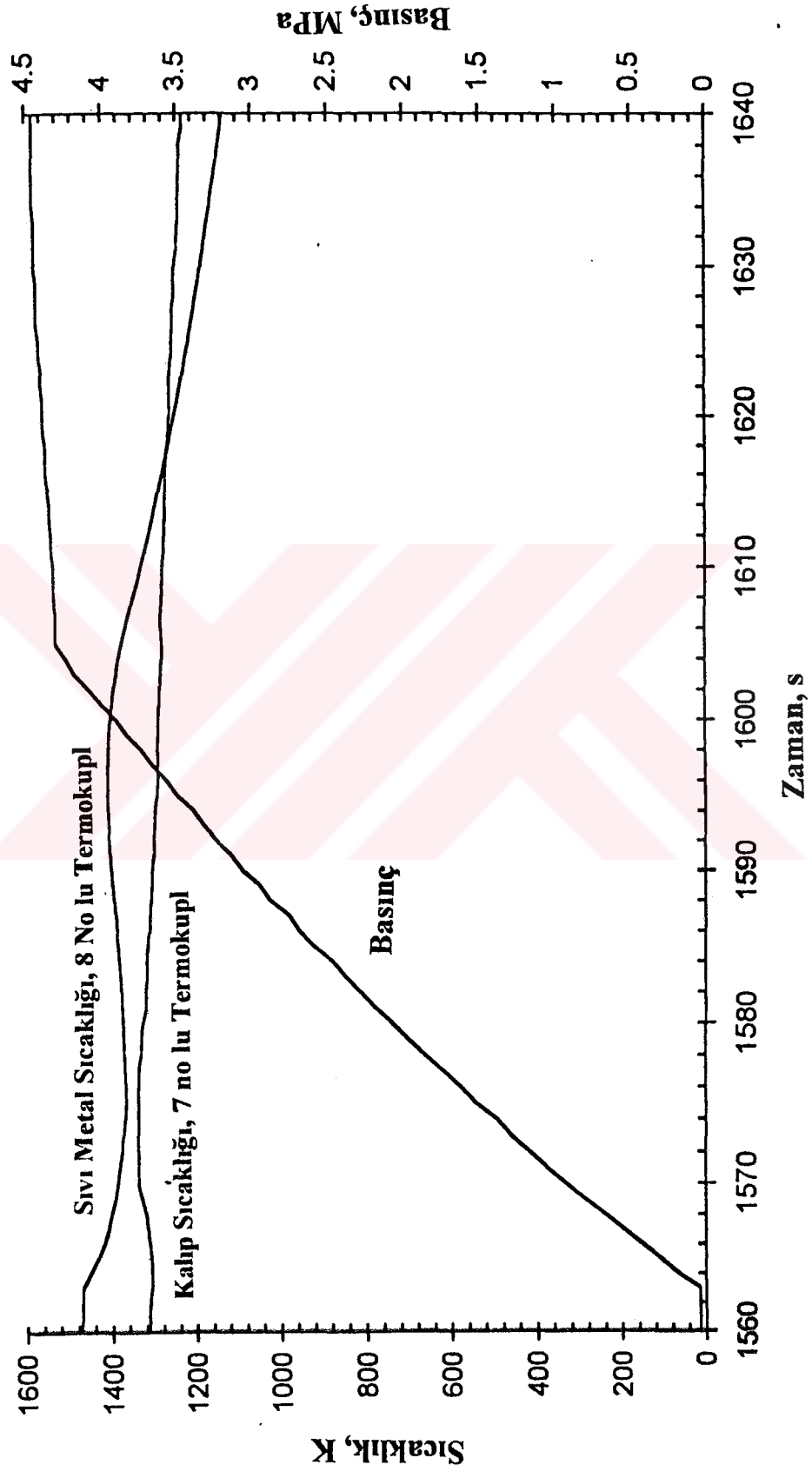
Şekil 4.2 Cu-6Si-0.9Cr alaşımının DTA analizinden elde edilen sonucu göstermektedir. Alaşımın ergime sıcaklığı 1129 K dir. Alumina pota içerisindeki sıvı metal sıcaklığı ile kalıp içerisindeki preform sıcaklığı preformların infiltrasyonu esnasında çok hassas şekilde kontrol edilmiştir. Şekil 4.3 alttan doldurmalı infiltrasyonda kaydedilen tipik zamana bağlı basınç ve sıcaklık değişimini göstermektedir. Sistemde termokupl dağılımı Şekil 3.4 de verilmiştir. Buradan görülebileceği gibi 6, 5, 4 no lu termokupllar sıvı metal bölgesine 3, 2, 1 no lu termo-

kupllar ise kalıp bölgesine yerleştirilmişlerdir. Şekil 4.3 de görülen sıcaklık profili 7 ve 8 no lu termokupllardan elde edilen verilerle çizilmiştir. Sisteme basınç uygulanmadan önce sıvı metal ve kalıp sıcaklığı 1480 K ve 1320 K dir. Sıvı metal ve kalıp için ust sıcaklık değerleri 300 K ve 147 K dir. 1563. saniyede sisteme 0.1 MPas^{-1} hızla 41 saniye süreyle basınç uygulanmıştır. Argon gazının sıvı metal ile temas ettiği 7. saniyeden itibaren sıcaklıkta bir düşme tesbit edilmiştir. Sonraki 10 saniyede kalıp sıcaklığı sıvı metalin kalıba dolması nedeniyle yükselmekte ve sıvı metalin kendi sıcaklığı ise likidüs sıcaklığının altına inmeksizin düşme kaydetmektedir. Daha sonraki 24 saniye içerisinde argon gazının taşınma etkisi nedeniyle sıvı metal sıcaklığı artmakta kalıp sıcaklığı azalmaktadır.





Şekil 4.1 Üst Pota İç Çapının Nihai Isı ve Basınç Profili Üzerindeki Etkisi
a) Üst Pota İç Çap = 4 cm b) Üst Pota İç Çap=2.54 cm



Şekil 4.3 Basınç Uygulanması Esnasında Sıvı Metal ve Kalıp Sıcaklığının Değişimi

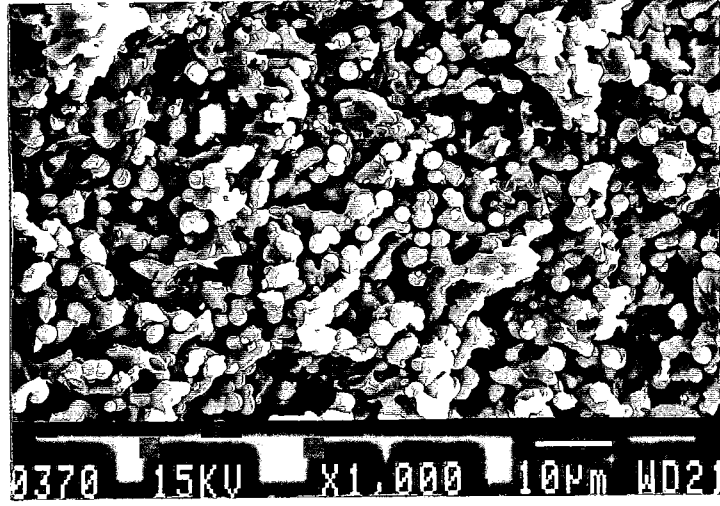
4.2 MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

4.2.1 Preform Karakterizasyonu

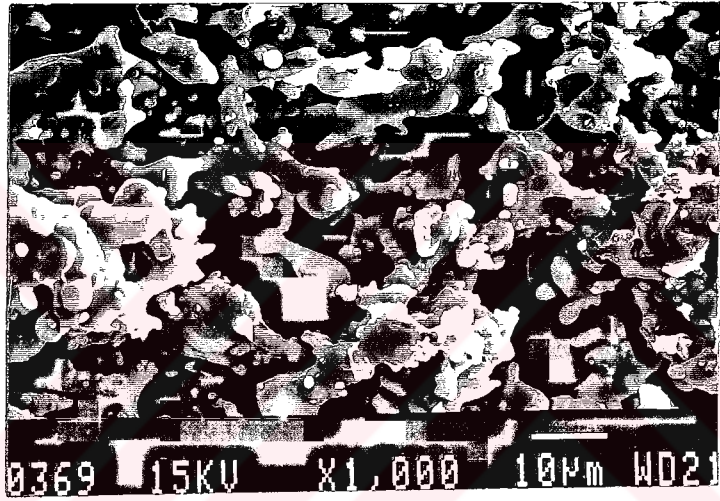
İnfiltrasyon deneylerinde kullanılan üç farklı mikro poroz karbon preformun tarama elektron mikroskop görüntüleri Şekil 4.4 den görülebilir. I no lu preform %100 amorf karbon (Şekil 4.4.a); II no lu preform hacimce %20 grafit ve %80 amorf karbon (Şekil 4.4.b); III no lu preform ise hacimce %40 grafit ve %60 amorf karbon içermektedir (Şekil 4.4.c). Preformlara ait Co K_α radyasyonu ile elde edilen X ışını difraksiyon diyagramları Şekil 4.5 den görülebilir. Burada I no lu preform tamamıyla amorf yapıda iken; II ve III no lu preformlar 2θ = 32° de grafit içerigine bağlı olarak artan şiddette grafit piklerini göstermektedir. Şekil 4.4 deki fotoğraflar yapıdaki karbon adacıkları ve sürekli poroziteyi açık şekilde göstermektedir. Grafit ilavesi por boyutlarında önemli ölçüde artış meydana getirmiştir. Cıva porozimetresi kullanılarak elde edilen por boyutlu dağılım diyagramları Şekil 4.6 dan görülebilir. Üç preform için por dağılımı dar bir aralıkta gerçekleşmektedir. Grafit ilavesi por boyut dağılımını değiştirmiştir. Preformlara ait por karakteristikleri Tablo 4.1 de özetlenmiştir. I no lu preform için cıva porozimetre ile ölçülen iskelet yoğunluğu 1.48 gcm⁻³ değeri amorf karbonun yoğunluğu olan 1.5 gcm⁻³ ile çok yakın olduğundan yapıda porların sürekli olduğu savını doğrulamaktadır Yapı içersinde isole porların bulunması preformun iskelet yoğunluğunun amorf karbonun yoğunluğundan çok daha düşük bir değerde çıkmasına neden olacaktır. Grafit ilavesiyle por boyutu I no lu preform için 1.6 µm değerinden II no lu preformda 4.83 µm, III no lu preform için ise 6.83 µm değerine arttırmıştır

Tablo 4.1 Preformların Cıva Porozimetri ile Elde Edilen Por Karakteristikleri

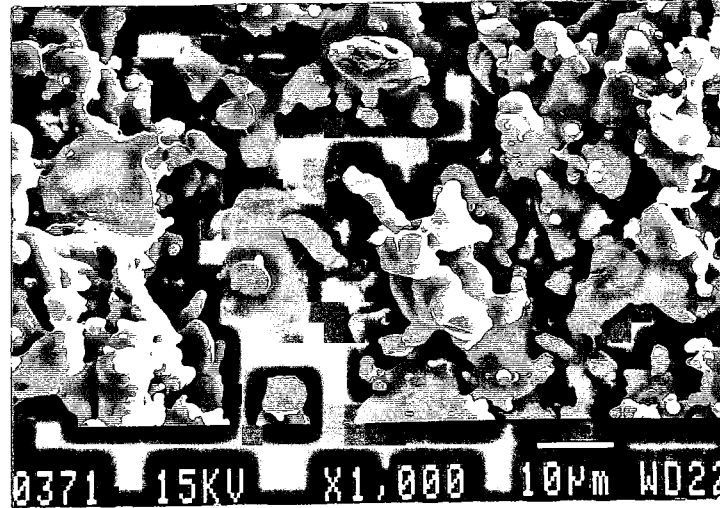
Preform	%100 Amorf Karbon (µm)	% 80Amorf Karbon+% 20Grafit (µm)	%60Amorf Karbon+%40Grafit (µm)
Medyan Por Çapı (Hacim)	1.6	4.83	6.83
Medyan Por Çapı (Alan)	0.004	0.004	0.007
Ortalama Por Çapı (4V/A)	0.537	0.039	1.039



a)



b)

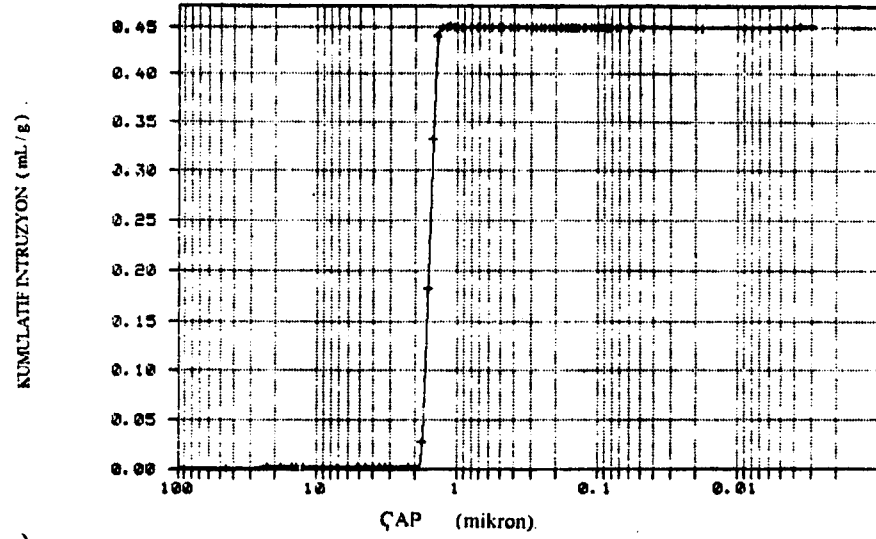


c)

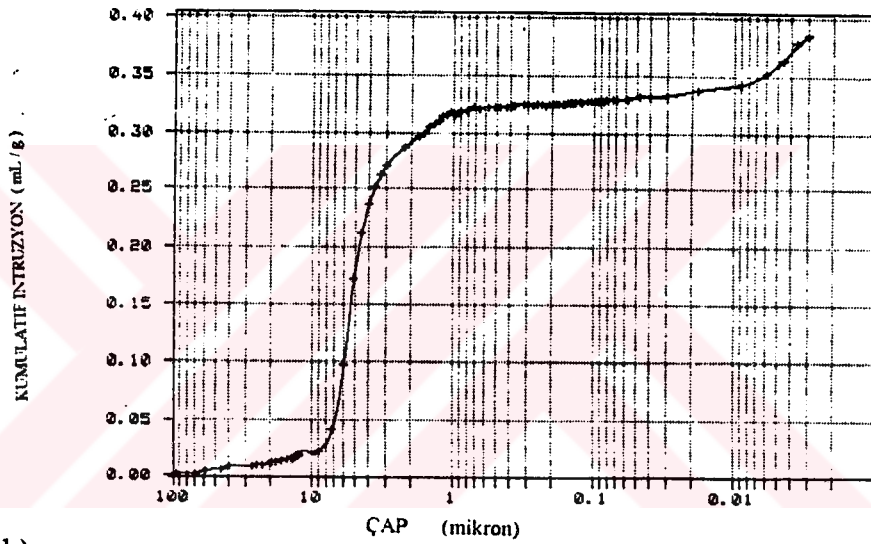
Şekil 4.4. Infiltrasyonda Kullanılan Preformların Tarama Elektron Mikroskop Görüntüsü a) I no lu Preform (%100 Amorf Karbon) b) II no lu Preform (%80 Amorf Karbon + %20 Grafit) c) III no lu Preform (%60 Amorf Karbon+%40 Grafit)



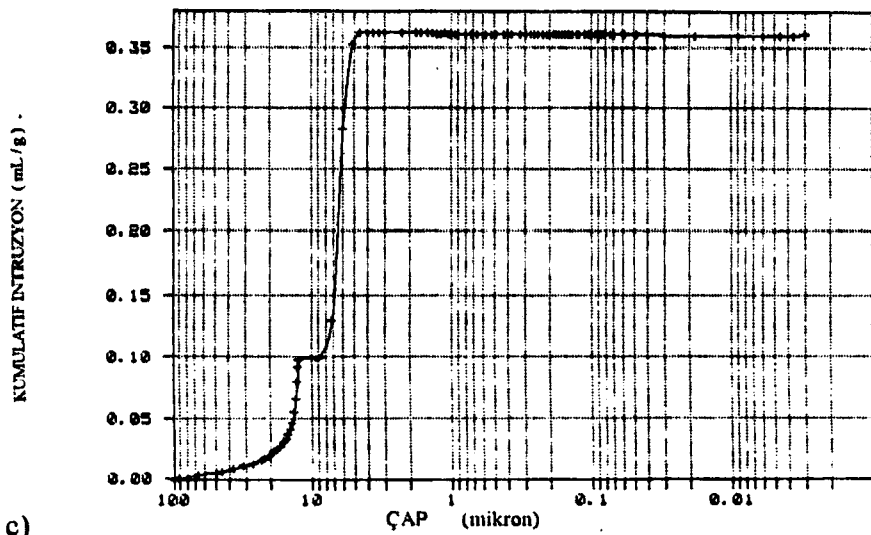
Şekil 4.5 Üç Farklı Preforma ait X Işımları Diffraksiyon Verileri



a)



b)



c)

Şekil 4.6 Preformlara Ait Cıva Porozimetresi Analiz Sonuçları

a) I no lu Preform (%100 Amorf Karbon) b) II no lu Preform (%80 Amorf Karbon+%20 Grafit) c) III no lu Preform (%60 Amorf Karbon+%40 Grafit)

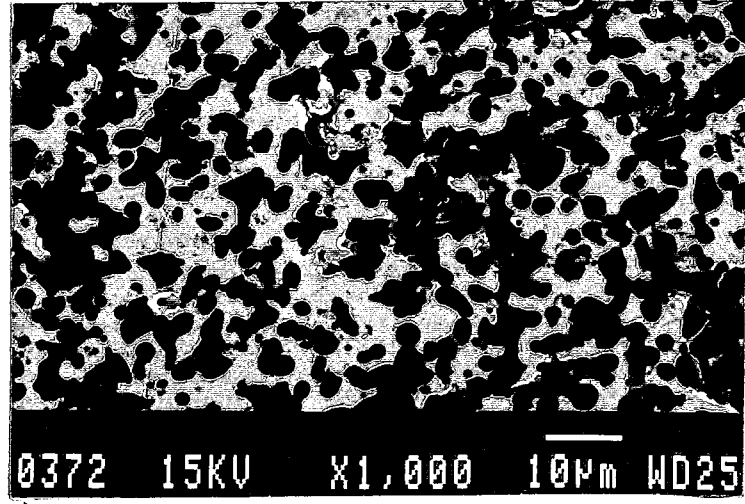
4.2.2 Kompozitin Karakterizasyonu

Üç farklı preformun sıvı metal infiltrasyonu sonrası elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 4.7 den görülebilir. Bu yapılarda gri renkli faz Cu alaşımı infiltre edilen bölgeler, siyah bölgeler ise karbondur. Grafit partikülleri ve infiltre edilemeyen bölgeler ise siyah faz içerisinde kontrastlı bölgelerdir. Mikroyapı bileşenleri karbon ve metalik faz, I no lu kompozitte II ve III no lu kompozite oranla (Şekil 4.7.b), Şekil 4.7.c) çok daha ince bir dağılım göstermektedir. Yapı içerisinde grafit partiküllerinin hacim oranının artırılması partiküller etrafında infiltre edilemeyen bölge miktarını arttırmıştır. Grafit partiküllerinin aglomerasyonu görülmemektedir. Bununla birlikte amorf karbonun sistemde daha önceden bulunan grafit partikülleri üzerinde çekirdeklendiği ve grafit çevresinde izole porlar oluşturduğu ve bu nedenle alaşımın bu bölgeleri infiltre edemediği anlaşılmaktadır.

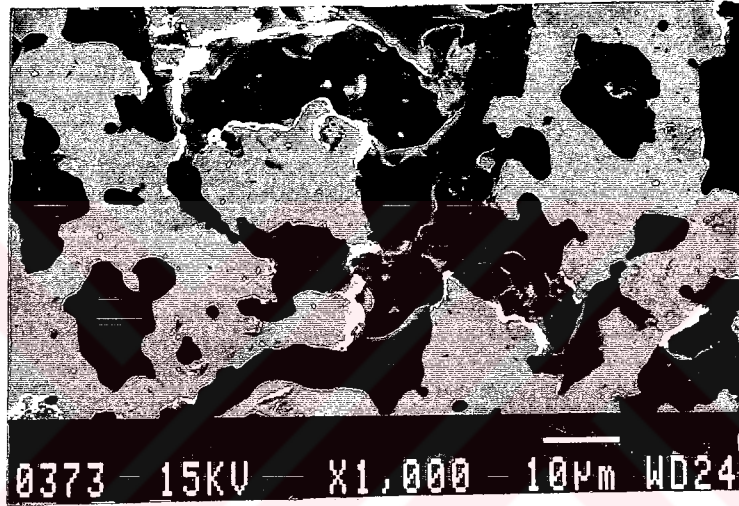
Üç farklı preformun infiltrasyon mikroyapılarının tarama elektron mikroskopu ile çekilen mikroyapıları, kantitatif görüntü analiz yöntemi kullanılarak değerlendirilmiştir. Matriks alaşımı, karbon adacıkları hacim oranı ve karbon adacıkları arası mesafenin artan grafit miktarı ile değişimi belirlenerek Tablo 4.2.de verilmiştir.

Tablo 4.2. Basınçlı İnfiltrasyon Yöntemi ile Üretilmiş Cu-C Kompozitlerin Mikroyapısal Karakterizasyonu

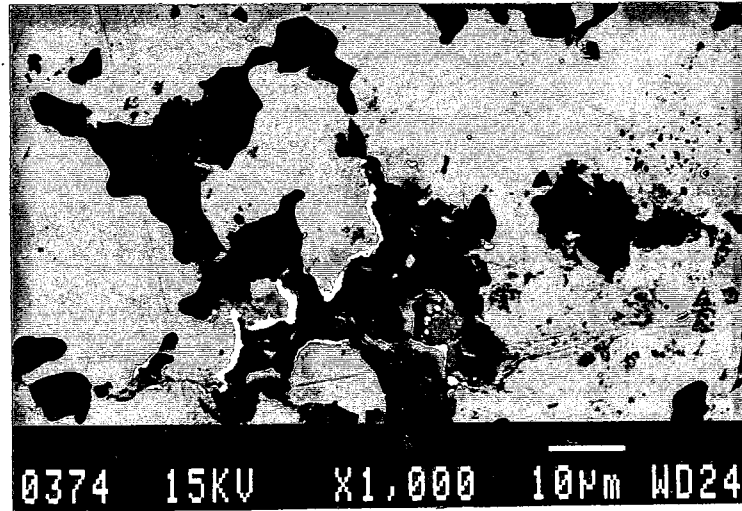
PREFORM	Matriks Hacim Oranı	Karbon Adacıkları Hacim Oranı	Porozite Hacim Oranı	Karbonlar Arası Mesafe
%100 Amorf Karbon	0.43	0.50	0.07	12 (μ)
%80 Amorf Karbon+%20 Grafit	0.48	0.43	0.09	83 (μ)
%60 Amorf Karbon+%40 Grafit	0.67	0.24	0.09	59 (μ)



a)



b)



c)

Şekil 4.7 İnfiltrasyonla Üretilen Kompozitlerin Tarama Elektron Mikroskop Görüntüsü a) I no lu Kompozit (%100 Amorf Karbon+Bakır Alaşımı) b) II no lu Kompozit (% 80 Amorf Karbon + %20 Grafit+Bakır Alaşımı) c) III no lu Kompozit (%60 Amorf Karbon + %40 Grafit+Bakır Alaşımı)

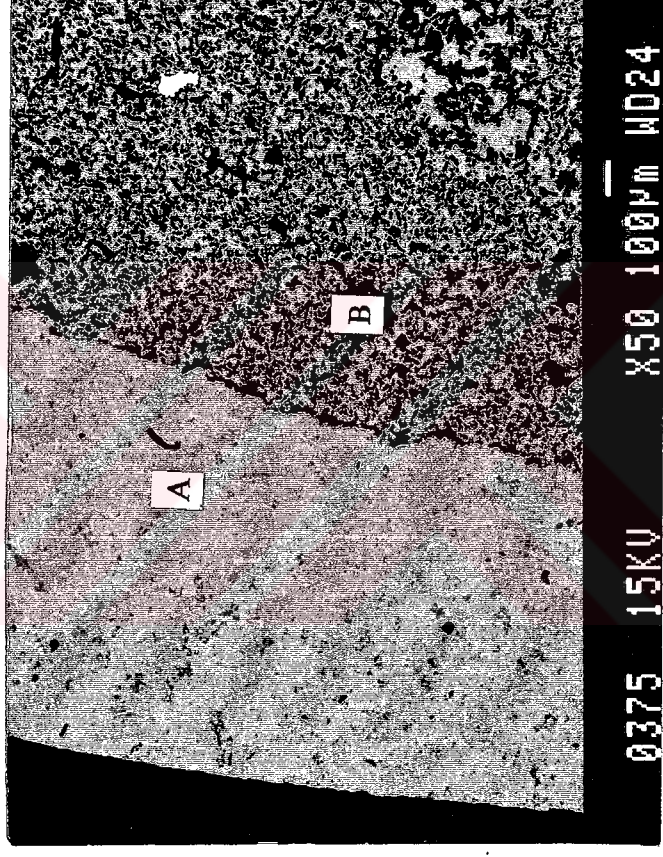
Basınçlı İnfiltrasyon kompozitlerinden, I no lu preformun (%100 amorf karbon) infiltrasyon sonrası büyük büyütme mikro yapıları ve bu yapıların karakterizasyonu Şekil 4.8 ve Şekil 4.9 dan görülebilir. Şekil 4.8.a da kompozit etrafındaki parlak bölge (A Bölgesi) alümina kalıbın iç yüzeyi ile preformun dış yüzeyi arasındaki boşluğa karşılık gelmektedir. Bu bölge infiltrasyonun ilk gerçekleştiği bölgedir. Bu nedenle preforma sıvı metal girişi sadece preformun altından değil yan bölgelerde olmak üzere üç boyutta gerçekleşir. Kompozitin iç bölgesi ince bir dağılım gösteren iki fazdan ibarettir. Bu fazlar parlak görünümlü bakır alaşımı ve koyu görünümlü karbon adacıklarıdır.

Kompozitle dış yüzey arasındaki bölgede (Şekil 4.8.a daki A-B ara yüzeyi) daha yüksek büyütmede yapılan mikroyapı incelemesi ortalama 40 µm kalınlığında kromca zengin bir fazın varlığını göstermiştir. Bu bölgeye ait geri saçılmış elektron ve karakteristik X ışınımı dağılım diyagramı Şekil 4.8.b ve 4.8.c verilmiştir. Her iki fotoğrafta alt bölüm kompozitin dış yüzeyindeki bakır alaşımı, üst bölüm ise kompozitin iç bölgesini temsil etmektedir. Burada alaşım içerisindeki kromun büyük miktarının ara bölgedeki reaksiyon tabakasında yoğunlaştığı açık şekilde görülmektedir.

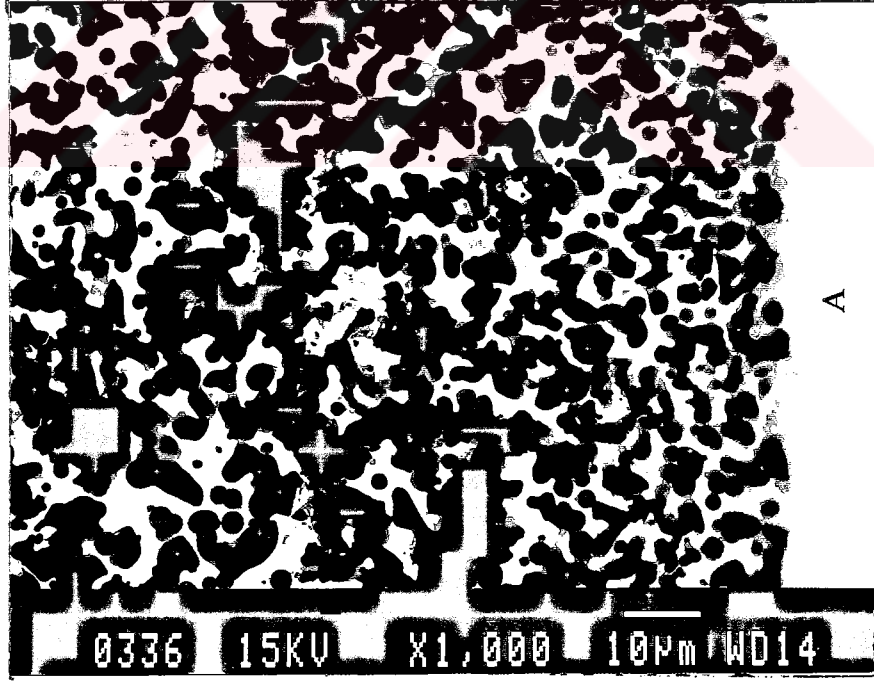
Kompozitin reaksiyon zonu ve iç bölgesinden yüksek büyütmede alınan tarama elektron mikroskop görüntüleri ve enerji dağılım spektral analizleri Şekil 4.9.a ve Şekil 4.9.b den görülebilir. 40 µm kalınlığındaki reaksiyon bölgesindeki mikro yapı ise, iç bölgeye oranla çok daha farklı bir karakter göstermektedir. Bu bölgede karbon adacıklarını çevreleyen ve beraber çökelmiş; hacim miktarı da yüksek gri bir faz söz konusudur. Şekil 4.9.a daki spektrum sırasıyla matriks, karbon adacıkları ve açık gri fazdan alınmıştır. Matriks 40 µm kalınlığındaki reaksiyon tabakasının iç ve dış tarafında sadece bakır ve silisyum içermektedir. (Şekil 4.9.a ve 4.9.b de alttaki en sol diyagram). Karbon adacıkları ise muhtemelen karbon preformun pirolizi esnasında sisteme gelmiş olan bir miktar kükürt içermektedir (Şekil 4.9.a ve 4.9.b de alt orta diyagram). Kompozitin içerisinde parlak matriks fazı (bakır alaşımı) ve siyah karbon adacıkları olmak üzere iki faz vardır (Şekil 4.9.b). Karbon adacıklarının yüzeyine yakın yerlerde çok ince yapılı çökelti görülür. Kompozitin iç bölgesinde karbon adacıkları yanındaki açık renk çökelti bölgesinin ise bakır, silisyum ve karbon içermesi (Şekil 4.9.b de alt en sağdaki diyagram) bu bölgede silisyum karbür oluşumunu gündeme getirmektedir. 40 µm kalınlığındaki reaksiyon bölgesinde krom

konsantrasyonunun çok yüksek olması ise bu bölgede krom karbür oluştuğunu düşündürmektedir.

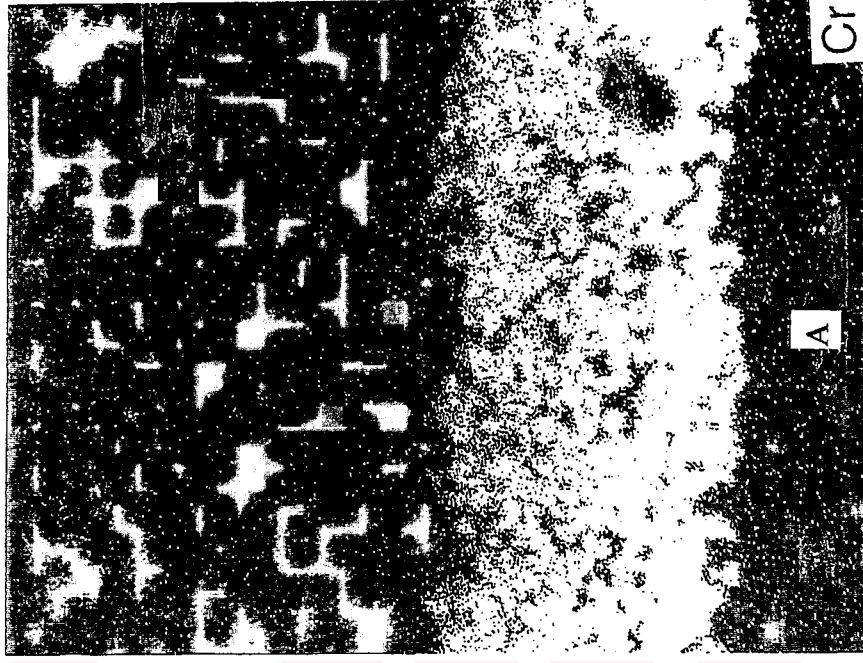
Basınçlı infiltrasyon kompozit üretiminde yüzeyde bu reaksiyon tabakasının oluşum mekanizması tam olarak anlaşılamamıştır. Bu olay krom karbürle silisyum karbürün birbirlerine karşı relatif stabilitesi veya oluşum hızları ile ilgili olabilir. Burada açıkça görülen infiltre edilen sıvı metaldeki kromun karbon ile hemen reaksiyona girdiğidir. Bu nedenle preform içersine girmeden alaşım içersindeki kromun büyük bir kısmı bitmektedir. Aynı zamanda infiltrasyon öncesi preform iç sıcaklığı alaşımın liküdüs sıcaklığının 50 K altında, sıvı metal ise 150 K kadar üstünde bir süper ısıya sahiptir. Bu nedenle sıvı metal preform içersine girdiğinde bu bölgede ani soğuyabilme ihtimali söz konusudur. Oysa preformun dış yüzeyinde daha fazla bir temas süresi vardır. Sıvı metal-karbon etkileşiminin uzun olması daha fazla reaksiyonun gerçekleşmesine neden olacaktır. Krom karbür oluşumunun termodinamik incelemesi 1400 K de olası muhtemel krom karbür fazlarının serbest enerjileri Cr_3C_2 için -4594 cal/mol K; Cr_7C_3 için -4065 cal/mol K ve Cr_{23}C_6 için -2741 cal/mol K olarak bulunmuştur. Bu da mevcut şartlarda en kararlı karbür türünün Cr_3C_2 olduğunu işaret etmektedir.



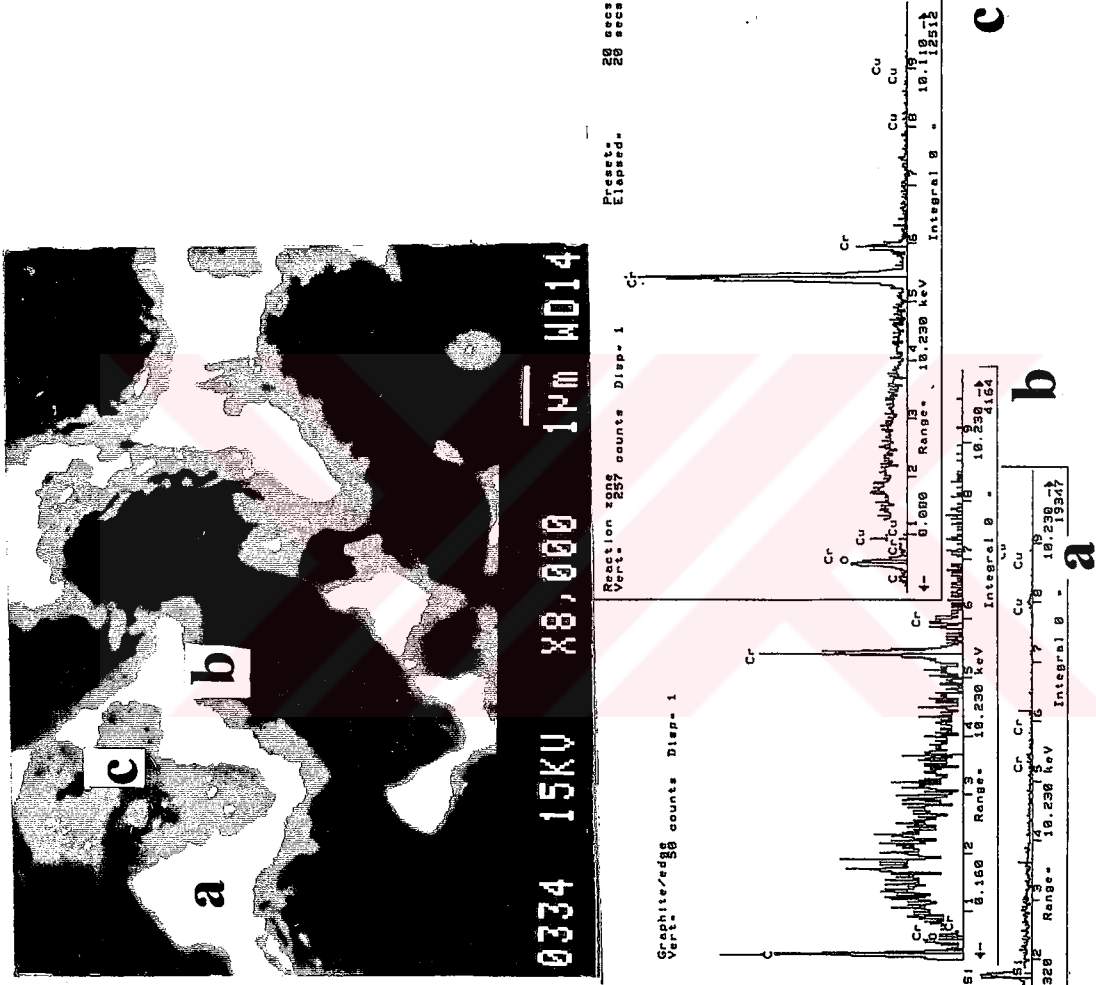
Şekil 4.8.a. I no lu Preformun İnfiltrasyonu Sonrası Oluşan Mikro Yapının Düşük Büyütmedeki Görüntüsü
a) Kalıp Preform Arasında Kalan Boşluğa Dolan Metal b)Kompozitin İç Bölgesi Parlak Bölgeler Bakır Alaşımı
Siyah Bölgeler Karbon



Şekil 4.8.b Kompozitten Alınan Geri Saçılmış Elektron Görüntüsü. Üst Bölüm Kompozitin İç Bölgesi, Alt Bölüm Şekil 4.8.a da Kompozitin Dış Yüzeyine Karşılık Gelen Bölge (A)

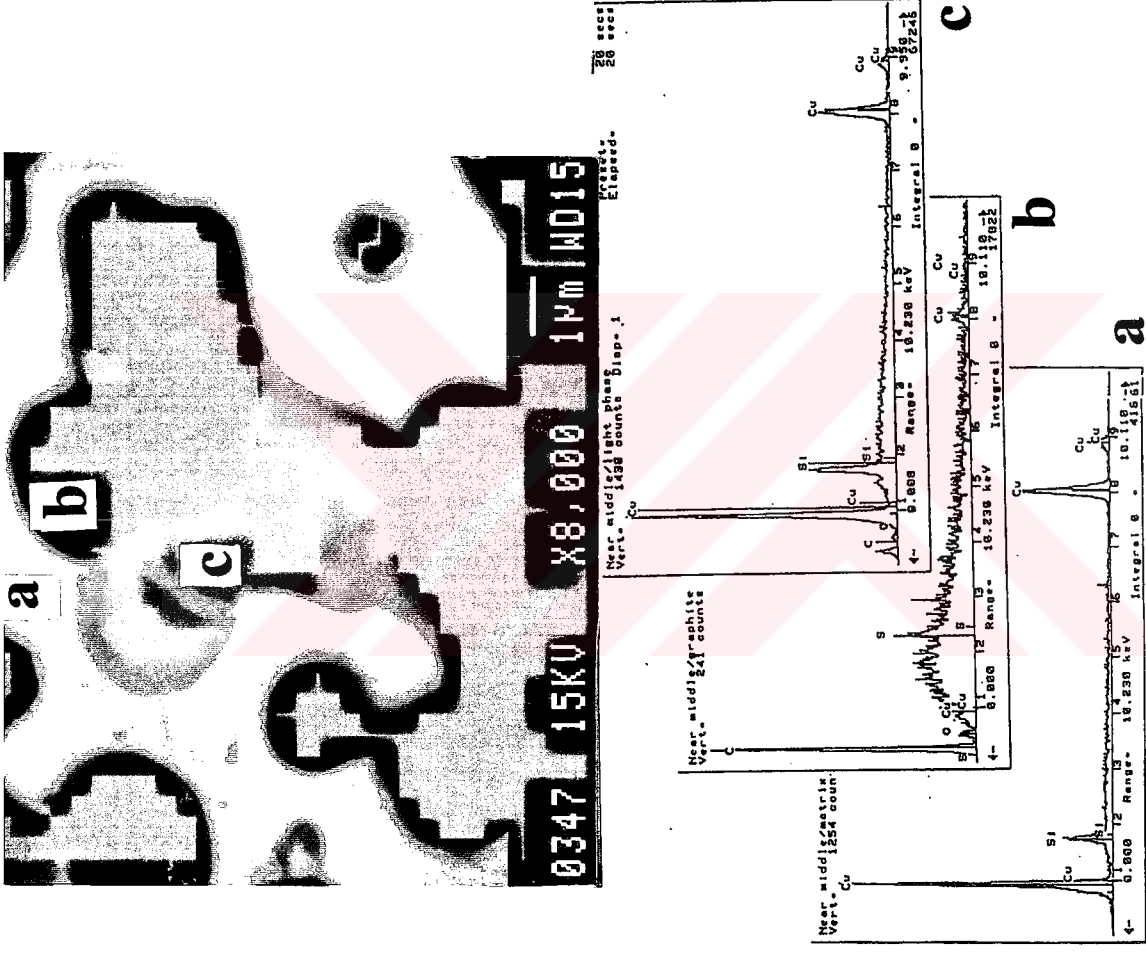


Şekil 4.8.c Yandaki Şekle (4.8.b) Göre Yapı İçerisinde Krom Dağılımını Gösteren Karakteristik X Işınımı Dağılım Diyagramı



Şekil 4.9.a Kompozitin Dış Bölgesinden (Reaksiyon Bölgesi) Yüksek Büyütmede Alınan SEM Görüntüsü ve EDS Analizleri

a) Matris Fazı b) Karbon-Reaksiyon Bölgesi Ara-yüzeyi c) Reaksiyon Tabakası



Şekil 4.9.b Kompozitin İç Bölgesinden Alınan Yüksek Büyütmedeki SEM Görüntüsü ve EDS analizi

a) Matris Fazı b) Karbon Adacıkları c) Karbonun Yanındaki Gri Faz

İnfiltrasyon sonrası elde edilen kompozitlerin mikro sertlik değerleri, bakır alaşımı ve dökme demirle karşılaştırmalı olarak Tablo 4.3 de verilmiştir. Burada % 100 Amorf Karbon içeren preform ve Bakır Alaşımından üretilen I no lu kompozit 681 HV sertlik değeriyle en sert yapıdır. Daha sonra %80 Amorf Karbon+%20 Grafit ve Bakır alaşımından üretilen II no lu kompozit (324 HV); ve %60 Amorf Karbon+%40 grafit ve bakır alaşımından üretilen III no lu kompozit (381 HV) gelmektedir. Dökme demir için bu sertlik değeri 230 HV; Cu-6Si-0.9 Cr alaşımı için ise 168 HV dir. Amorf karbon için literatürde verilen sertlik değeri 1500 HV (8 Mohs) dir. Bu durumda yumuşak bakır alaşımının %100 Amorf Karbon preforma infiltrasyonu sonrası elde edilen I no lu kompozitin en yüksek sertlik değerine sahip olması beklenecek bir durumdur. Preformlarda grafit miktarının artışına bağlı olarak sertlik değerinde meydana gelmesi muhtemel azalma deneysel sonuçlarla da desteklenmektedir. II ve III no lu kompozitler sertlik açısından birbirine yakın sayılabilecek değerlerdedir. Fakat bu sertlik değerleri I no lu kompozitin sertlik değeri ile karşılaştırıldığında ortalama yarı yarıya azalmış durumdadır. Preforma grafit ilavesi ve buna bağlı olarak mikroyapının metalik bileşeninin boyutlarının I no lu kompozite göre çok daha büyük olması (Şekil 4.20) sertlik değerindeki bu farklılığın nedenidir. Aşınma deneylerinde kullanılacak malzemenin sertliği yapının göstereceği aşınma direnci hakkında fikir verir. Genel olarak en yüksek sertliğe sahip malzemenin aşınma direnci en yüksektir. Bu noktadan hareketle % 100 Amorf Karbon içeren preformdan üretilen I no lu kompozit en yüksek sertliğe sahip olduğundan en yüksek aşınma direncine sahip olması beklenir.

Tablo 4.3 Deneysel Çalışmalarda Kullanılan Malzemelerin Mikro Sertlik Değerleri (Kompozitlerin Sertliği Metal Bölgelerinden Alınan Değerlerdir)

Malzeme	Mikro Sertlik (HV)
I no lu Kompozit	681
II no lu Kompozit	324
III No lu Kompozit	381
Bakır Alaşımı	168
Dökme Demir	230

4.3 KOMPOZİTLERİN AŞINMA VE SÜRTÜNME DAVRANIŞININ KARAKTERİZASYONU

4.3.1 Bakır Alaşımı- Amorf Karbon Kompozitlerin Dökme Demire Karşı Aşınma ve Sürtünme Davranışı

4.3.1.1 Genel Aşınma ve Sürtünme Davranışı

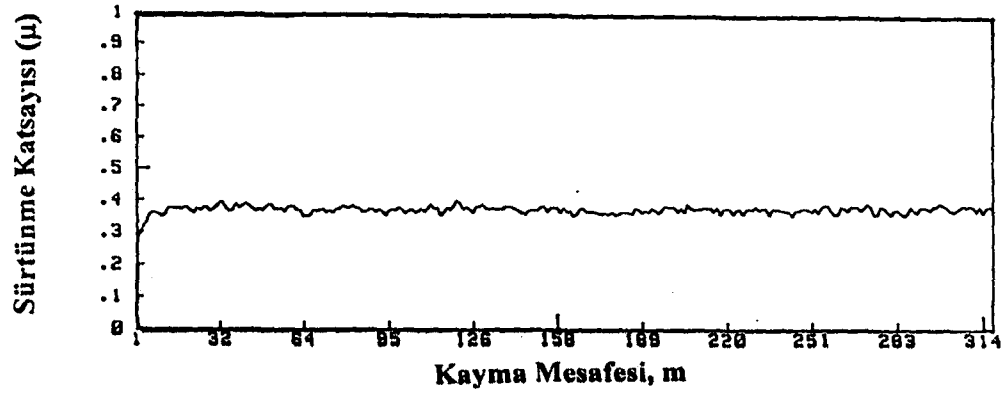
Aşınma ve sürtünme deneylerinde kayma mesafenin fonksiyonu olarak elde edilen, aşınma değerleri ve sürtünme katsayısına ait veriler Şekil 4.10 dan görülebilir. Şekil 4.10.a Cu-6Si-0.9Cr alaşımmın dökme demire karşı aşınması esnasında sürtünme katsayısını, Şekil 4.10.b ise buna karşılık gelen aşınma değerlerini göstermektedir. Her durum için kararlı durum sürtünme katsayısına karşılık gelen bölgede kararlı aşınma olduğundan hareket ederek; kayma mesafesine karşı sürtünme aşınmasını (contact displacement; pim yükseklik kaybı) temsil eden eğrinin eğimi pimlerin aşınma hızı olarak kabul edilmiştir. Çünkü deneylerde dökme demir plaka yüzeyinde dikkate alınacak ölçüde bir aşınma meydana gelmemiştir. Şekil 4.10.c ise bakır alaşımı - amorf karbon preform esaslı (%100) I no lu kompozitin dökme demire karşı aşınmasında elde edilen tipik sürtünme katsayısı diyagramıdır. Kompozitten elde edilen aşınma diyagramları ise matriks bakır alaşımı için elde edilen ve 4.10.b de verilen diyagramlarla özdeşlik göstermektedir. Bakır alaşımı (Cu-6Si-0.9Cr) pimler tüm yük şartlarında; aşınma prosesinin ilk peryodu olan kararsız durumda sürtünme katsayısı değerinde hafif bir artış göstermiş ve sabit bir sürtünme katsayısı değerine ulaşmıştır. Benzer yük koşullarında kompozit pim ise, sürtünme katsayısında önce bir artış daha sonra düşme göstererek kararlı durum sürtünme katsayısına ulaşmıştır.

İki malzemenin kararlı durum öncesi, geçiş bölgelerindeki farklılıklar Şekil 4.11 den daha iyi anlaşılabilir. Matriks alaşımmın (Cu-6Si-0.9Cr) aşınması esnasında sürtünme katsayısı yük göz önüne alınmaksızın kararsız durum sürtünme katsayısında daima bir artış göstermiştir. Kompozit pim için ise düşük ve yüksek gerilme şartlarında (7.86 MPa ve 43 MPa) farklı bir davranış söz konusudur.

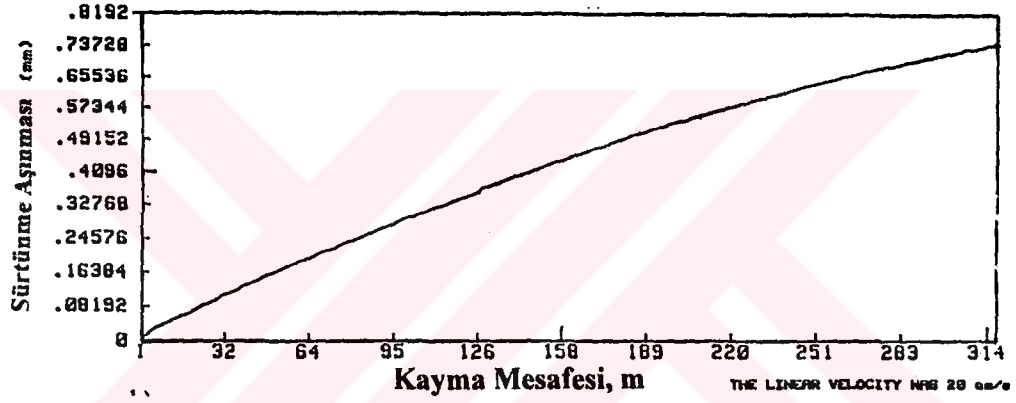
Düşük gerilme şartlarında kompozit pimin sürtünme katsayısı, kararlı durum öncesi peryotta 60 m içersinde 0.22 den 0.12 değerine düşmekte ve daha sonra (750 metre civarı) kararlı konum sürtünme katsayısı 0.16 değerine ulaşmaktadır. Yüksek

gerilme şartlarında ise sürtünme katsayısı 0.25 den sekiz metre içersinde 0.43 değerine ulaşmakta yirmi beş metre gibi bir mesafede ise kararlı durum sürtünme katsayısı 0.21 değerine hızlı bir düşüş göstermektedir.

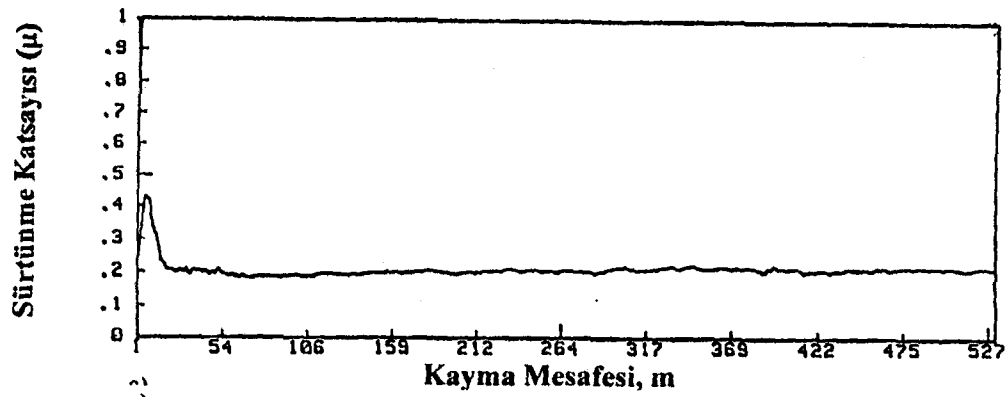
Dökme demire karşı aşınan; bakır alaşımı (Cu-6Si-0.9Cr), %100 Amorf Karbon Preformdan üretilen I no lu kompozit ve dökme demir pim için kararlı durum sürtünme katsayısının uygulanan normal gerilme ile değişimi Şekil 4.11 den incelenebilir. Bakır alaşımı için sürtünme katsayısı 5.85 MPa dan 47 MPa a artan normal gerilme şartlarında 0.24 den 0.37 ye artmıştır. Matriks bakır alaşımı bütün yük şartlarında önemli ölçüde yüksek bir sürtünme katsayısı vermiştir. Kompozit pim için ise sürtünme katsayısının yüke bağımlı olmaksızın 0.15 ile 0.2 arasında değiştiği görülmektedir. Dökme demir pim en yüksek sürtünme katsayısını vermesine rağmen yüksek gerilme şartlarında meydana gelen aşırı adhesif aşınma cihazda aşırı titreşim oluşturmuş ve dolayısıyla yeterli sayıda data elde edilememiştir.



a)

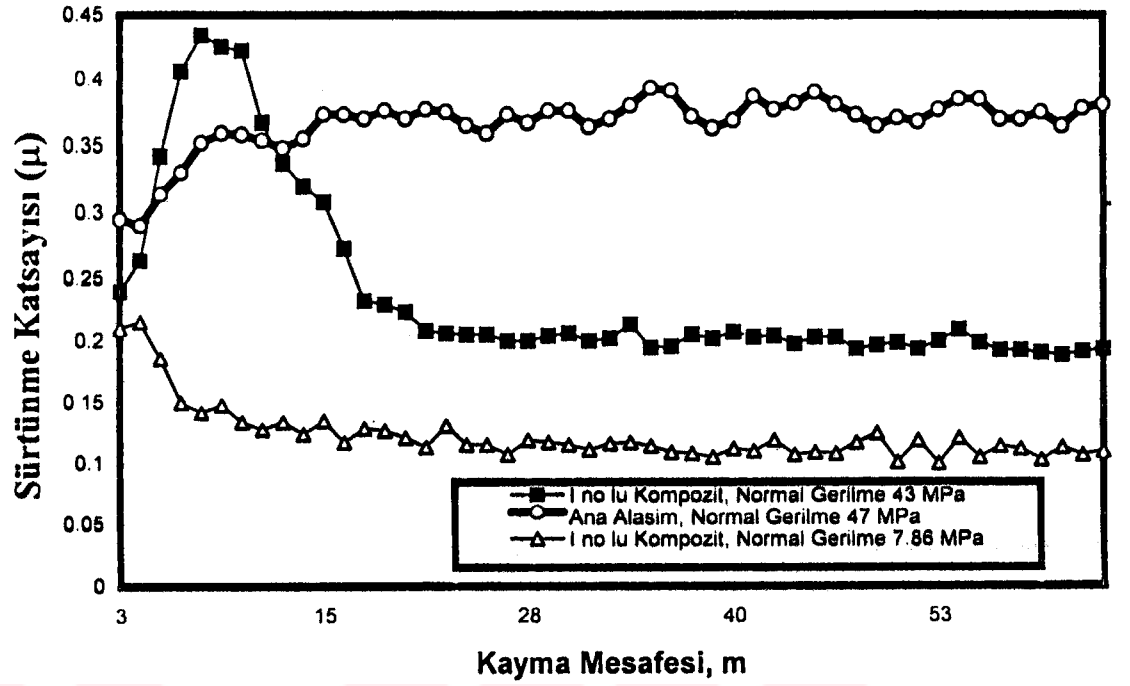


b)

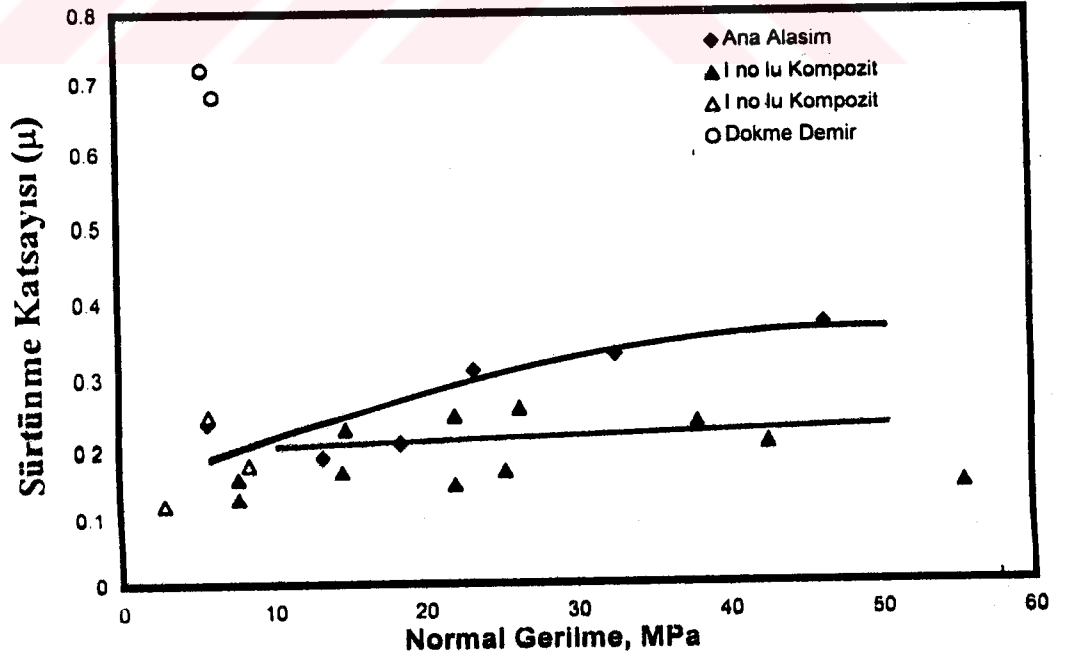


c)

Şekil 4.10.a Aşınma Deneylerinden Elde Edilen Kayma Mesafesine Karşı Sürtünme Katsayısı ve Aşınma Diyagramları a) Bakır Alaşımı Pim Dökme Demire Karşı (Normal Gerilme 47 MPa) b) Dökme Demire Karşı Aşınan Bakır Alaşımının Aşınma Diyagramı (Normal Gerilme 47 MPa) c) %100 Amorf Karbon+ Cu Alaşımı Kompozit Dökme Demire Karşı (Normal Gerilme 43 MPa)



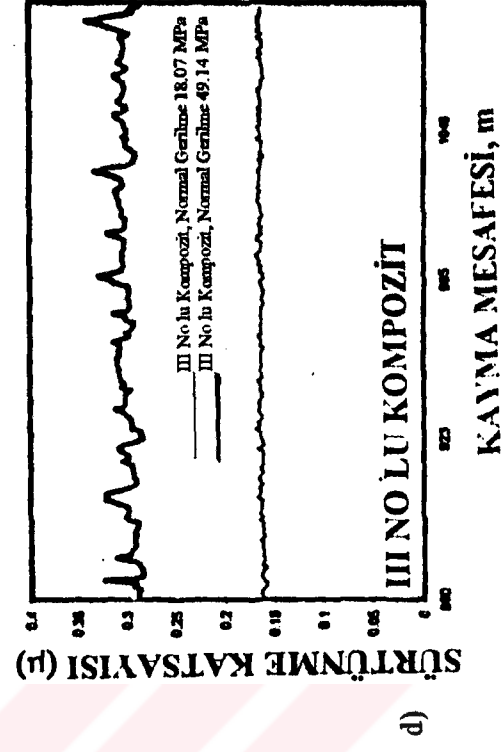
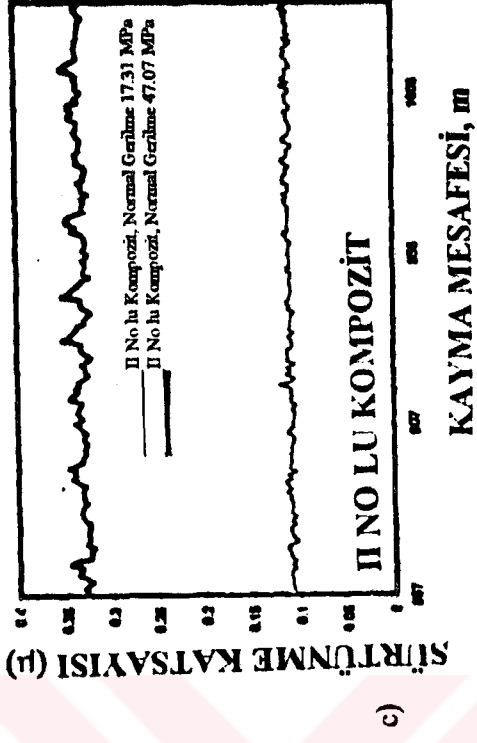
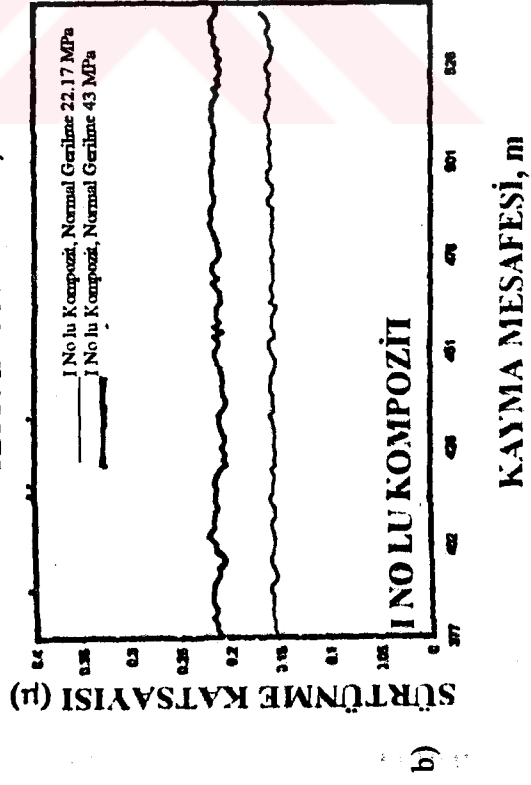
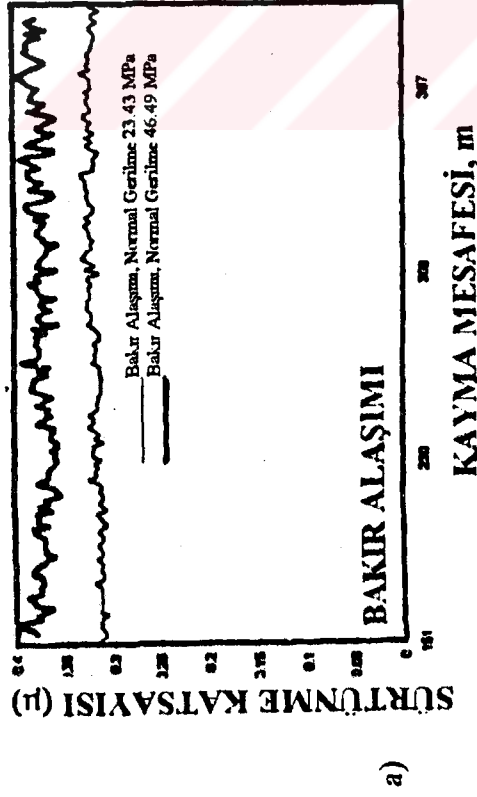
Şekil 4.11. Oda Sıcaklığında Dökme Demire Karşı Aşınma Esnasında Kararsız Durumda Sürtünme Katsayısının Değişimi



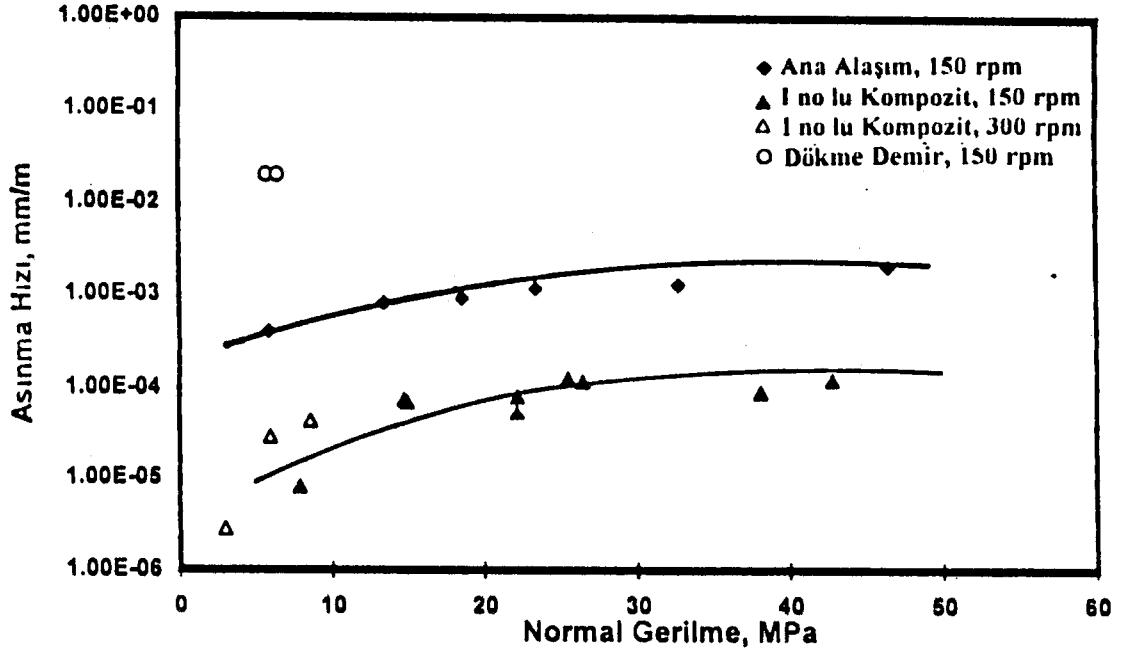
Şekil 4.12 Oda Sıcaklığında Dökme Demire Karşı Aşınma Esnasında Uygulanan Gerilmenin Fonksiyonu olarak Sürtünme Katsayılarının Değişimi

Malzemelerin kararlı durum sürtünme katsayısı üzerinde uygulanan normal gerilmenin etkisi Şekil 4.13 den görülebilir. Grafikler normal gerilmenin artışıyla hem sürtünme katsayısının arttığını hem de I no lu kompozit dışında diğer malzemelerde sürtünme katsayısı saçılma miktarının arttığını göstermektedir. Matriks bakır alaşımı için (Cu-6Si-0.9Cr) sürtünme katsayısının sadece mutlak değeri değil aynı zamanda saçılma miktarı da artan yüklerle artmaktadır (Şekil 4.13.a). I no lu kompozit ise (Cu alaşımı-%100 Amorf karbon) sürtünme katsayısında matriks alaşımına oranla çok daha düşük bir saçılma değeri göstermektedir. Bu saçılma artan normal gerilme koşulları ile de herhangi bir artış göstermemektedir (Şekil 4.13.b). Şekil 4.13.c ve 4.13.d ise grafit içeren II ve III no lu kompozit pimlerin davranışlarını temsil etmektedir. Burada her iki kompozitte düşük yük koşullarında I no lu kompozitin düşük gerilme şartlarında verdiği sürtünme katsayısına benzer bir davranış sergilemektedir. Sürtünme katsayısının mesafeyle değişiminde herhangi bir saçılma görülmemektedir. Fakat yükün artışı sürtünme katsayısının mutlak değeri ve mesafeyle değişiminde farklılığa neden olmaktadır. Yükün artışı grafit içeren bu kompozitlerde sürtünme katsayısının mutlak değerini arttırmanın yanında sürtünme katsayısında görülen saçılma miktarının da artmasına neden olmaktadır. Bu konu daha ayrıntılı olarak grafit içeren kompozitlerin aşınma ve sürtünmesi başlığı altında tartışılmaktadır.

Bakır alaşımı, I no lu (Cu alaşımı-% 100 Amorf karbon) kompozit ve dökme demir pim için dökme demire karşı aşınma hızlarının normal gerilmeye bağlı olarak değişimi Şekil 4.14 den incelenebilir. Aşınma her üç sistem içinde artan yük ile artmaktadır. Dökme demir pim en hızlı aşındır. Bununla birlikte I no lu kompozit (Cu Alaşımı-%100 Amorf Karbon) bakır alaşımı pime oranla on kat daha az aşınmaktadır.



Şekil 4.13 Düşük ve Yüksek Gerilme Koşullarında Kararlı Durum Sürtünme Katsayısının Mesafeyle Değişimi
a) Bakır Alaşımı b) I no lu Kompozit c) II no lu Kompozit d) III no lu Kompozit



Şekil 4.14 Dökme Demire Karşı Aşınma Esnasında, Normal Gerilmenin Fonksiyonu Olarak Elde Edilen Aşınma Hızları

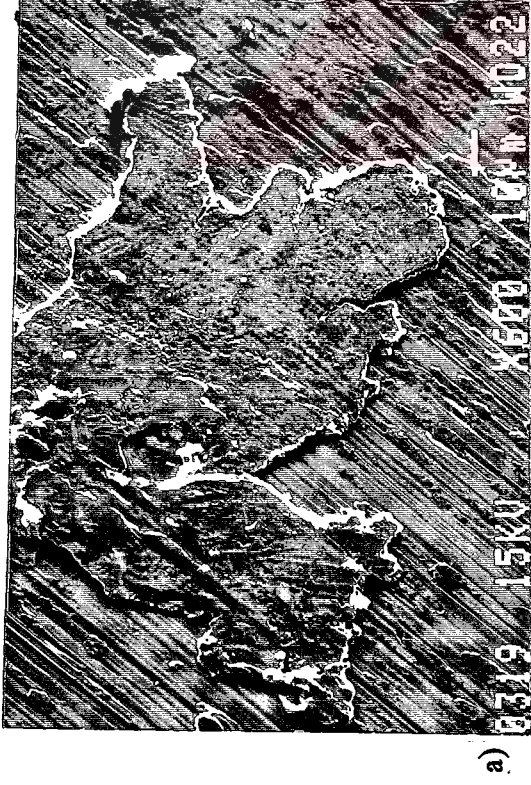
4.3.1.2 Aşınma Yüzeyinin Metalografik İncelenmesi

Pim yüzeylerinin aşınma sonrası mikroskopik incelemesi, bakır alaşımı pimin (40 MPa, 20 ms⁻¹) triboyüzeyinin %100 Amorf Karbon içeren preformdan üretilen I no lu kompozite göre çok daha farklı bir tribo-yüzeye sahip olduğunu göstermiştir (Şekil 4.15 a ve b). Matriks alaşımı pimin tribo yüzeyinde; bakır alaşımı pimden kopup karşıt yüzeye giden ve tekrar pim yüzeyine transfer edilen tabaka şeklinde yapılmış izlenimi veren ortalama 50 µm boyutlarında aşınma parçacıkları söz konusudur. Şekil 4.15.a da bu şekilde kopmuş parçaya ait bir örnek görülmektedir. Bu tip bir mikroyapı aşınma sürecinde sürtünen yüzeylerde bulunan mikro düzensizliklerin birbirleriyle etkileşip soğuk kaynak olayını gerçekleştirmeleriyle oluşur. Süreç akabinde ise kırılma ve ayrılma gerçekleşir. Bu mikroyapı sistemde adhesif aşınma şeklinin etkin mekanizma olduğunu göstermektedir [58]. Dökme demir pimde de aynı yüzey yapısı söz konusudur. Bununla beraber I no lu kompozitin (Cu alaşımı-%100 Amorf Karbon) triboyüzeyi matriks bakır alaşımına oranla çok daha farklı bir tribo-yüzey görüntüsü vermiştir. Düşük normal gerilme şartlarında (22 MPa) (Şekil 4.15.b) kompozit yüzeyi belli bölgelerinden kırılmış çok ince bir film tabası ile kaplanmış durumdadır. İnce dağılım gösteren çift fazlı karakteristik mikroyapı bu filme rağmen rahatlıkla görülebilmektedir. Fotoğrafta belli bölgelerdeki keskin parlak

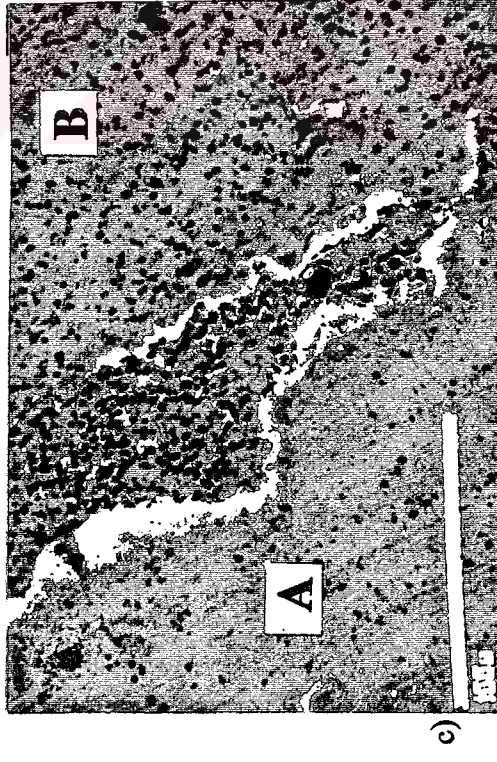
kontrast, yüzey filminin kırıldığı bölgelerde aşınma sonucu oluşmuş yalıtkan partiküllerin birikerek şarj yapımlarından kaynaklanmaktadır. Pim üzerinde normal gerilmenin artışıyla film yapısında oluşan kırıklar artmaktadır (Şekil 4.15.c). Fakat yüzeyi kaplayan film yine aynı karakterdedir. Tek fark tüm yüzey de film kalınlığının heterojen bir karakter göstermesidir. Şekil 4.15.c de A ve B işaretlenen bölgelerde; A bölgesindeki film kalınlığı B bölgesinden daha fazladır.

Bakır alaşımı ve I no lu kompozitin ortalama 40 MPa gerilme altında aşınma sonrası yüzey profilometrisi Şekil 4.16 dan görülebilir. Matriks alaşımı pimin aşınma yüzeyi aşırı bir deformasyon göstermekte, I no lu kompozitin triboyüzeyine göre daha pürüzlü bir yüzey profilometrisi sergilemektedir. Bu durum iki malzeme için farklı aşınma mekanizmalarının olduğunu göstermekte olup; yukarıda belirtilen durumlarla da uyum sergilemektedir.

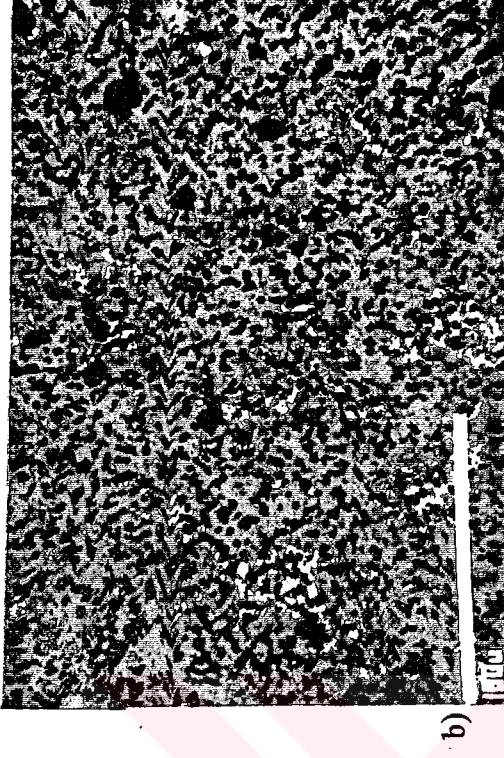
Aşınma deneylerinde dökme demir plaka üzerinde aşınma ürünü partiküller oluşmuştur. Örneğin; I no lu kompozitin dökme demire karşı aşınmasında oluşan parçacıkların Cu K_α enerjisi kullanılarak elde edilen X ışını difraksiyon diyagramları yapının bakır oksit ve amorf karbondan ibaret olduğunu göstermiştir. (Şekil 4.17).



a)



c)

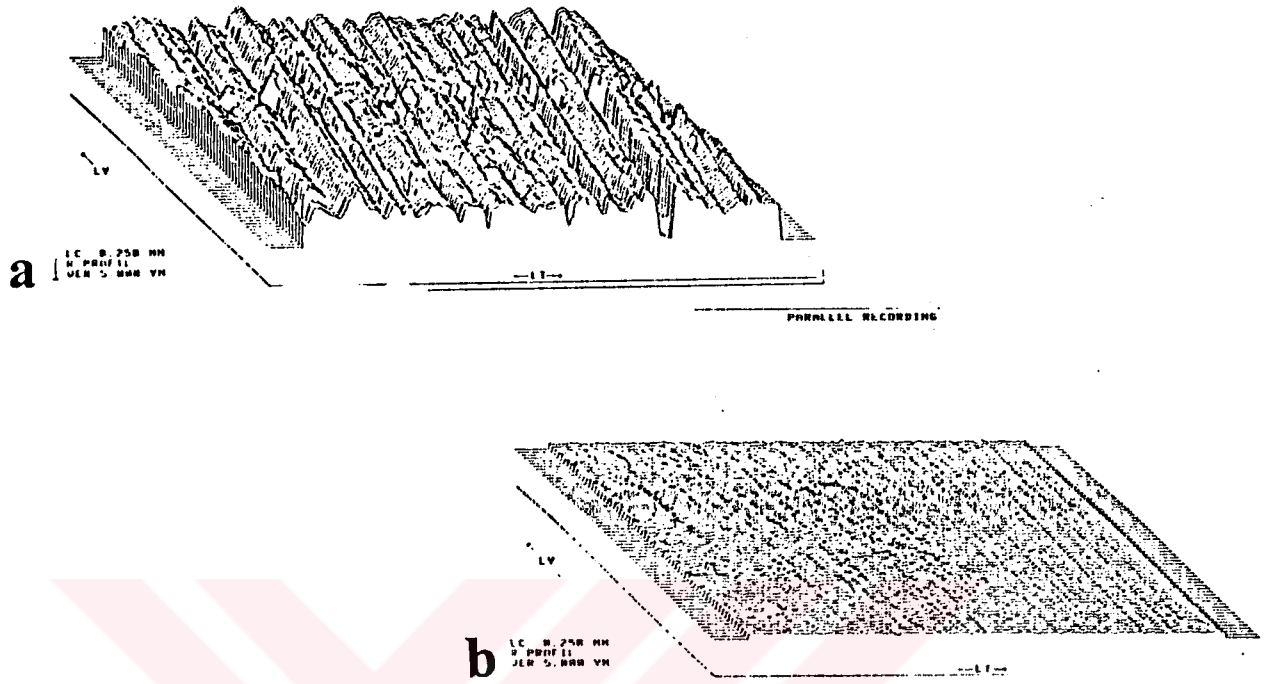


b)

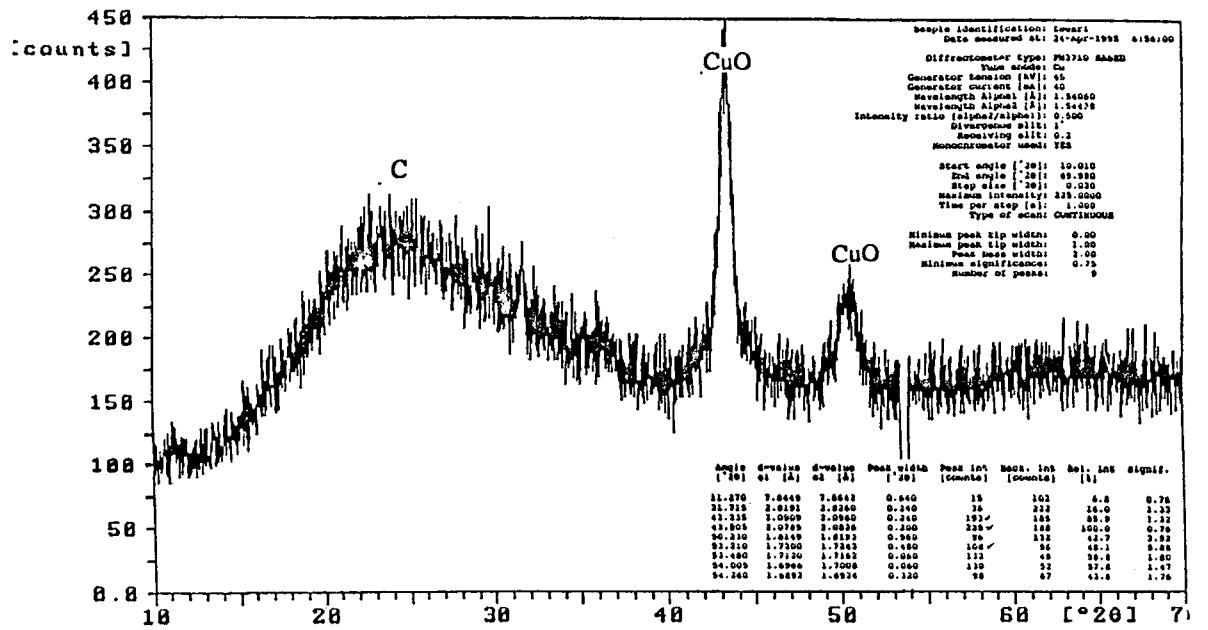


d)

Şekil 4.15 Aşınma Sonrası Yüzeylerin Tarama Elektron Mikroskop Görüntüsü a) Matris Alaşımı Pim (Normal Gerilme 40 MPa) b)%100 Amorf Karbon ve Bakır Alaşımı Kompozit (Düşük Normal Gerilme 23 MPa) c) %100 Amorf Karbon- Bakır Alaşımı (Yüksek Normal Gerilme 43 MPa) d) %80 Amorf Karbon-%20 Grafit ve Bakır Alaşımı Mikroskop Görüntüsü (Normal Gerilme 47 MPa)



Şekil 4.16 Aşınma Sonrası Yüzey Profilometrisi a) Bakır Alaşımı, Normal Gerilme 47 MPa b) Bakır Alaşımı %100 Amorf Karbon Kompozit, Normal Gerilme 43 MPa



Şekil 4.17. I nolu Kompozitin Dökme Demire Karşı Aşınması Esnasında Oluşan Aşınma Taneciklerinin X Işınları Difraksiyon Diyagramları

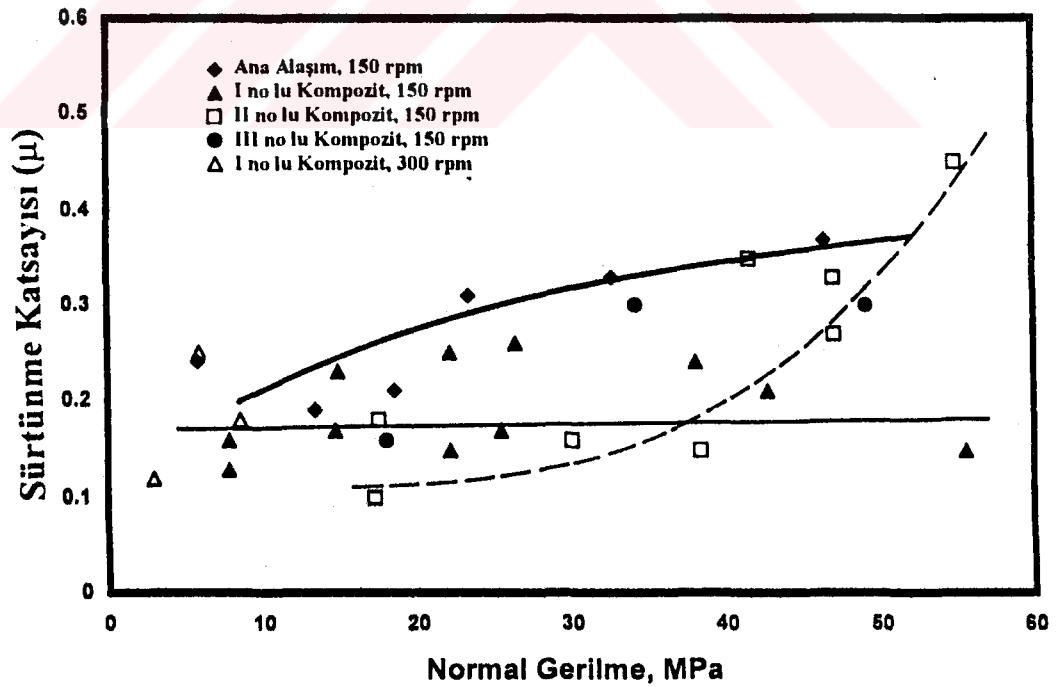
4.3.1.3 Cu-6Si-0.9Cr/Amorf Karbon Kompozitlerde Grafit İlavesinin Aşınma ve Sürtünme Davranışına Etkisi

I, II ve III no lu kompozitlerin (sırasıyla Cu alaşımı-%100 Amorf Karbon, Cu alaşımı-%80 Amorf Karbon+%20 Grafit, Cu alaşımı-%60 Amorf Karbon+%40 Grafit) dökme demire karşı aşınması esnasında sürtünme katsayısının normal gerilmeye bağlı olarak değişimi Şekil 4.18 de verilmiştir. Grafit içeren kompozitler (II ve III no lu) düşük gerilme şartlarında (ortalama 30 MPa a kadar) Bakır alaşımı-%100 Amorf Karbon esaslı kompozitin sürtünme katsayısına eşdeğer bir sürtünme katsayısı vermektedir. Bununla beraber pim üzerine uygulanan gerilme arttığında elde edilen sürtünme katsayısı I no lu kompozitten elde edilen değerlere oranla daha yüksektir ve bakır alaşımı pimin sürtünme katsayısı değerlerine özdeşlik göstermektedir. Elde edilen sürtünme katsayısı değerleri 47 MPa gerilmeye II no lu kompozit için 0.33; III no lu kompozit için 0.3 mertebesinde. Bu gerilme şartlarında bakır alaşımı pim 0.3 gibi bir değer vermektedir.

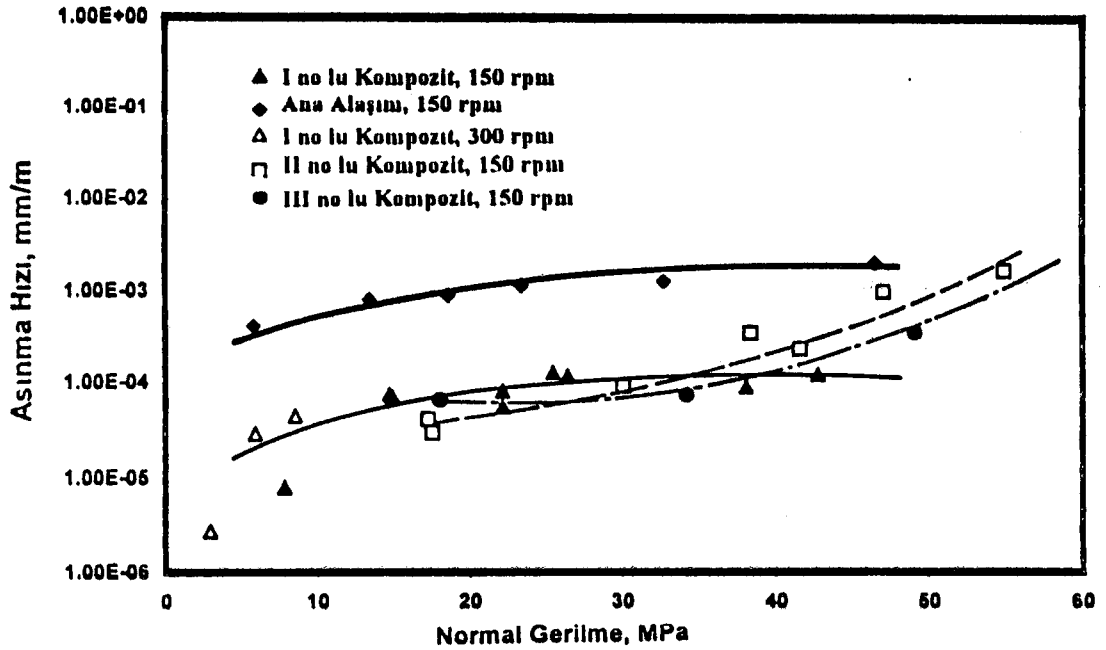
Grafit içermeyen I no lu kompozitte kararlı aşınma esnasında; sürtünme katsayısındaki saçılmalar artan yük ile herhangi bir değişim göstermemektedir (Şekil 4.13.b). Fakat grafit içeren II ve III no lu kompozitler için yüksek yük koşullarında sürtünme katsayısındaki saçılmalar artmakta ve bakır alaşımı pimin gösterdiği saçılmalara benzerlik gösterdiği görülmektedir (Şekil 4.13). Bakır alaşımı ve I no lu kompozitin kararlı aşınma peryodundaki sürtünme katsayıları kendi arasında karşılaştırıldığında sürtünme katsayısı değişiminin karakteristiğinden iki grup malzeme için farklı iki aşınma mekanizmasının söz konusu olduğu söylenebilir. Bu durum mikroyapı incelemesi ve yüzey profilometri ölçümleri ile de desteklenmiştir (Şekil 4.15 ve Şekil 4.16). Burada bakır alaşımı dökme demire karşı adhesif aşınma ile aşınmakta; I no lu kompozit ise yapı içerisindeki yüksek sertlikteki amorf karbon nedeniyle abrasif karakterde aşınmaktadır. Amorf karbonun seramik malzeme olması nedeniyle bu sistem için de metalik adhezyonun söz konusu olamayacağı gayet açık olup abrasif aşınma mekanizması beklenen bir prosesdir. Tipik abrasif aşınma yüzeyi pim tribo yüzeyinde görülmemesi aşınma parçacıklarının çok küçük boyda olmasıyla açıklanabilir. Aşınma sonucu oluşan partiküller 1 µm civarında olduğunda triboyüzeyde düzlemsel oyulmalar (grooving) bulunmayabilir. Şekil 4.18 Grafit içeren

II no lu kompozitte abrasif aşınmadan adhesif aşınmaya geçişin III no lu kompozitten daha düşük normal gerilme şartlarında gerçekleştiğini işaret etmektedir. II ve III no lu (sırasıyla %20 ve %40 grafit) kompozitler düşük normal gerilmede, kararlı durumda I no lu kompozitte görülen abrasif aşınma karakterine uygun şekilde davranmaktadır. Sürtünme katsayısındaki gözlemlenen küçük saçılmalar bütün kompozitler için birbirlerine eşdeğerdir. Bununla beraber normal gerilmenin artışı ile birlikte kararlı durumda sürtünme katsayısında görülen değişimin şiddeti artmakta ve bakır alaşımının adhesif aşınma karakterine benzer bir davranış sergilemektedir.

Dökme demire karşı aşınan üç kompozitin, uygulanan normal gerilmeye karşı aşınma hızlarının değişimi Şekil 4.19 da verilmiştir. Grafit içeren kompozitler düşük normal gerilme şartlarında düşük aşınma hızlarına sahiptir, ve %100 amorf karbon içeren I no lu kompozitin aşınma hızına eşdeğer aşınmaktadır. Bununla beraber gerilmenin artışı II ve III no lu kompozitlerin aşınma hızlarını I no lu kompozite oranla aşırı ölçüde artmaktadır. Grafit içeren kompozitler bakır alaşımı pinin adhesif aşınmasına benzer aşınma hızlarına ulaşmaktadır.



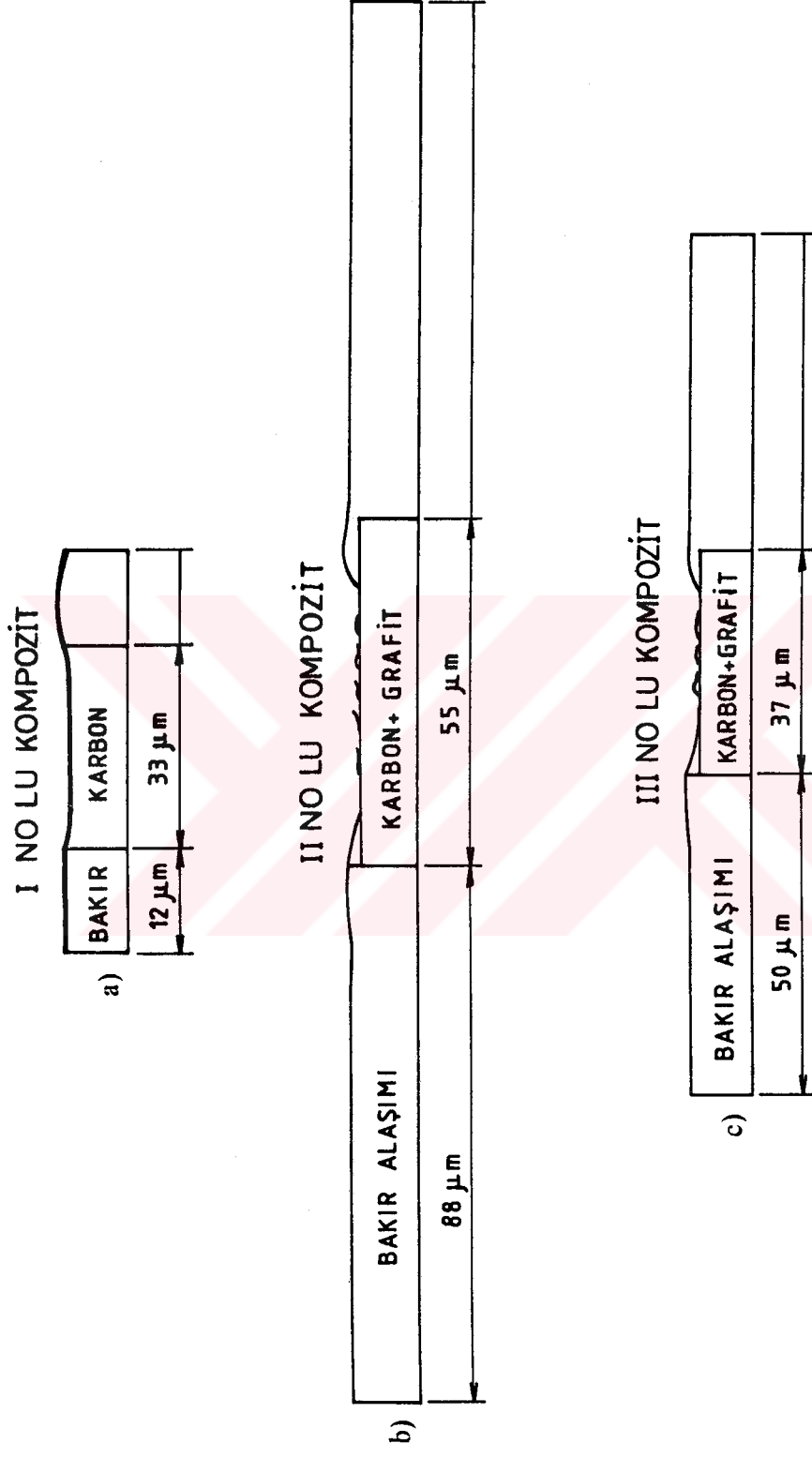
Şekil 4.18 Oda Sıcaklığında Dökme Demire Karşı Aşınan Grafit İçeren Kompozitlerde Uygulanan Gerilmeye Bağlı Olarak Sürtünme Katsayısının Değişimi



Şekil 4.19 Oda Sıcaklığında Dökme Demire Karşı Aşınan Grafit İçeren Kompozitlerde Uygulanan Gerilmeye Bağlı Olarak Aşınma Hızının Değişimi

III no lu (%80 amorf karbon+%20 grafit) kompozite ait aşınma yüzeyinin karakteristik görüntüsü Şekil 4.15.d den görülebilir. Aşınma yüzeyi bakır alaşımı (Cu-6Si-0.9Cr) pimin tribo yüzeyi ile benzerlik göstermektedir (Şekil 4.15.a). Yüzeyde aşırı bir plastik deformasyon söz konusudur. Matriks metali; karbon içeren bölgelerin üzerine plastik deformasyonla akmış durumdadır. Metalde meydana gelen plastik akma grafit ve amorf karbon partiküllerinin yüzeylerini kapayarak tribo yüzeye karbon transferini engellemektedir (Şekil 4.15.d). Aşınma sonucu oluşan parçacıklarda (debris) bu metalik tabakanın kırık ve çatlak bölgelerinde birikme eğilimi göstermektedir. Diğer yandan düşük normal gerilme şartlarında (30 MPa dan düşük), grafit içeren II ve III no lu kompozitlerde de yüzeyde I no lu kompozitin tribo yüzeyine benzeyen iki fazlı mikroyapının kolayca görülebildiği bir mikroyapı ve abrasif aşınma mekanizması gözlenmektedir.

Kompozitlerin grafit içeriğine bağlı olarak mikroyapı bileşenlerinin boyut değişimi Şekil 4.20 de modellenmiştir. Burada I no lu kompozit için metal ve karbon boyutları 12 μm ve 33 μm ; II no lu kompozit için 83 μm ve 55 μm ; III no lu kompozit için ise 50 μm ve 37 μm dur (Şekil 4.20). Kompozitlerin Mikroyapı bileşenlerinin boyut farklılıkları yüksek yük değerlerinde farklı aşınma mekanizması göstermelerinin nedenidir; ve tartışma bölümünde detaylı olarak anlatılmıştır.



Şekil 4.20 Preformlardaki Grafit Miktarına Bağlı Olarak Kompozitlerde Mikroyapı Bileşenlerinin Boyut Dağılımları
a) %100 Amorf Karbon b) %80 Amorf Karbon+%20 Grafit c) %60 Amorf Karbon+%40 Grafit

4.3.1.4. Tartışma

İki metal arasındaki aşınma ve sürtünme sürecinin sert fazın nispeten daha yumuşak olan fazın yüzey pürüzlülüklerini deforme etmesi sonucu temas alanının artmasıyla gerçekleştiğine inanılır. Bu proses, iki yüzey arasında adhezyon, plastik deformasyon, temas yüzeyinin hemen altında çatlak oluşumu ve sonunda delaminasyon şeklinde devam eder. Adhezyon ve delaminasyonun miktarındaki artış aşınma ve sürtünme miktarıyla bu esnada oluşan parçacıkların kalınlığını arttırır. Son durumda bu mekanizmalarla oluşan parçacıklar ve bu parçacıkların sistemden uzaklaştırılma hızı arasında bir denge kurulur. Adhezyon ve delaminasyon süreçlerinin her biri yüksek ve alçak kesme gerilmelerinin etkisi altında gerçekleşir [3]. Bu nedenle sürtünme katsayısı değerlerinde saçılmalar meydana gelir. Adhezyon ve delaminasyonun şiddeti, artan normal gerilme ile artarken sürtünme katsayısı ve sürtünme katsayısının saçılma miktarı da artar. Dökme demire (231 VHN) karşı aşınan nispeten yumuşak bakır alaşımı pinden (168 VHN) elde edilen kararlı durum öncesi, geçiş peryodunda sürtünme katsayısının artışı (Şekil 4.11), artan normal gerilme ile sürtünme katsayısında aşırı saçılmanın (Şekil 4.13.a) görülmesi, sürtünme katsayısının pim üzerindeki normal gerilmenin artışı ile artış göstermesi (Şekil 4.12) gibi deneysel gözlemlerin tamamı yukarıda beklenen davranışlarla uyum içerisindedir.

Metal matriks kompozitlerde, grafit veya amorf karbon gibi üçüncü bir bileşenin olduğu durumda aşınma ve sürtünme prosesi daha kompleks hale gelmektedir. Rohatgi ve arkadaşlarınca belirtildiği gibi, aşınma parçacıklarının karakteri ve sürtünme yüzeyleri etkileşimi çeşitli faktörlerle belirlenebilir [3]. Bu faktörler partiküllerin boyut, şekil, dağılım ve hacim oranları; matriks ve arayüzey arasındaki arayüzey mukavemeti; partikül ve matriksin mukavemet, süneklik ve deformasyon davranışı ile yapıda porozite mevcudiyetidir. Bakır alaşımı matriks içerisinde ince dağılım gösteren %100 amorf karbondan oluşan I no lu kompozit için sürtünme katsayısının kayma mesafesi ile değişiminde kararsız durum geçiş aşamasında birbiriyle rekabet halinde iki proses söz konusudur. Bunlardan birincisi; bakır alaşımına göre daha yüksek sertliğe sahip dökme demirin, matriks alaşımı pimin yüzeyindeki pürüzleri plastik deformasyona uğratması ve kopartmasıdır. Bu olay sürtünme katsayısının artmasına neden olur. İkincisi ise karbon partiküllerinin

sürtünme yüzeyinde birikerek metalik yüzeyin üzerinde bir karbon film oluşturmaktadır. Bu olayla metalik adhezyon olasılığı zayıflamakta ve sonuçta sürtünme katsayısı düşmektedir. Aşınma esnasında kopan parçalar karbon ve metalik matriks fazından ibarettir. Bununla beraber sürtünme nedeniyle yüzey sıcaklığının artışı metalik matriks fazının oksitlenmesine neden olmaktadır. Amorf karbon ve bakır oksit içeren (Şekil 4.17) aşınma partiküllerinden ibaret bu tabakanın kalınlığı kararlı konuma ulaşmıyaya kadar yavaşça artmaya devam etmektedir. Pim üzerine uygulanan gerilmenin düşük olması durumunda, kararlı duruma ulaşmak için gereken süre, gerilmenin yüksek olduğu duruma göre daha uzundur (8 MPa da 500 m olmasına karşı 43 MPa da sadece 20 m) (Şekil 4.11). Düşük gerilme şartlarında karbon, matriksde herhangi bir kopma veya deformasyon olmaksızın tribo yüzeye ulaşmaktadır. Bu nedenle prosesin ilk aşamasında sürtünme katsayısında bir azalma görülmektedir. Aşınmanın artışı ile metal metal temas yüzeyi artmakta ve bu nedenle sürtünme katsayısı artış eğilimine yönelmektedir. Son aşama yüzeyde sürtünme esnasında oluşan karbon partiküllerinin pim yüzeyini sürekli olarak kaplayacak bir film oluşumunu sağladığı kararlı duruma erişilmesidir (Şekil 4.15.b). Bu olay abrasif aşınma mekanizmasıyla gelen 0.16 değerindeki kararlı konum sürtünme katsayısını doğurmaktadır. Yüksek normal gerilme şartlarında plastik deformasyon ve matriks alaşımındaki yüzey pürüzlülüklerinin kopması başlangıçta yüzeyde film oluşumunu engeller ve sürtünme katsayısında ilk aşamada bir artış görülmesine neden olur (Şekil 4.11). Aşınma parçacıkları içerisinde karbon miktarının artması, tribo yüzeydeki karbon filmin kalınlığının artarak sürtünme katsayısının azaltmasına neden olur. Nihai aşamada denge durumuna ulaşılır ve pim yüzeyinin ince sürekli bir karbon film ile kaplandığı durumda 0.21 lik sabit sürtünme katsayısı değerine ulaşılır (Şekil 4.15.c). Diğer taraftan bakır alaşımı pimin dökme demire karşı aşınması esnasında sürtünme katsayısı artan normal gerilme ile artmasına karşı, I no lu kompozit için sürtünme katsayısının değişimi uygulanan normal gerilmeye bir bağımlılık göstermemektedir (Şekil 4.12). Bunun nedeni uygulanan gerilme şartlarında pim yüzeyinde hep aynı filmin oluşmasıdır. Farklılık ise yüksek gerilme şartlarında pim yüzeyindeki film kalınlığının farklı olmasıdır. Bu değişim yüksek normal gerilme şartlarının daha fazla bir film kalınlığına neden olması ve film içerisindeki farklı katmanların ise birbirlerini kesme eğilimi göstermelerinden kaynaklanmaktadır (Şekil 4.15.c).

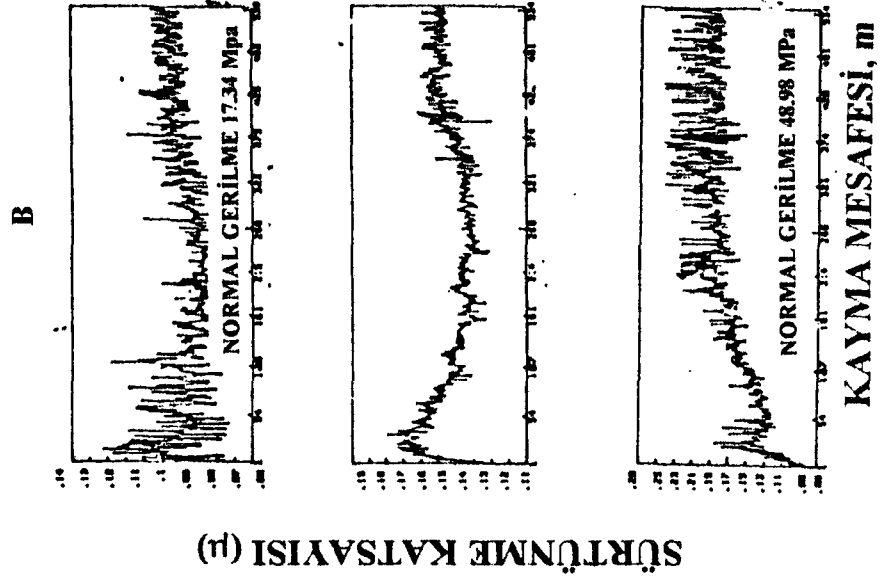
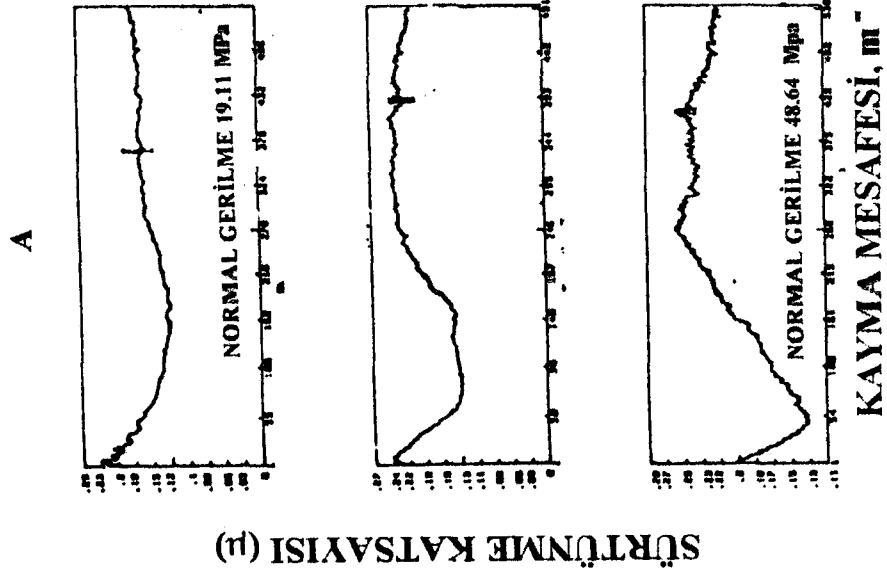
Kayma aşınması esnasında oluşan karbon filmin düzgünlük ve sürekliliğinin yapıdaki porozite boyutu ve miktarı ile mikroyapı bileşenleri karbon ve metalik fazın boyutlarından etkilenmesi beklenir. Kompozit içerisindeki porozite, aşınma yüzeyine geldiğinde bir düzlemsel yivlenme (ploughing) ve delaminasyon prosesinin başlamasına neden olur [3]. Bu durumda karbon film kırılma eğilimi gösterir. Karbon filmin tribo yüzeyde devamlılığının sağlanabilmesi karbon ve metalik fazın yapıda ince boyutlu ve homojen dağılımının sağlanabilmesi ile kontrol edilebilir. Çünkü mikroyapının metalik bileşeni deforme olup akma gösterdiğinde (oluşan yeni metalik yüzey adhesif aşınma karakteri gösterecektir) diğer bileşen karbon yüzeyde yeni bir film oluşturmak için hemen hazırdır. Bu durum metalik bileşenin boyutları büyük olan kompozitler için geçerli olmayacaktır. Mikroyapının metalik bileşenin büyük olduğu yapılar adhesif aşınma mekanizması doğuracak ve aşınma sürecinde yüksek sürtünme katsayısı ile yüksek saçılmalar görülecektir. Özellikle yüksek yükler altında plastik deformasyon ve matriksin kırılma ihtimali yüksek olasıdır. II ve III no lu kompozitler bu nedenle yapı içerisinde yüksek miktarda yumuşak grafit de bulunmasına rağmen yüksek gerilmelerde I no lu kompozite oranla yüksek sürtünme katsayısı vermişlerdir (Şekil 4.18). Çünkü yapı içerisinde önemli miktarda porozite (% 9, 30 μm ortalama büyüklük) mevcuttur. Mikroyapı metalik bileşeni de önemli ölçüde büyük boyutlardadır (I no lu kompozitte 12 μm iken II ve III no lu kompozitlerde 88 μm ve 50 μm). Bu da adhesif aşınmayı gündeme getirmektedir (Şekil 4.20).

Adhesif aşınma aynı zamanda sürtünme katsayısı değerlerindeki saçılmalarından (Şekil 4.10.a), yüksek yüklerdeki yüksek aşınma hızlarından (Şekil 4.19) karakterize edilebilir. Düşük gerilme değerlerinde (ortalama 17 MPa) II ve III no lu kompozitler tribo yüzeydeki ince karbon filmin mevcudiyeti nedeniyle I no lu kompozitin abrasif aşınma karakterine benzer bir davranış sergilemektedir (Şekil 4.15.b). II ve III no lu kompozitteki abrasif aşınmadan adhesif aşınma geçiş eğiliminin I no lu kompozitte görülmemesi mikroyapı bileşenleri bakır ve amorf karbonun uniform ve ince dağılımından kaynaklanmakta ve karbon film oluşumu teşvik etmektedir. Oluşan film de adhesif aşınma mekanizmasının etkin hale geçmesini engellemektedir.

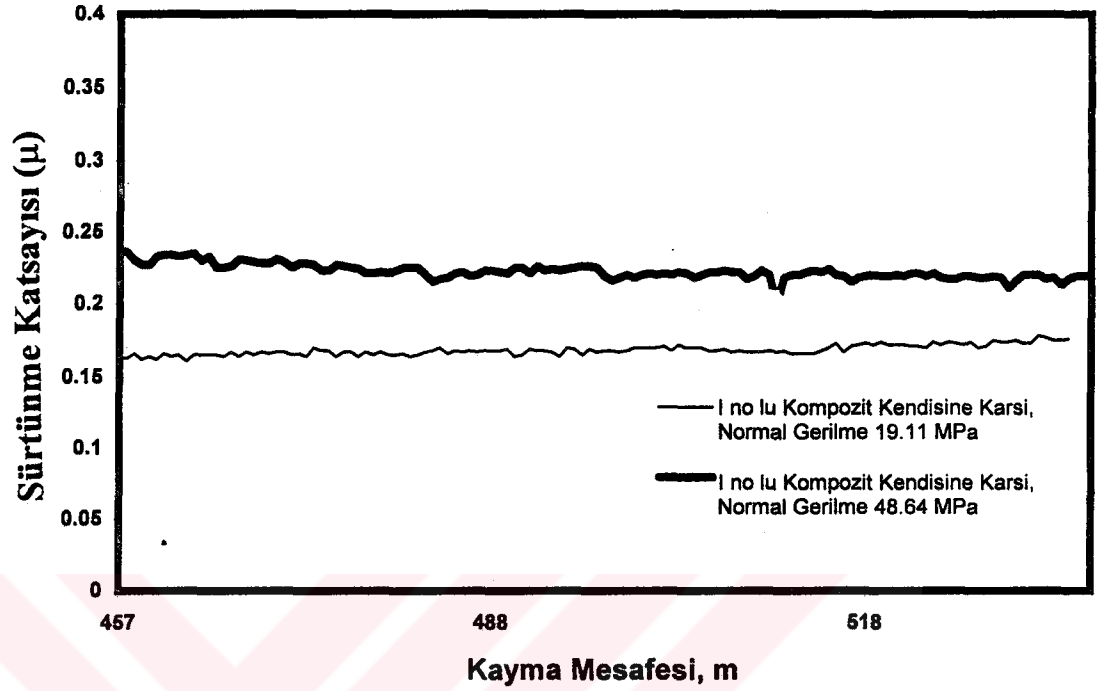
4.3.2 Bakır Alaşımı-Karbon Kompozitlerin Kendisine Karşı Aşınma ve Sürtünme Davranışının Belirlenmesi

4.3.2.1 Genel Aşınma ve Sürtünme Davranışı

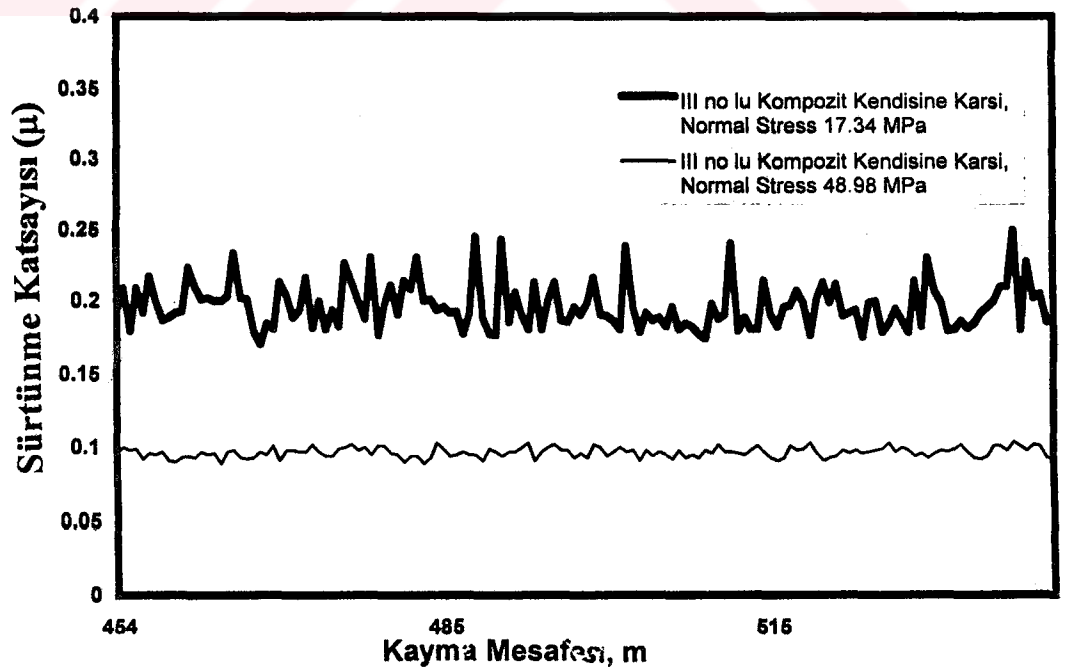
Kararlı durum öncesi, geçiş peryodunda 19 ile 49 MPa normal gerilme aralığında sürtünme katsayısının kayma mesafesi ile değişimi Şekil 4.20 den incelenebilir. Şekil 4.20.a %100 amorf karbon içeren I no lu kompozitin kendisine karşı aşınması sırasındaki davranışını temsil etmektedir. Şekil 4.20.b ise %40 grafit ve %60 amorf karbon içeren bakır alaşımlı kompozitin kendisine karşı aşınmasını temsil etmektedir. I no lu kompozit için sürtünme katsayısı kararsız durumda, ilk aşamada 0.13 seviyesine kadar bir azalma göstermekte ve daha sonra normal gerilme değerine göre kararlı konum sürtünme değerine ulaşmaktadır. Pim üzerindeki normal gerilmenin artışı, sürtünme katsayısını ilk aşamada düşme ve sonuçta kararlı duruma geçme sürecini hızlandırdığı gözlemlenmiştir (Şekil 4.20.a). Sürtünme katsayısının minimum değere ulaşmasına kadar geçen sürenin artan normal gerilme ile azaldığı da gözlenmiştir. % 40 grafit içeren III no lu kompozit sürtünme katsayısında ilk peryotta herhangi bir azalma göstermemiştir (Şekil 4.20.b). Burada kompozitin sürtünme katsayısının düşük bir değerden başlayarak kararlı konuma gelinceye kadar artış eğilimi gösterdiği gözlemlenmiştir. Her iki kompozit içinde kararlı durumda sürtünme katsayısında saçılmalar görülmektedir. Bu değişimlerin mertebesi Şekil 4.21 de kararlı durum için verilmiştir. Pim üzerinde normal gerilmenin artışı sadece sürtünme katsayısı değil aynı zamanda saçılma miktarını da arttırmaktadır. Bu değişimin standard sapması 17 MPa gerilme altında her iki kompozit için 0.003 mertebesinde dir. Bununla beraber normal gerilme 49 MPa olduğunda bu değerler I ve III no lu kompozitler için 0.005 ve 0.016 olmaktadır. Burada dikkat çekici nokta, yüksek gerilme şartlarında III no lu kompozit içersindeki yüksek hacim oranındaki grafitte rağmen sürtünme katsayısındaki saçılma miktarının I no lu kompozitten çok daha fazla olmasıdır.



Şekil 4.20 Kararsız Durum Sürtünme Katsayısının Normal Gerilmenin Fonksiyonu Olarak Değişimi
a) I no lu Kompozit Kendisine Karşı b) III no lu Kompozit Kendisine Karşı



Şekil 4.21.a I no lu Kompozitin Kendisine Karşı Aşınmasında Kararlı Durum Sürtünme Katsayısındaki Değişim Miktarının Normal Gerilmeye Bağlı Olarak Değişimi

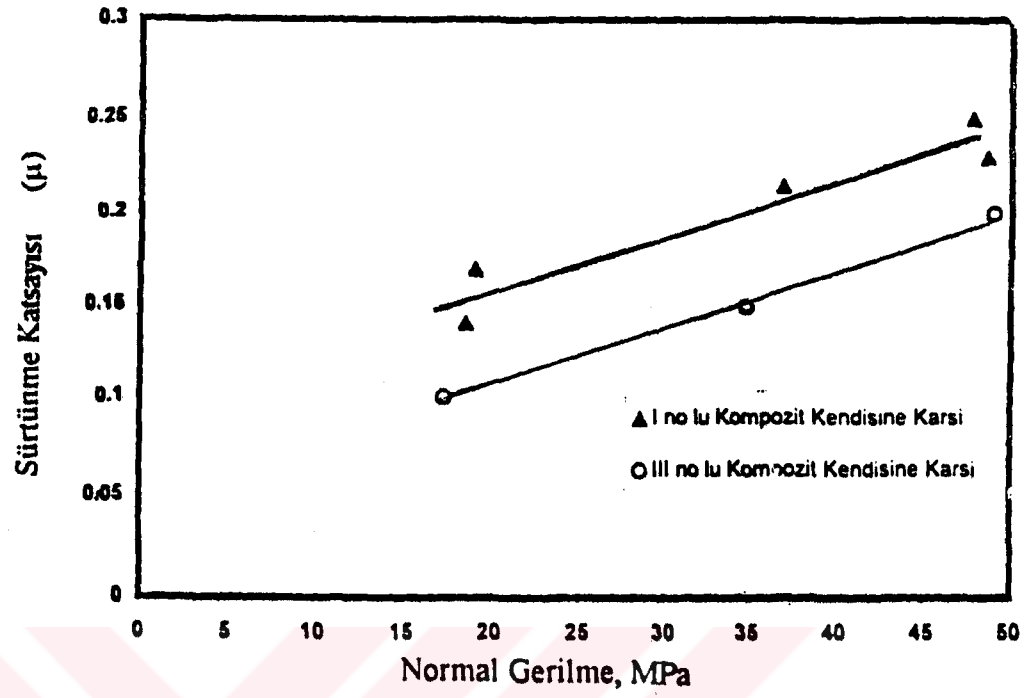


Şekil 4.21.b III no lu Kompozitin Kendisine Karşı Aşınmasında Kararlı Durum Sürtünme Katsayısındaki Değişim Miktarının Normal Gerilmeye Bağlı Olarak Değişimi

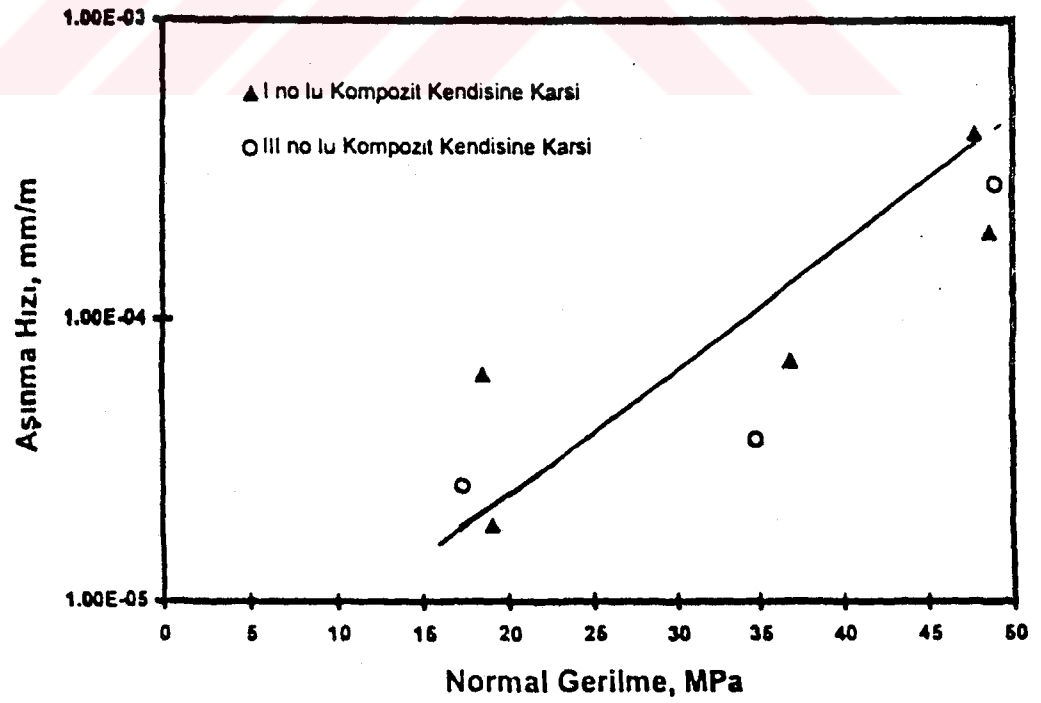
Her iki kompozit içinde kararlı durum sürtünme katsayısının artan normal gerilme ile arttığı görülmektedir (Şekil 4.22). Bu değer I no lu kompozit için 19 MPa da 0.17 iken, 49 MPa da 0.23 ulaşırken; III no lu kompozit için 17 MPa da 0.1 den 49 MPa 0.2 değerine ulaşmaktadır. Yapıda grafit olduğu durumda sürtünme katsayısında çok küçük bir farklılık görülmektedir.

Her iki kompozit için aşınma hızı Şekil 4.10.b de örnek olarak verilen diyagramdaki prensipten hareketle belirlenmiştir. Normal gerilmenin fonksiyonu olarak aşınma hızlarının değişimi Şekil 4.23 de verilmiştir. Deney şartları için kompozitlerin aşınma hızları birbirlerine özdeşlik göstermiştir. Şekil 4.23 kullanılarak kompozitler için aşınma hızının bu eğrinin eğiminden hareketle $6.94 \times 10^{-6} \text{ mm.m}^{-1} \text{MPa}^{-1}$ lık bir değere sahip olduğu anlaşılmıştır.





Şekil 4.22 Kararlı Durum Sürtünme Katsayısının Normal Gerilmenin Fonksiyonu olarak Değişimi

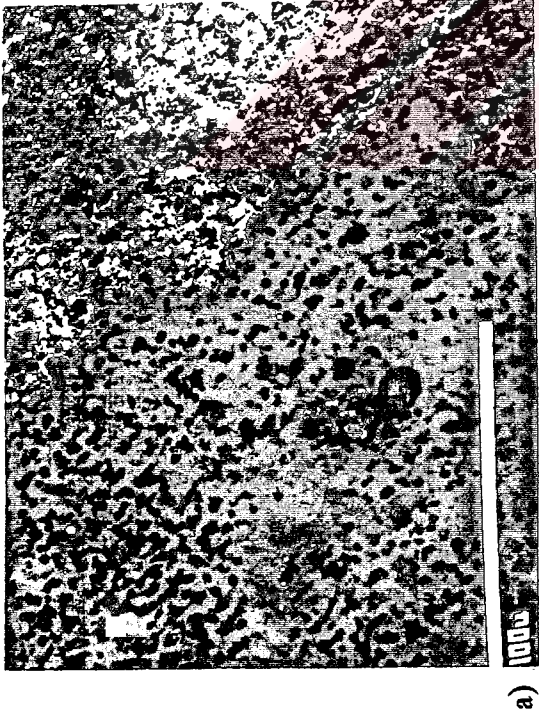


Şekil 4.23 Kompozitlerin Aşınma Hızlarının Normal Gerilmeye Bağlı Olarak Değişimi

4.3.2.2 Aşınma Yüzeyinin Mikroskopik İncelemesi

Düşük normal gerilmelerde (19 MPa civarı) I no lu kompozit triboyüzeyi tamamıyla ince şeffaf bir filmle kaplanmış durumdadır. Gerilmenin artışı ile film yapısı korunmakta fakat bölgesel kırılmalar artmaktadır (Şekil 4.24.a 40 MPa Normal Gerilme). Film tabakasının inceliği mikroyapıda ince dağılım gösteren çift fazlı yapının fotoğraftan rahatlıkla görülebilmesine olanak tanımaktadır. Aşınma sürecinde oluşarak film tabakasının çatlak bölgelerinde biriken yalıtkan parçacıklar (bakır oksit), fotoğrafta keskin parlak bölgeler olarak görünmektedir. Kompozit plaka üzerindeki aşınma izinin enine kesit morfolojisinde incelenmiş ve plaka yüzeyinin pim yüzeyine benzer şekilde amorf karbon film ile kaplandığı anlaşılmıştır (Şekil 4.24. b Ok ile işaretlenmiş). Gri amorf karbon parçacıklarının tüm yüzeyi kapladığı görülmektedir. Pim yüzeyindeki normal gerilmenin artışı bu filmdeki kırılma miktarını arttırmakta ve daha yüksek oranda metalik faz pimin yüzeyi ile doğrudan temasa geçmektedir. X ışınları analizleri aşınma sürecinde oluşan parçacıkların da amorf karbon ve metal oksit esası olduğunu göstermektedir.

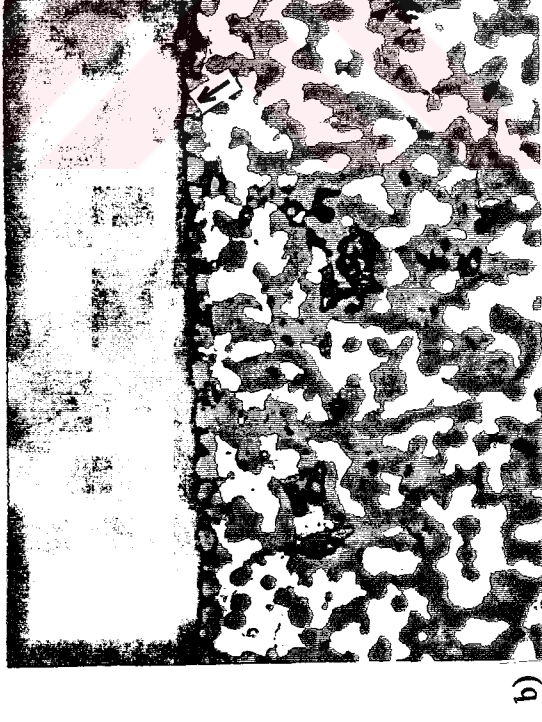
III no lu kompozitin 49 MPa normal gerilme altında aşınması sonrası oluşan tribo yüzeyin görüntüsü Şekil 4.24. c de verilmiştir. Kompozit triboyüzeyinde metalik kısmın aşırı bir plastik deformasyon ve delaminasyonu söz konusudur. Metalik matriks karbon esası bölgeler üzerine akma göstermiştir. Kompozitte adhezyon ve delaminasyon sonucu kopan aşınma parçacıkları yüzeydeki aşınma oyuklarında birikmiştir. III no lu kompozitten alınan ve aşınma izinin enine kesitini gösteren mikroyapı plaka yüzeyinde adhezyon ve delaminasyon olduğunu göstermektedir (Şekil 4.24.d Ok ile işaretlenmiş).



a)



c)



b)



d)

Şekil 4.24 Aşınma Sonrası Pim ve Plaka Yüzeylerinin Mikroskopik Görüntüsü a) I no lu Kompozit Pim Triboyüzeyi b) I no lu Kompozit Plaka Enine Kesit (Normal Gerilme 19.11 MPa) c) III no lu Kompozit Pim Triboyüzeyi d) III no lu Kompozit Plaka Enine Kesit (Normal Gerilme 17.34 MPa)

4.3.2.3 Tartışma

Mikroyapı bileşenlerinin boyut ve dağılım farklılığı kompozitlerin farklı tribolojik davranışının temel nedenidir. %100 amorf karbon ve bakır alaşımı esaslı I no lu kompozit, çok ince boyutlu karbon adacıkları (30 μm) ve 12 μm boyutlu metalik fazdan ibarettir. Bu çeşit bir boyut dağılımı aşınma yüzeyinde amorf karbon esaslı bir kaplamanın oluşumunu teşvik etmekte ve iki yüzey arasındaki aşınma bu film üzerinde gerçekleşmektedir. Bu özellikle pim üzerindeki normal gerilmenin düşük ve orta şiddetli olduğu durum için geçerlidir. Gerilmenin artışı ile birlikte pim yüzeyindeki metalik yapı elemanlarının bir bölümü plaka üzerindeki aynı faz ile etkileşime girmekte bu da delaminasyon ile sonuçlanan adhezyon sürecini başlatmaktadır. Adhezyon ve delaminasyon sürtünme katsayısında saçılmalara neden olmaktadır. Bununla beraber I no lu kompozit ince boyutlu mikroyapı bileşenleri nedeniyle yüksek oranda adhesif aşınma gerçekleşmesine fırsat tanımamaktadır. %40 grafit, %60 amorf karbon ve bakır alaşımından ibaret III no lu kompozitte ise mikroyapı bileşenlerinin boyutları çok daha büyüktür (Metalik bileşen 25 μm , amorf karbon adacıkları ortalama 37 μm ve grafit ortalama 57 μm). Düşük normal gerilme şartlarında pim ve plaka yüzeyinden kopan amorf karbon ve grafit parçacıkları triboyüzeye gelirler. Bu olay yüzeyde sürekli bir film oluşumu ve düşük sürtünme katsayılı bir abrasif aşınma mekanizması gündeme getirir. Bununla beraber, bu mikroyapı daha yüksek gerilme şartlarında metalik faz üzerinde sürekli bir karbon film tabakası oluşturabilecek kapasitede değildir. Pim ve plakadaki metalik mikroyapı bileşenlerinin doğrudan teması tekrarlı adhezyon ve delaminasyon olayını doğurmaktadır. Bu olay sürtünme katsayısında görülen saçılmalarla deneysel olarak gösterilmiştir (Şekil 4.21.b).

I ve III no lu kompozitin sürtünme katsayısında, kararsız durumdaki geçiş periyodu esnasındaki farklılığın nedeni aşınma yüzeyi üzerinde karbon film oluşumu ve metalik yüzeyler arasında adhezyon sürecinde birbirleri ile yarışan iki mekanizma olmasından kaynaklanmaktadır. III no lu kompozit için tribo yüzeye karbon veya grafit iletimi I no lu kompozite oranla daha kolaydır. Bu nedenle III no lu kompozit ilk geçiş periyodu esnasında çok düşük bir sürtünme katsayısı değeri göstermektedir (Şekil 4.20.b). Bu geçişin hemen arkasından metalik fazın adhezyonu gündeme gelmekte sürtünme katsayısı yükselmektedir. Tekrarlı adhezyon ve delaminasyonla

tribo yüzeye malzeme transferi ve aşınma sonucu oluşan parçacıkların aşınma yüzeyinden uzaklaştırılma hızı arasında dengenin kurulması ile kararlı durum sürtünme katsayısı değerine ulaşılmaktadır. I no lu kompozit için tribo yüzey üzerinde amorf karbon miktarının artması yüzeyde amorf karbon filmin sürekliliğini arttırmaktadır. Bununla beraber geçen zaman ile birlikte tribo yüzeye bir miktar metalik parçacık transferi de gerçekleşmektedir. Bu aşamada sürtünme katsayısı artmaya başlamaktadır. Dinamik dengeye ulaşıldığında triboyüzeye abrasif aşınma ile iletilen malzeme transferi ile aşınma parçacıklarının sürtünme yüzeyinden uzaklaştırılma hızı birbirine eşit durumdadır ve kararlı durum sürtünme katsayısına ulaşılmıştır. Tribo yüzeye amorf karbon transferi ve mikroyapıda metalik fazlarda görülen yüksek yüklerde hızlanmaktadır. Bu da Şekil 4.20.a da gösterildiği gibi 49 MPa ile 10 MPa karşılaştırıldığında geçiş periyodu esnasında eğimde diklik şeklinde kendini göstermektedir.

Bakır alaşımı infiltre edilmiş mikroporoz karbon kompozitlere grafit ilavesinin yalnızca düşük normal gerilme şartlarında bir fayda sağladığı anlaşılmaktadır. Yüksek yüklerde de bu faydanın sağlanabilmesi, amorf karbon preformun por boyut dağılımının grafit tanecikleri içerdiği durumda da aynı por dağılım yapısını muhafaza edebilmesi ile söz konusudur.

5. GENEL SONUÇLAR

Değişik oranlarda grafit içeren amorf karbon preformlar içerisine Cu-6Si-0.9Cr alaşımının basınçlı infiltrasyonla emdirilmesiyle metal matriks seramik kompozit üretimi gerçekleştirilmiştir. Buna göre;

1. Başarılı bir infiltrasyonun gerçekleşmesi kalıp, sıvı metal sıcaklıklarının hassas kontrolü ve üst pota çapının iyi ayarlanması ile mümkündür. Sıvı metal sıcaklığı likidüs sıcaklığının 150 K üstünde, kalıp sıcaklığının likidüs sıcaklığının 150 K altında olduğu durumda başarılı bir infiltrasyon için gerekli temel koşullar sağlanmıştır.
2. Preformlara grafit ilavesinin por çapını arttırmaktadır. Bu da kompozit üretiminde, grafit içeren preformlarda metal oranının daha fazla olmasına neden olmaktadır.
3. Sıvı metalin kalıba dolması sırasında preformun dış yüzeyinde reaksiyon tabakasının oluşması karbon ve bakır alaşımı arasındaki yüzey enerjisini azaltmaktadır. Bu olay infiltrasyonun gerçekleşmesine katkıda bulunmaktadır. Alaşımdaki kromun çok büyük bir bölümü bu bölgede yoğunlaşmaktadır. Kompozitin iç bölgesinde ise bakır ve silisyumun homojen bir dağılımı söz konusudur. İç bölgede karbon adacıklarının hemen yanında çökelmiş ince yapılı silisyum karbür partikülleri bulunduğu saptanmıştır.
4. Bakır Karbon esaslı kompozitlerin oda sıcaklığında, kuru kayma şartlarında pim-plaka tipi aşınma test cihazı kullanılarak dökme demire ve kendisine karşı tribolojik davranışı belirlenmiştir. Aşınma uygulamalarında kullanılmak üzere üretilen kompozit sistemlerde mevcut uygulama karbonun grafit şeklinde kullanımına yöneliktir. Daha sert olan amorf karbonun, grafit yerine kullanılması fikri güncellik kazanması ve amorf karbon-grafit kombinasyonu ile üretilen kompozit sistemlerin aşınma direncinin çok iyi olacağı beklentisine yönelik bu çalışmada; amorf karbonun aşınma direncinin çok yüksek olması nedeniyle bir aşınma malzemesi olarak kullanılabileceğini gösterilmiştir.

Amorf Karbon esaslı preformlardan üretilen bakır karbon esaslı kompozitlerin aşınma direnci bakır alaşımına oranla on kat daha fazla çıkmıştır.

5. %100 Amorf Karbon esaslı preformdan üretilen kompozit için mikro yapı bileşenlerinin boyutlarının, (karbon adacıkları ve metal bölgeleri) grafit içeren kompozitlere oranla çok daha küçük olması aşınma prosesi esnasında sürtünen yüzeyler arasında bir karbon film oluşmasını teşvik etmektedir. Sürtünme prosesinin kararlı durumu esnasında triboyüzeye transfer edilen karbon ile yüzeyden uzaklaştırılan karbon miktarı arasında bir denge söz konusu olduğundan proses boyunca bu film yapısı korunmaktadır. İki yüzey arasındaki sürtünme süreci bu film üzerinde gerçekleşmektedir. Bu durumda sistem uygulanan normal gerilmeye bağımlılık göstermeksizin 0.2 ye eşdeğer sabit sayılabilecek bir sürtünme katsayısı vermektedir.

6. %100 Amorf Karbon esaslı preformdan üretilen kompozit için bütün yük koşullarında da sürtünmenin genel karakteri abrasif aşınma mekanizmasıdır.

7. Grafit içeren kompozitler ise mikroyapı bileşenlerinin boyutları (metal ve karbon adacıkları) nedeniyle düşük normal gerilme şartlarında %100 amorf karbon esaslı preformdan üretilen kompozit gibi davranıp abrasif aşınma göstermektedir. Fakat sürtünen yüzeyler arasında oluşan karbon film, bu kompozitlerde metal alanlarının fazla olması nedeniyle artan normal gerilme ile korunamamaktadır. Matriks metalinin karbon adacıkları üzerine plastik deformasyonu tribo yüzeye karbon transferini engelleyerek triboyüzeyde sürtünme esnasında oluşan karbon sıyrılarak uzaklaşmaya başlamasına neden olmaktadır. Bu şekilde başlayan metal-metal etkileşimi yüksek yük koşullarında; yüzeydeki karbon filminin daha hızlı sistemden uzaklaştırılıp daha fazla bir metal metal etkileşimini gündeme getirdiğinden adhesif karakterde bir aşınma gerçekleşmektedir. Bunun için grafit içeren kompozitler için artan yük ile birlikte abrasif aşınma mekanizmasından adhesif aşınma mekanizmasına bir geçiş söz konusudur.

7. Amorf Karbon-Grafit kombinasyonuyla üretilen kompozitlerin aşınma direnci özellikle yüksek gerilme şartlarında, (30 MPa dan yüksek) yüksek olmamıştır. Sistemin tribolojik davranışı mikroyapı bileşenlerinin (metalik faz ve karbon adacıkları) boyutlarından önemli ölçüde etkilenmektedir. Preforma grafit ilavesi mikroyapı metalik bileşeninin karbon ve grafitte olan oranını arttırması bu olaya neden olmaktadır.

8. Kompozitin kendisine karşı tribolojik davranışı da benzer sonuçlar göstermiştir. %100 amorf karbon; %60 Amorf karbon+%20 grafit içeren preformdan üretilen iki kompozit da uygulanan normal gerilme şartlarına bağlı olarak eş değer aşınma hızları vermiştir. Bu sistemde grafit ilavesi düşük normal gerilme şartları için bir fayda sağlamasına rağmen esas olan yüksek normal gerilme şartları için bir fayda sağlamamaktadır. Kompozitin tribolojik davranışı mikroyapı bileşenlerinin boyutlarından birinci dereceden etkilenmektedir.

KAYNAKLAR

1. James A. Cornie at all; Proceeding of Innovations in Material Science in the Transportation Industries ATA-MAT 89, 26-28 Haziran 1989
2. C.Z. Zuben, Journal of Metals Vol. 44 (7), 1992, 15
3. P.K. Rohatgi, S. Ray and Y Liu, Int. Materials Review, Vol 37, 1992, 129-149
4. R. A. Burton, R. G. Burton, Trans ASME, Vol.112 (1990), 68-72
5. J. K. Lancaster, ASLE Trans., Vol 20,1,(1975), 430 454
6. E.E. Hucke U.S. Patent 3459421, (1975)
7. D. Mortimer and M. Nicholas, Journal of Material Science, Vol 5,1970, 149-155
8. S. M. de Vincent, NASA Contractor Report 187143, June 1991, NASA Lewis Research Center, Cleveland, Ohio, USA
9. L. J. Masur, A. Mortensen, J.A. Cornie and M.C. Flemings, Metallurgical Transaction , 20A, 1989, 2549-54
10. B. F. Quigley, G. J. Abbaschian, R. Wunderlin and R. Mehrabian, Metallurgical Transaction A, 13A 1982-93
11. S. Ashok, Incorporation of Ceramic Particles into a Copper Based Material to Form Composite, US Patent No. US 5120612, June 9,1992
12. B. Tolui, Proceeding of ICCM , W.C Harrigan at all, eds.1985,773
13. J.E. Hack, R. A. Page and G.L .Levelant Metallurgical Transaction, 15A 1984, 1389-94
14. B. A. Mickuki, P.K. Liaw and M.N. Güngör TMS 1990, 715

15. R.A. Signorelli, Proceeding of ICCM-IV, Tokyo, 1982, 32
16. R.A. Page, J.E. Hack, R. Sherman and G.R. Leverant, Metallurgical Transaction 15A, 1984, 1397
17. K. S. Chan, J. E. Hack and R.A. Page, Metallurgical Transaction 15A, 1984, 756
18. S. P Raval, L.F Allard, and M.S. Misra in Interface in Metal Matrix Composites, R.Y. Lin at all eds TMS, 1987, 197
19. H. Ribes, M. Suery, Metallurgical Transaction, 21A, 1990, 2849
20. J. D Seitz, G.R. Edwards, G. P Martins and P.Q Champbell, Interface in Metal Ceramic Composites, L. Y. Lin at all., eds., TMS 1989, 197
21. K.S. Chan, J.E. Hack and R.A. Page, Metallurgical Transaction, 15A, 1984, 756
22. K.G.Krieder and K.M.Prewo, Composite Materials, Vol 4, Academic Press (1974)
23. P.K. Rohatgi, Metals Handbook , Vol 9 Casting, 1990
24. D. M. Goddard, W.R. Whitmann and R.L. Pumphrey, SAE Transactions, 860, 1986, 564
25. A. Mortenson and I. Jin, International Material Review, 37, 1992, 101
26. E. Demirkesen, Kompozit Malzemeler Yüksek Lisans Ders Notları
27. A. J. Cook, P.S. Werner, Material Science and Engineering, A1, 44(1991) 189
29. R. Asthana, P.K. Rohatgi, S.N. Tewari, Processing of Advanced Material (1992) 2, 1

30. W. A. Gleaser, ASM Handbook of Wear and Friction, Vol 19, 801-810
31. A. W. Neumann and R. J. Good in Surface and Colloid Science, Vol II Experimental Methods, R.J. Good and R.R. Stromborg (Eds) Plenum Press, New York 1979
32. A. Banerjee, P.K.Rohatgi and W. Reiff, Metallurgist 38(7)1984,656
33. R. J. Arsenault and C. P. Pande, Scripta Metallurgica 13(1984)1131
34. P.K.Rohatgi, R. Asthana, R. N. Yadav and S.Ray, Metallurgical Transactions, 21A, 1990, 2073
36. S. Y. Oh, J. A. Cornie, K.C. Russell, Metallurgical Transaction, 20A,1989, 527
37. T. R. Fletcher, J. A. Cornie and K.C Russell, in Cast Reinforced Metal Composites, S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM Int. 1988,.21
38. A. Mortensen in Solidification of Metal Matrix Composites, P. Rohatgi (Ed.),TMS 1990,1
39. A. Mortensen and J. A. Cornie, Metallurgical Transaction 18A,1987, 1160
40. T. R. Fletcher, J.A. Cornie, K.C. Russell in Proceeding of Innovative Processing of Inorganic Composites, TMS Fall Meeting , Detroit (1990)
41. K. Prabiputaloong and M.R. Piggot, Journal of Electrochemical Society, 121 1974, 430
42. M.Shimbo, M.Naka, I Okamoto, Journal of Material Science Letter, 8 (1989) 663
43. J. V. Naidich, V. S. Zuhuralov, N. I. Furimuna, Journal of Material Science 25 (1990) 1895

44. L. M. Dignard, T. F. Malis, J. D. Boyd, J. D. Embury, Proceeding of International Symposium on Advanced Structural Materials, H. Ishida (ed.) Pergamon Press (1987) 87
45. L. E. Murr, Interfacial Phenomena in Metals and Alloys, Addison Wesley (1975)
46. J. D. Seitz, G. R. Edwards, G.P Martin, P. Q. Champell in Interfaces Metal Ceramic Composites, R.Y. Linn at all. (Eds) TMS 1989, 197
47. T. W. Clyne, J. F. Mason, Metallurgical Transaction 18A (1987) 1519
48. G.R. Cappleman, J.F. Watts, T.W. Clayne, Journal of Material Science 20 (1985) 2119
49. A.E. Scheidigger, The Physics of Flow through the Porous Media, University of Toronto Press, 1974
50. F. E. Bartelland, J. H. Osterhoff, Journal of Physical Chemistry, 32 (1932) 3115
51. G. P. Martins, D. L. Olson, G. R. Edwards, Metallurgical Transactions, 19B (1988) 95
52. W.E. Britten , Journal of Applied Physics, 17 (1946) 37
53. G. A. Semlak, F. N. Rhines, AIME Transactions, 21 (1958) 325
54. A. Mortensen, L. J. Masur, J. A. Cornie, M. C. Flemings, Metallurgical Transactions, 20A (1989) 2535
55. J. A. Sekhar, R. Trivedi, Material Science and Engineering A, 114 (1989) 133
L. M. Fabbietti, V. Sheetharaman, R. Trevedi, Metallurgical Transaction, 21A (1990) 1299
56. T.W. Clyne, Metallurgical Transactions, 18A (1987) 1519

57. F. Scheweitzer , L. Schimansky-Geier, Journal of Colloid Interface Science 119 (1) (1987) 67
58. E. Rabinowicz, Wear and Friction of Materials, Jon Willey & Sons, Inc, ISBN 0-471-83084-4
59. Arnold E. Anderson, ASM Hanbook Vol 18, 1992, 582-587
- 60 E. Richard Booser, Handbook of Lubrication, Theory and Practice of Tribology; Vol II, 31, ISBN 0 8493 3902 2
61. E. M Tatorzycki, R. T. Webb, ASM Hanbook Vol 18, 1992, 569-572

LC 100-1000000000
DCC
PROGRETTI EDITION
SYON MERKZT

ÖZGEÇMİŞ

12.9.1967 de İstanbul' da doğmuştur. Paşabahçe Ferit İnal Lisesini 1984 yılında tamamlayarak İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesine girmiştir. 1989 yılında Metalurji Mühendisi olarak mezun olmuş ve İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Malzeme Programında Yüksek Lisans Eğitime başlamıştır. 1992 yılında Yüksek Mühendis ünvanını alarak aynı enstitüde doktora programına başlamıştır. 1989 yılından beri Kimya-Metalurji Fakültesi Malzeme Ana Bilim Dalı Araştırma Görevlisi olarak çalışmaktadır. Bu süre içerisinde Etibank, Devlet Planlama Teşkilatı, Savunma Sanayi Müsteşarlığı ve Birleşmiş Milletler Kalkınma Teşkilatı tarafından desteklenen İleri Teknoloji Seramik ve Kompozitlerinin Üretimleri ve Karakterizasyonu içeren çok sayıda projede araştırmacı olarak çalışmıştır. Mart 1995 tarihinde Birleşmiş Milletler Bursiyeri olarak bir yıl süreyle Cleveland State Üniversitesi, Kimya Mühendisliği Bölümü ve Advanced Manufacture Center de, NASA-Lewis Araştırma Merkezi tarafından desteklenen Asbest İçermeyen Frez Balatalarının Özel İnfiltrasyon Teknikleriyle Üretimi ve Tribolojik Karakterizasyonu konulu projede çalışmış ve Mart 1996 tarihinde yurda dönmüştür. Çeşitli yabancı dergi ve kongrelerde 7, yerli kongrelerde 12 adet yayını bulunmaktadır.