

39525

**ALÜMİNA FİBER TAKVİYELİ Al-Si METAL MATRİKSLİ KOMPOZİTLERİN
ÜRETİMİ VE MİKROYAPI-ÖZELLİK İLİŞKİLERİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Y. Müh. Hatem AKBULUT

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 8 Kasım 1994

Tezin Savunulduğu Tarih : 26 Ocak 1995

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Fevzi YILMAZ

Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Niyazi ERUSLU

: Prof. Dr. Mehmet KOZ

KASIM 1994

ÖNSÖZ

Bu çalışmada, özgün bir yaklaşımla Al-Si matriksli, Saffil (δ -Al₂O₃) Alümina fiber takviyeli Metal Matriksli Kompozitler (MMK) üretilmiş ve çeşitli tekniklerle mikroyapı ve özellik ilişkileri incelenmiştir.

Çalışmanın yürütülmesi ve sonuçlandırılmasında, değerli fikir ve tecrübeleriyle beni yönlendiren saygıdeğer hocam Prof. Dr. Fevzi YILMAZ' a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmam boyunca değerli fikir ve önerilerinden yararlandığım Doç. Dr. Mehmet DURMAN' a, harcadığı zaman ve emekten dolayı çok teşekkür ederim.

Aşınma, elastik modül ve mukavemet ölçümü, Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) çalışmalarının yapılmasında gerekli olanakları sağlayan Aston Üniversitesi Makina Mühendisliği Bölümü öğretim üyelerinden Dr. Samuel MURPHY' i anmayı bir borç bilirim.

SEM çalışmalarının bir kısmı ve X-ışınları çalışmaları Tübitak MAM' de yapılmıştır. Sağladıkları imkanlar ve gösterdikleri ilgiden dolayı Dr. Tarık BAYKARA, Y. Doç. Dr. Volkan GÜNAY ve eşi Y. Müh. Esin GÜNAY' a, uzman araştırmacı Zülal MISIRLI' ya teşekkür etmeyi bir borç bilirim.

Direnç ölçüm deneylerinde gösterdiği yardımlar ve deney düzeneğinin kurulmasında yol gösterici fikirlerinden dolayı Elektrik-Elektronik Y. Müh. M. Ali YALÇIN' a çok teşekkür ederim.

Çalışma sırasında MİSAG-16 projesi çerçevesinde maddi destek sağlayan TÜBİTAK, Makina-Malzeme ve İmalat Sistemleri Araştırma Grubu Başkanlığı' na ve deneylerin yürütülmesinde sağladığı laboratuvar imkanları dolayısıyla Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Metalurji Mühendisliği Bölüm Başkanlığına ve çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen mesai arkadaşlarıma şükranlarımı sunarım.

Son olarak, kompozit malzemelerin üretilmesinde gösterdiği yardımlardan dolayı değerli arkadaşım Met. Y. Müh. S. Can KURNAZ' ı şükranla anmayı bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	iv
SUMMARY.....	xi
BÖLÜM 1. GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2. KOMPOZİT MALZEMELER.....	3
2.1. Giriş.....	3
2.2. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması.....	5
2.2.1. Polimer Matrisli Kompozitler.....	6
2.2.2. Seramik Matrisli Kompozitler.....	6
2.2.3. Metal Matrisli Kompozitler (MMK).....	7
2.3. MMK Malzemelerin İncelenmesi.....	7
2.3.1. MMK Malzemelerin Tanımı.....	7
2.3.2. MMK'lerin Mühendislik Uygulamaları ve Teknolojik Önemleri.....	9
2.3.3. MMK Sistemlerinde Matris/Takviye Arayüzeyi.....	11
2.3.3.1. Arayüzeyde Bağ Çeşitleri.....	17
2.3.3.1.1. Mekanik Bağ.....	17
2.3.3.1.2. Kimyasal Bağ.....	17
2.3.4. MMK Malzemelerin Üretim Yöntemleri.....	20
2.3.4.1. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri.....	22
2.3.4.2. Katı Hal Üretim Yöntemleri.....	30
2.3.4.3. Reaksiyonla Kompozit Üretim Teknikleri.....	31
2.3.5. Matris Metalleri.....	31
2.3.6. Takviye Malzemeleri.....	32
2.3.6.1. Saffil (δ - Al_2O_3) Kısa Fiberleri.....	34
2.3.7. MMK Malzemelerde Mukavemet Mekanizmaları.....	37
2.3.7.1. Kompozit Modelleri.....	38
2.3.7.1.1. Karışım Kuralı.....	38
2.3.7.1.2. Kayma Mekanizması Modeli.....	41
2.3.7.1.3. Tabakalı Plaka Modeli.....	44
2.3.7.1.4. Eshelby Modelleri.....	44
2.3.7.1.5. Nielsen Ve Chen Modeli.....	47
2.3.7.1.6. Hashin ve Strikman Modeli.....	48
2.3.7.1.7. Diğer Modeller.....	51
2.3.8. MMK Malzemelerin Mekanik Özellikleri.....	51
2.3.8.1. Giriş.....	51
2.3.8.2. MMK Malzemelerde Elastik Modül.....	52

2.3.8.3. MMK Malzemelerde Akma Mukavemeti	59
2.3.8.4. MMK Malzemelerde Çekme (Maksimum) Mukavemet . . .	60
2.3.8.5. MMK Malzemelerin Aşınma Özellikleri	66
2.3.8.6. Diğer Mekanik Özellikler.	73
2.3.9. MMK Malzemelerin Geleceği.	75
BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	78
3.1. Çalışma Programı.	78
3.2. Kullanılan Deney Malzemeleri	79
3.2.1. Matriks Alaşımı.	79
3.2.2. Takviye Malzemeleri	80
3.3. MMK Malzemelerin Üretilmesi	81
3.4. Yoğunluk Deneyleri.	83
3.5. Metalografi Çalışmaları	84
3.5.1. Optik Metalografi Çalışmaları	84
3.5.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri	85
3.6. Sertlik Deneyleri	85
3.7. Çekme Deneyleri.	86
3.7.1. Elastik Modül Ölçümü	86
3.7.2. Çekme Mukavemeti Ölçümü.	87
3.8. Aşınma Deneyleri.	87
3.9. Direnç Ölçümü	89
3.10. X-Işınları Analizi	91
BÖLÜM 4. DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME.	92
4.1. Giriş.	92
4.2. Saffil (δ -Al ₂ O ₃) Fiber Takviyeli MMK' lerde İnfiltrasyon	92
4.2.1. Basınç-Yoğunluk İlişkisi.	93
4.2.2. Basınç-İnfiltrate Edilen Metal Miktarı İlişkisi	95
4.3. Saffil Fiber Takviyeli MMK Malzemelerin Mikroyapısı	100
4.4. Saffil (δ -Al ₂ O ₃) Fiber Takviyeli MMK Malzemelerde Sertlik	110
4.5. Fiber Takviyeli MMK Malzemelerde Elastik Modül ve Mukavemet.	113
4.5.1. MMK Malzemelerde Elastik Modül	114
4.5.1.1. Deneysel Sonuçların Kompozit Modelleri İle Karşılaştırılması.	116
4.5.2. Saffil Fiber Takviyeli MMK Malzemelerin Çekme Mukavemeti.	120
4.6. Saffil FiberTakviyeli MMK Malzemelerin Aşınma Davranışları	127
4.6.1. MMK Malzemelerin Aşınması	128
4.6.2. MMK Malzemelerin Sürtünme Özellikleri.	133

4.6.3. Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi	138
4.7. Saffil Fiber Takviyeli MMK Malzemelerin Yaşlanma Kinetiği	141
4.7.1. Matriks Alaşımı ve Kompozit Malzemelerde Mikrosertlik	146
4.7.2. Matriks Alaşımı ve Kompozit Malzemelerde Özdirenç	147
4.7.3. Saffil Fiberlerin LM 13 Alaşımının Yaşlanma Kinetiğine Etkisi	149
BÖLÜM 5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	160
5.1. Sonuçlar	160
5.2. Öneriler	162
KAYNAKLAR	163
ÖZGEÇMİŞ	177



ÖZET

Metal Matriks Kompozit (MMK) malzemelerin yüksek elastik modül, mukavemet, aşınma dayanımı ve yüksek sıcaklık özellikleri gibi üstün fiziksel ve mekanik özelliklerinden dolayı, son yıllarda üretimleri ve kullanımları yaygınlaşmıştır. Bu çalışmada, geleneksel piston malzemesi olarak kullanılan LM 13 (ETİAL 145) Al-Si alaşımının kısa fiberler ile takviye edilerek mikroyapı ve mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimlerin incelenmesi amaçlanmıştır. Takviye malzemesi olarak kullanılan Alümina kısa fiberleri son yıllarda yaygın ve ekonomik olarak üretilen ve üstün mukavemet özelliklere sahip olan δ -Al₂O₃ (Saffil) fiberlerdir.

Kompozit malzemeler, 0.1 den 3 MPa' a kadar değişen basınçlarda, özgül bir sıvı infiltrasyon prosesi yöntemi; % 10, % 15, % 20, % 25 ve % 30 hacim oranlarındaki Saffil fiber preformlara metal emdirilmesi tekniği ile üretilmişlerdir. Yoğunluk ölçümleri, infiltrasyonun fiber hacim oranının artması ile kritik bir basınçtan sonra meydana geldiğini göstermiştir. 1 MPa gibi düşük basınçta infiltrasyonun % 80-90' ı gerçekleşirken infiltrasyonun 3 MPa' a çıkarılması geri kalan boşlukların dolmasını sağlamaktadır. Bunun nedeni ise preformlarda ilkin büyük boşluklar dolmakta ve takiben ince fiberler arası bölgelere metal nüfuz etmektedir. 3 MPa basınçta üretilen takviyesiz alaşım ve MMK' lere, standart T6 ısıt işemi uygulanmış, elastik modül, mukavemet, aşınma ve yaşlanma çalışmaları yapılmıştır. Kompozit mikroyapı incelemelerinde fiberlerin, ötektik bölgelerde segregasyona uğrama eğilimi gösterdikleri ve hem matriksin hem de Si kristallerinin incelmeye sebebiyet verdikleri saptanmıştır. Fiber segregasyonunun fiber hacim oranı arttıkça azaldığı ve alaşımının ötektik altı bileşimde olmasına rağmen MMK mikroyapılarında primer Si kristallerinin oluştuğu belirlenmiştir. Bunun nedeni ise fiberlerin Si kristallerini çekirdeklemeleri ve fiber ile matriksteki Mg elementinin reaksiyonunun ortaya çıkardığı serbest Si' dan dolayı matriksin bölgesel olarak ötektik üstü bileşime kaymasına bağlanmıştır. Elastik modül değerlerinin artan fiber hacim oranı ile arttığı tesbit edilmiş ve sonuçların teorik modellerle son derece uyumlu oldukları tesbit edilmiştir. MMK mukavemetlerinin, artan fiber hacim oranı ile arttığı, ancak % 20 Saffil fiber takviyelerinin üzerindeki MMK' llerde zayıf fiber/matriks arayüzey bağ yapısından dolayı düştüğü sonucu ortaya çıkmıştır. Pin-on-disk yöntemi ile değişik aşınma yüklerinde yapılan aşınma deneylerinde artan fiber hacim oranının hacimsel ve ağırlıkça aşınma hızlarının yanında sürtünme katsayısının da düşüşüne yol açtığı tesbit edilmiştir. Aşınma yüzeyi incelemeleri, artan fiber hacim oranı ile aşınma mekanizmasının değiştiğini göstermiştir.

Yaşlanma kinetiği çalışmalarında, fiber hacim oranının artışı ile MMK malzemelerde yaşlanma hızının arttığı, takviyesiz alaşım için maksimum sertliğin elde edildiği yaşlanma sürelerinde kompozit malzemelerde aşırı yaşlanma meydana geldiği saptanmıştır. Direnç ölçümleri, takviyesiz alaşımda GP zonlarının oluştuğunu, MMK' llerde ise su vermede oluşan boşlukların fiber/matriks arayüzeyinde yutulmasından dolayı GP zonlarının oluşmadığını ortaya çıkarmıştır.

PRODUCTION OF ALUMINA FIBER REINFORCED Al-Si METAL MATRIX COMPOSITES AND THE INVESTIGATION OF THEIR MICROSTRUCTURE-PROPERTY RELATIONSHIPS

SUMMARY

There is no universally accepted definition of composite materials. Definitions in the literature differ widely. The problem is the level of definition. In the dictionary and in everyday usage the term composite refers something made up of various parts of elements. For starting to devise a definition for composite materials in accordance with this idea, it is quickly discovered that several definitions are possible. For starting a valid definition in terms of the constituents making up engineering materials at each of the several structural levels of matter, which materials are to be regarded as composites and which as monolithics depends upon the level chosen as the basis for definition. There are three main points to be included in a definition of an acceptable composite material for use in structural applications;

- (i) It consist of two or more physically distinct and mechanically separable materials
- (ii) It can be made by mixing the separate materials in such a way that the dispersion of one material in the other can be done in a controlled way to achieve optimum properties.
- (ii) The properties are superior, and possibly unique in some specific respects, to the properties of the individual components.

One of the possible definition of composite materials which takes into account both the structural form and composition of the material is as follows: " A composite material is a material brought about by combining materials differing in composition or form on a macroscale for the purpose of obtaining specific characteristics and properties. The constituents retain their identity such that they can be physically identified and they exhibit an interface between one another". But even this definition needs clarification.

Composite materials have been classified in many ways depending on the ideas and concepts that need to be identified. Several classification systems can be used, including classification, e.g., metal-organic or metal-inorganic; by bulk form characteristics, e.g., matrix systems or laminates, by distribution of the constituents, e.g., continuous discontinuous; and by function, e.g., electrical or structural. The classification system used in this work is based on the matrix systems. According to the classification system in terms of matrix materials which are the predominant phases that strictly effect the microstructure and mechanical and physical-properties of the resultant composite materials, there are three general classes of composites:

- 1) Ceramic Matrix Composites (CMC's).
- 1) Polymer Matrix Composites (PMC's).
- 1) Metal Matrix Composites (MMC's).

Metal Matrix Composites (MMC's), in general, consist of at least two components: one obviously is the metal matrix (in most cases, an alloy is the metal matrix), and the second component is a reinforcement (in general, an intermetallic compound, an oxide, a carbide or a nitride). The distinction of metal matrix composites from other two phase alloys comes about from the processing of the composite. In the production of composite, the matrix and the reinforcement are mixed together. This is to distinguish a composite from a two phase alloy, where the second phase forms as a particulate, eutectic or eutectoid reaction, etc. In other words, a composite initially begins as separate components, i.e., the metal matrix and the reinforcement. In all cases the matrix is defined as a metal, but a pure metal rarely used as the matrix; it is generally an alloy.

Each type of MMC is defined as follows:

- Dispersion Strengthened:** This composite is characterized by a microstructure consisting of an elemental matrix within which fine particles are uniformly dispersed. The particle diameter ranges from about 0.01 μm to 0.1 μm , and the volume fraction of particles ranges from 1 to 15 %.
- Particle Reinforced:** The composite is characterized by dispersed particles of greater than 1.0 μm diameter with a volume fraction 5 to 40 %.
- Fiber (whisker) Reinforced:** The reinforcing phase in fiber composite materials spans entire size range, from 0.1 to 250 mm in length to continuous fibers, and spans the entire range of volume concentrations from a few percent to greater than 70 %. The distinguishing microstructural feature of fiber reinforced materials is that the reinforcing fiber has one long dimension, whereas the reinforcing particles of the other two types do not.

Continuous fiber reinforced metals are a special and sophisticated classes of composite materials. Fiber reinforced metals, unlike most metals and alloys, are anisotropic. The degree of anisotropy depends primarily on the degree of fiber orientation. The prime role of fiber is to carry the load, while the metal matrix serves to transfer and distribute the load to the fibers. The efficiency with which the loads are transferred from the matrix to the fibers depends on the bonding interface between them. Assuming high interface efficiency, the mechanical properties of the composite depend more on the properties of the fiber rather than the properties of the matrix. This means that the matrix can be selected on the basis of oxidation and corrosion resistance or other required properties. Applications of continuous fiber MMC are mostly limited to some of the primary and structural members of aerospace structures and military airplanes, except for an automobile connecting rod which is made of aluminium reinforced with continuous stainless steel fibers.

MMC's have several advantages that are very important for their use as structural materials. These advantages include a combination of the following properties:

- High strength
- High elastic modulus
- Low sensitivity to temperature changes or thermal shock
- High surface durability and low sensitivity to surface flaws
- High electrical and thermal conductivity
- High vacuum environment resistance.

In addition to conductivity of MMC's, the most obvious advantages of MMCs are their resistance to severe environments, toughness, and retention of strength at high temperatures. For a composite structure it is possible to emphasize environmental stability of the matrix at elevated temperatures, since the required mechanical strength and stiffness can be obtained from the reinforcement. The shear strength requirements of the matrix are nominal since the matrix serves only to transfer load into the fibers.

Metal matrix composite (MMC) materials have been under development for more than 20 years. However, the initial emphasis was on continuous filament MMC's. They were first developed for applications in aerospace, followed by applications in other industries. The expansion non aerospace and nonmilitary fields came about slowly as the price of MMC materials was coming down. This due to mainly to development of new low cost fibers. In recent years, discontinuous MMCs have been investigated. Recent interest in discontinuous MMCs has been rekindled because it is more economical to produce economic production of silicon carbide (SiC) particles or whiskers, alumina (Al_2O_3) particles or short fibers and other low cost particles or short fibres such as carbon, B_4C , SiO_2 , graphite etc. One of the advantages of discontinuous composites is that they can be shaped by standard metallurgical processes such as forging, rolling, extrusion etc. Due to this ease of formability and relatively modest cost discontinuous MMCs have recently been used in various applications. Some of such applications are tennis rackets and heads of golf clubs, which are made of SiCp/Al composite, and automobile engine components, piston and connecting rod, which are made of randomly oriented short alumina Saffil ($\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$) fibers/Al or SiCw/Al composites.

The applications of MMCs into industrial is increasing progressively by the production of low cost discontinuous reinforcements. Over the last decade Imperial Chemical Industries (I.C.I) has developed the manufacture of short staple, polycrystalline alumina fibres which are sold under the trade name of Saffil. The main commercial application is the insulation of high temperature industrial furnaces. In recent years, however, improved grades of these fibers (RF and RG) have been developed for use in metal matrix composites. The alumina fibers are produced as short staple by a spinning process which controls the fiber diameter within tight limits around a median value of 3 μm . Spinning process gives very short fibers in various controlled lengths ranging in aspect ratio from 100:1 down to 20:1. Contrary to methods employed to prepare whiskers and melt-spun ceramic fibers, this process results in a very low level of non-fibrous material. A fine grained microstructure is

developed by incorporating about 4 % silica and by close attention to each heat treatment stage during fiber production. The silica is effective in enabling a controlled progression through the transition alumina forms, thus facilitating the removal of porosity, and by acting as a crystal growth inhibitor once transformation to be alpha alumina phase occurs.

Fiber in delta alumina form (RF grade) has a tensile strength of 2000 MPa, a modulus of 300 GPa and a density of 3.3 g/cm³. Further processing at high temperature causes the gradual conversion of delta phase to the alpha alumina form with corresponding increase in hardness, modulus and density, and a decrease in strength. The loss of strength is due to a step increase in crystal size associated with the phase transformation. The flexibility of the production process allows the concentration of the alpha alumina form to be controlled and the properties of the fiber to be tailored to meet the demands of the reinforcement application.

In recent years a considerable attention has been given to the various fabrication routes, and characterization of the mechanical properties of these composites. But little work has been carried out to reveal the effect of the fibres on microstructure of the matrix alloy upon solidification. However, sufficient experimental data is still not yet available to support a comprehensive analytical approach in predicting the elastic modulus and strength of such composites. While a limited experimental data is available in the literature on the friction behaviour of Saffil + LM 13 MMC's. Whereas, no experimental data was found in the literature on the effects of alumina fiber reinforcements of the aging characteristics LM 13 metal matrix composites.

The matrix alloy chosen in the present work was an Al-12 wt % Si, 1.16 wt % Cu, 1.21 wt % Mg, 0.90 wt % Ni. In this study, the reason of the using of Aluminium-Silicon alloy as a matrix material is that Aluminium-Silicon alloys are the traditional choice for piston applications due to their high fluidity and good balance of thermal and mechanical properties. Saffil alumina fibres were supplied by ICI in the form of disc-shaped preforms 100 mm in diameter by 10 mm thick. These preforms contained 10 %, 15 %, 20 %, 25 % and 30 % by volume of Saffil fibres oriented predominately in the plane of the disc. The infiltration of the preforms was carried out by positioning the preforms in a metal die-cavity and then pressurizing the molten metal at 850 °C into die-cavity which was heated up to 450 °C and evacuated prior to the infiltration. The infiltration pressure applied varied from 0.1 MPa to 3 MPa for each material and their corresponding densities were determined by weighting discs in air and water. Matrix alloy and the composites produced by the highest infiltration pressure were subjected to a standard T6 heat treatment and consequently tensile tested and modulus measurements were carried out using an Instron machine operated at a cross-head speed of 0.016 mm/sec. Optical Metallography was carried out on the polished surfaces of the both radial and planar section of the composites and more detailed examination of the tensile test fracture surfaces was carried out using a scannig electron microscope (SEM). Wear tests were carried out using a pin-on disk machine under 5 N, 10 N, 20 N, 40 N and 60 N normal loads with 1m/sec. wear rate and volumetric and mass losses were recorded with the corresponding friction of coefficients are measured. For the studying of the aging characteristics of the

composites, microhardness and resistivity measurements and X-ray studies have been performed.

The results of permeability of molten alloy through the preforms indicated that infiltration of the liquid metal took place over a range of pressures for each different volume fractions of fibres, and increased fiber volume shifted the pressure range for infiltration to higher pressures, and therefore decreased the amount of metal infiltrated. This was because of that the molten metal firstly infiltrated into the larger pores of the preforms and the pressures up to about 1 MPa were high enough for the liquid metal to fill in these pores. However, some additional amount of pressure was required for the further progress of the metal into the narrower inter-fibres channels due to capillarity effect. The results showed that approximately 90% of the total pores in the preforms were impregnated by the liquid metal under the pressures about 1 MPa by increasing the pressures up to 2 MPa provided only the rest of remaining spaces which counted about 10 % of the total pores in the preforms to be completely infiltrated by the liquid metal.

Metallographic studies showed that the fibres remained predominantly in a planar-random arrangement in the composites with relatively few parallel to disc axis after the infiltration process, but segregated into inter-dendritic eutectic regions modifying the α -Al dendrites and the Silicon particles of the matrix alloy. The average size of the α dendrites measured on the unreinforced alloy was about 46 μm and gradually decreased as the fibre volume fraction increased, reaching to about 18 μm in the composite with 30% by volume of Saffil. The gradual decrease in the size of the α dendrites could be explained in terms of the rapid cooling of the liquid metal in the presence of the fibres ensuing high nucleation rates in the matrix. The optical and SEM studies also showed that the fibres predominantly segregated into inter-dendritic areas resulting in clusters of the non-homogeneously distributed fibres in these areas, but as the fibre volume increased the distribution of the fibres has become more uniform throughout the matrix. A Number of primary silicon particles which preferentially nucleated on the alumina fibres were also observed in the microstructure. The unusual development of these particles was thought to be due to presence of alumina fibres which acted as easy nucleation sites at high undercoolings and the chemical reactions which produce silicon from the silica layer of the fibers.

The modulus of elasticity of the composites showed a gradual increase with the increasing volume fractions of the fibers. The increase, however, did not obey a rule of mixture behaviour, and the rate of the increase was much slower at high volume fractions. This behaviour was thought to result from the following reasons:

- a) The aspect ratio, i.e. fiber length to fiber diameter, gradually decreased with the increased volume fraction of the fibers in the preforms
- b) The response of the composites to the age-hardening heat treatment was different depending on the fiber volume fraction they contained. The presence of the fibers accelerated the aging, the rate of which increased with the increased volume fraction of the fibers. Thus, the composites containing high volume of fibers became quickly overaged.

The results obtained from the modulus measurements, were compared with some theoretical models developed for the composites containing short fibers, and found to be well in accordance with them.

The tensile test results of unreinforced alloy and composites were in well agreement with those predicted by ROM equations up to the Saffil volume fraction of 15%. However, the strength of the composites with volume fractions higher than 15% deviated sharply from the linear behaviour and decreased continuously as the fibre volume increased. The reason for this is not clear, but it was evident from the examination of the fracture surfaces using SEM that this was probably due to the poor bonding between fibres and matrix alloy. Besides, the presence of the short fibres accelerated the age-hardening of the matrix alloy and the composites containing high volume fractions of fibres became easily over-aged shortly after the aging was commenced. This may also have an effect on the observed decrease in the strength at high volume fractions. From the results for these composites the minimum fibre volume fraction ($V_{min.}$) was found to occur at about 7% by volume of Saffil, and the critical fibre volume fraction ($V_{cr.}$) which must be exceeded was found to be at approximately 9% by volume of Saffil.

Dry wear tests carried out using the pin-on-disc technique showed that both the rate of wear and coefficient of friction decreased with the increased volume fraction of fibers in the composites, and for the 30 % Saffil fiber contained composite, for example, the wear rate reductions were at levels of about 300 % compared with the matrix alloy. Increasing load, on the other hand, caused the wear rates to increase and the coefficients of friction to decrease. Metallographic examination of the wear surfaces showed that in the unreinforced alloy the wear was of an adhesive type in which the wear took place by an extensive subsurface plastic deformation, whereas in the composites a transition from the adhesive type wear to delamination type with increase in volume fraction of fiber was evident, and in those containing high volume of fiber the wear was primarily due to delamination of the surface layers.

Age-hardening characteristics of the unreinforced alloy and composites were studied by microhardness and resistivity measurements and the results showed that the rate of aging increased with increased volume fractions of fibers. The maximum (peak) hardness in the primary α - Al dendrites was reached at an aging time of about 18 hours, but at the same period of aging time the composites became already overaged. X-ray studies showed that the formation and the growth of precipitate phases in the matrix alloy were accelerated by the presence of fiber, with the rates directly related to the volume fractions of fibers. The resistivity measurements showed that the GP zones formed in the matrix alloy, but not in the composites. The reason for this was thought to be due to the concentration of quenched-in vacancies which must be high in the matrix alloy and gradually lower in the composites since the fiber/matrix interface from an ideal regions for sinking of the vacancies.

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Günümüzün modern teknolojisi uzay, uçak ve otomotiv endüstrileri gibi ileri teknoloji alanında kullanılmak üzere hafif, üstün ve spesifik özelliklere sahip yeni malzemelere ihtiyaç duymaktadır. Uzay, havacılık ve otomotiv sektörlerinde, mukavemet/ağırlık, mukavemet/yoğunluk oranları gibi malzeme özelliklerinin önemli olduğu ağırlığa duyarlı alanlarda kullanılan malzemelerin mukavemet limitlerinin zorlanması, belirli kurallar içinde farklı malzemelerin karıştırılarak özelliklerinin geliştirilmesini önemli kılmış ve bu alanda da önemli gelişmelere yol açmıştır. Sahip oldukları mükemmel özelliklere rağmen, kompozit malzemelerin üretim maliyetlerinin yüksek olmasından dolayı kullanımları endüstriyel olarak istenen seviyelere ulaşamamıştır. Ancak son yıllardaki gelişmelere bakarak bu malzemelerin kullanımlarının hızla yaygınlaştığı ve bu hızın giderek artacağını söylemek mümkün gözükmektedir.

Kompozitlerin tarihçesi çok eski yıllara dayanmaktadır. Örneğin; ağaç, kemik ve diş gibi doğal kompozit malzemeler insanlığın var oluşu ile birlikte kullanılmıştır. İnsanlar belki de saman ve çamuru karıştırıp kerpiç tuğlalar üretmeye başladıklarında ilk kompozit malzemeyi yapmışlardır. Kompozit terimi geniş manada doğal veya sentetik iki veya daha fazla bileşenin bir araya getirilmesi ile oluşturulan malzeme olarak tanımlanabilir. Buna rağmen bu güne değin kompozitler için kalıcı bir tanım yapılamamıştır. Kompozit malzemeler, kullanılan matriks alaşımının kompozit bünyedeki hakimiyetine göre; seramik, polimer ve Metal Matriksli Kompozitler (MMK) olarak sınıflandırılmaktadır. Seramik matriksli kompozitlerin yüksek üretim sıcaklığı ve gevreklikleri, polimer matriksli kompozitlerin ise ancak düşük sıcaklıklarda başarıyla kullanılabilmeleri, kompozitler içinde MMK malzemelerin önemini bir kat daha arttırmıştır. MMK malzemeler, seramiklerin yüksek mukavemet ve metallerin yüksek tokluk özelliklerini birleştirmelerinden dolayı matriks metallerine göre hem önemli derecede yüksek mukavemet sağlamakta ve hem de daha yüksek sıcaklıklarda kullanılabilmektedirler. Bu üstünlükler ışığında bilim adamları tarafından yapılan değerlendirmelerde, 2000 li yıllarda MMK malzemelerin kullanımlarının seramik ve polimer matriksli kompozitlerin daha ilerisinde olacağı bildirilmektedir.

malzemelerin kullanımlarının seramik ve polimer matrisli kompozitlerin daha ilerisinde olacağı bildirilmektedir.

MMK malzemelerin elde edilmesindeki amaç, değişik takviye malzemeleri ile alaşımlandırılan matris alaşımlarının, takviye edilmemiş özelliklerinden daha üstün özellikler elde etmektir. Matris metali olarak hemen hemen her tür metal ve alaşımın kullanılması mümkündür. Takviye malzemeleri; fiber (f), partikül (p) veya whisker (w) şeklinde olabilen oksit, karbür veya nitrür olabilmektedir. MMK malzemelerin elde edilmesinde en önemli adım üretim aşamasıdır. Bu aşamada, kompozit malzemenin nihai özelliklerini düşürmeyecek matris ve takviye fazlarının seçiminin bilinçli yapılması gerekmektedir.

Bu çalışmada matris malzemesi olarak seçilen LM 13 alaşımı özellikle otomotiv endüstrisinde piston malzemesi olarak kullanılan ve iyi dökülebilirlik, üstün mukavemet ve aşınma dayanımı olan ve kimyasal kompozisyonu açısından ısıtılabilir bir alaşımdır. Bu güne değin LM 13 alaşımının çeşitli özelliklerinin araştırılmasına rağmen kompozit olarak üretilmesi durumunda mekanik ve fiziksel özelliklerinde meydana gelecek değişimler araştırılmamıştır. Bu nedenle bu çalışmada, LM 13 alaşımı kısa (100-200 µm fiber boyu, 3 µm fiber çapı) δ -Al₂O₃ Saffil fiberler ile takviye edilerek özelliklerinin daha da iyileştirilmesine çalışılmıştır. MMK malzemelerin üretimleri, benzerlerine göre üretilcek malzemenin şeklinin değiştirilebildiği ve laboratuvar imal edilen bir fırında infiltrasyon yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. LM 13 alaşımı, sabit metal sıcaklığı (850 °C) ve fiber sıcaklığı (450 °C) şartlarında, bünyelerinde sırasıyla % 90, % 85, % 80, % 75 ve % 70 boşluk bulunduran fiber preformlara, değişik basınçlarda infiltre edilip infiltrasyon kinetiği incelenmiştir. 3.0 MPa infiltrasyon basıncında porozitesiz MMK malzemelerde ve kompozitlerle eşit şartlarda üretilen takviyesiz LM 13 alaşımında mikroyapı incelemeleri yapılmış olup, sertlik, elastik modül ve çekme mukavemeti ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Üretilen malzemeler ayrıca detaylı aşınma deneyine tabi tutularak hacimce ve ağırlıkça aşınmalarının yanında sürtünme katsayıları da tesbit edilmiştir. LM 13 alaşımı ve MMK' ler, mikrosertlik, direnç ölçümü ve X-ışınları ile analiz edilip yaşlanma karakteristikleri saptanmıştır.

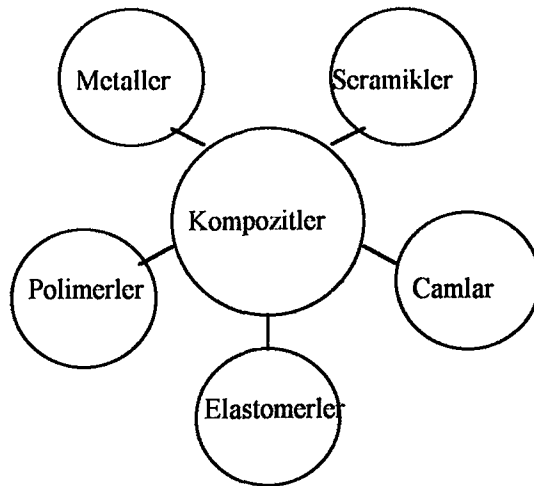
BÖLÜM 2

KOMPOZİT MALZEMELER

2.1. Giriş

Kompozit terimi en geniş manada ele alındığında; çok kristalli birçok metal ve metal olmayan parçaların bir arada toplanması olarak ifade edilebilir. Bu sebepten dolayı kompozit malzeme terimini daha dar ve anlaşılır kalıplar içinde ele almak lazımdır. Bir malzemenin kompozit sayılabilmesi için kabaca aşağıdaki özellikleri taşıması gerekmektedir [1]:

- a) İnsan tarafından üretilmelidir,
- b) Farklı bileşenlerle beraber kimyasal olarak birbirinden farklı en azından iki malzemenin kombinasyonundan oluşmalıdır,
- c) Kompozit malzemeyi oluşturan ayrı malzemeler üç boyutlu olarak birleşmelidirler,
- d) Kompozit, kendisini meydana getiren bileşenlerin tek başlarına sahip olamayacakları özellikler göstermelidir.



Şekil 2-1: Kompozit malzemelerin üretildikleri malzeme sınıfları [2].

Kompozitleri meydana getiren bileşen sınıfları çok değişik malzemelerden olabilmektedir. Şekil 2-1, kompozitlerin üretildiği malzeme sınıflarını göstermektedir. Kompozitlerin üretim şartları ve uygulamaları göz önüne alındığında Şekil 2-1 deki 5 sınıf malzemenin yanında daha birçok malzemenin de sayılabilmesi mümkündür. Kompozit sistemlerine bağlı olarak değişik sınıftaki malzemelerden en az iki grup bir araya getirilerek üstün özelliklere sahip malzemeler elde edilmektedir [2].

Hangi malzemenin kompozit, hangi malzemenin monolitik malzeme olduğunu ifade edebilmek için malzemelerin değişik sayıdaki yapı seviyelerini göz önünde bulundurmak gerekmektedir [3]. Bunlar;

Atomik Seviye: Tek moleküllerin ve kristal hücrelerinin göz önüne alındığı bu seviyede tüm malzemeler, iki veya daha fazla sayıdaki farklı atomların bir arada bulunması durumunda kompozit olarak ifade edilir. Bu tanıma göre iki farklı atomun bir araya gelmesi, kompozit bir malzeme oluşması için yeterlidir. İki farklı element atomunun bir katı eriyik oluşturması halinde bile meydana gelen bileşik kompozit olarak tanımlanabilmektedir. Bu malzemeler saf elementler haricinde bileşikler, alaşımlar, polimerler ve seramiklerden oluşabilir.

Mikroyapısal Seviye: Kristal, faz, molekül ve bileşiklerin iki veya daha fazla sayıdaki kristal, molekül ve faz yapılarından meydana gelmesiyle oluşan malzemeler kompozit olarak tanımlanabilir. Bu tanımlama ile geleneksel olarak homojen ve monolitik olarak değerlendirilen çok sayıda malzeme kompozit olarak sınıflanabilmektedir. Yine bu tanımlama ile tüm metalik malzemeler içinde pirinçler, bronzlar gibi tek fazlı alaşımlar monolitik olarak ele alınmaktadır. Çok fazlı bir karbon alaşımı olan çelikler ve dökme demirler kompozit sınıfına girmektedirler.

Makroyapısal Seviye: Kaba olarak iki bileşenin oluşturduğu yapılardır. Bu yapılar matriksler, partiküller ve fiberleri kapsamaktadır. Kompozit olarak adlandırılan bu malzemeler farklı makrobileşenlerden oluşmaktadırlar. Makroyapısal seviye tanımı birçok kompoziti içermesine rağmen genel olarak kompozit olarak bilinen bazı malzemeleri kapsamamaktadır. Daha kapsayıcı olması için bileşenlerin tabiatları ve iki karakteristikleri daha göz önüne alınmaktadır. Bu özellikler; i) kompoziti meydana getiren bileşenler genelde hemen hemen farklı kimyasal yapıya sahiptirler, ii) birbirleri içinde çözünmezler. Bu şartlar altında hem yapısal olarak ve hemde malzeme bileşenlerinin kompozisyonu açısından kompozit malzemelerin tanımı aşağıdaki gibi yapılmaktadır. "Bir kompozit malzeme, temel olarak birbiri içinde çözünmeyen ve birbirinden farklı şekil ve/veya malzeme kompozisyonuna sahip iki veya daha fazla makrobileşenin karışımından veya birleşmesinden meydana gelen malzeme sistemidir" [3, 4].

Yukarıdaki tanımın bile aydınlatılmasına ihtiyaç vardır. Bazı mühendislik dalları için bu tanım oldukça geniştir çünkü ön kaplanmış malzemeler, doldurulmuş plastikler, beton ve doldurulmuş seramik ve metaller gibi birçok mühendislik malzemesi genelde kompozit olarak değerlendirilmemektedirler. Böyle malzemeler kompozit olarak değerlendirilmemelerine rağmen kompozit olarak işlem görüp kompozit gibi üretilirler. Yukarıdaki tanımın bir eksikliği de dispersiyonla sertleştirilmiş alaşımlar ve sermetler gibi partikül takviyeli kompozitlerin, makroskobik seviyede değil de mikroskobik seviye sınıfında bulunmasıdır. Sonuç olarak bu tanım kompozit yapı ve kompozit malzemeler arasındaki çizgiyi belirleyememektedir. Örneğin, beş veya altı tabakadan oluşmuş bir roket nozülü, çok sayıdaki tabakadan meydana gelen otomobil lastiği veya kumaş takviyeli matriksler bir yapı mı yosa bir kompozit malzeme olarak mı sınıflandırılmalıdırlar? Her iki şekilde ifade durumu da tartışma konusudur. Kompozit yapılar ve kompozit malzemeler arasında bir ayırım kurmayı denemenin yerine yapısal kompozitler ve özel kompozitler arasında bir ayırma gitmek çok daha yararlı olmaktadır [3].

2.2. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması

Kompozit malzemelerin doğaları ve yapılarının açıklanmasıyla bu malzemeler üzerinde işlerliğini koruyan sınıflandırmalar yapılmaktadır. Malzeme kombinasyonları (örneğin; metal-organik veya metal-inorganik), bileşen fazların karakteristikleri (örneğin; matriks sistemleri veya tabaka yapılar), bileşenlerin dağılımları (örneğin; sürekli, süreksiz), fonksiyonları (örneğin; elektriksiz veya yapısal) ve özellikleri göz önüne alınarak kompozit malzemelerin çok değişik sınıflandırmaları yapılmıştır. Yapısal bileşenlerin şekline göre yapılan genel bir sınıflandırma sistemi aşağıdaki gibidir [3];

1. Fiberli kompozitler, fiberler + matriks veya fiber ile matriksiz yapı.
2. Levhasal kompozitler, düz plakalar + matriks veya levha ile matriksiz yapı.
3. Partikül kompozitler, partiküller + matriks veya partikül ile matriksiz yapı.
4. Doldurulmuş(veya iskelet) kompozitler, sürekli bir iskelet matriksin ikincil bir malzemeyle doldurulması.
5. Tabakalı kompozitler, farklı bileşen tabakalarından oluşmuş kompozit.

Kompozit malzemeler, kullanılan matriks malzemesine göre de üç ana sınıfa ayrılmaktadırlar. Bunlar sırasıyla polimer, seramik ve metal matriksli kompozitlerdir.

2.2.1. Polimer Matriksli Kompozitler

Polimerler, metal ve seramiklere göre çok daha fazla komplekstirler. Matriks olarak kullanılan polimerler ucuz ve kolaylıkla çalışılabilir malzemelerdir. Diğer taraftan düşük modüle ve düşük kullanım sıcaklığına sahiptirler. Termoset ve termoplastikler olarak iki gruba ayrılan polimer matriksler genelde sürekli fiber takviyeli olarak kullanılırlar. Bunlardan en önemli olanları sürekli fiberlerle takviye edilen polyes-ter ve epoksi reçine matriksleridir [5]. Epoksi reçine matriksli kompozitlerin en önemli uygulamalarından biri havacılık uygulamalarıdır. Polimer matriksli kompozitlerle çalışırken göz önüne alınması gereken en önemli faktörlerden biri sıcaklık, diğeri nemdir. Özellikle bu iki faktörün beraber etkin olduğu şartlarda polimer matriksli kompozitlerin mekanik özelliklerinde hidrotermal etkilerden dolayı düşüşler meydana geldiği belirtilmektedir. Polimer matriksli kompozitlerin üretilmesinde en çok bilinen ve en fazla kullanılan metodlardan bazıları; elle sıvama, tel sarma, kese kalıplama işle-mi, pultrüzyon metodu, sıvı akış tekniği, takviyeli reaksiyon enjeksiyon kalıplama, eks-trüzyon ve termo oluşum metodlarıdır. Polimerlerde kullanılan takviye malzemelerin-den en önemli olanlarının; cam fiber, kevlar fiber, boron fiber ve karbon fiberler oldu-ğu rapor edilmektedir [6].

2.2.2. Seramik Matriksli Kompozitler

Seramik malzemeler çok sert ve kırılgandırlar. Bunun yanında yüksek sıcaklık-larda bile yüksek elastik özellikler gösterirlerken kimyasal olarak inerttirler ve ayrıca düşük yoğunluk gibi özellikler sergilemektedirler. Seramik malzemeler termal şok di-rencinin ve tokluğun düşük olduğu malzemelerdir. Dolayısıyla kullanımları sırasında ani hasar sergilediklerinden faciaya yol açacak özelliktedirler [6]. Seramik malzemele-rin seramik fiberler ile takviye edilmesi durumunda, mukavemet yükselmekte ve tok-luklar da artmaktadır. Bu uygulamayla monolitik seramiklere oranla tokluk 20 kata kadar arttırılabilmektedir [7]. Alümina ve Zirkonya esaslı seramik kompozitler üzerin-deki son yıllardaki çalışmalar, bu malzemelerin sadece roket başlığı, uzay araçları gibi uygulamalarda değil aynı zamanda insan vücudunda da kullanılmaya başlanmasına se-bebiyet vermiştir. Seramik matriksli kompozitlerde proses parametreleri ile oynayarak mikroçatlaklar oluşturulmaktadır. Bu çatlaklar gerilme konsantrasyonlarının yoğunlaş-masını engelleyerek gerilmeleri absorbe etmektedirler [8].

Seramik matriksli kompozitlerin üretimleri iki aşamalı bir prosestir. Birincisi takviye malzemelerinin matriks içine verilmesi ve ikincisi ise matriksin yoğunlaştırıl-masıdır. Üretim metodlarının bazıları; viskoz infiltrasyon, sıcak izostatik presleme,

infiltrasyon, toz metalurjisi içersinde sayılabilen tüm metodlar, kimyasal reaksiyon, sol-jel ve polimer piroliz metodlarıdır [6].

2.2.3. Metal Matriksli Kompozitler (MMK)

Toz metalurjisine alternatif olarak geliştirilen döküm ve reaksiyonla MMK üretim tekniklerinin ucuz ve pratik olmalarından dolayı bu malzemeler üzerindeki ilgi son 20 yılda doruk noktasına ulaşmıştır. Seramiklerin yüksek elastik modül ve metallerin yüksek süneklik özelliklerini birleştiren bu malzemeler, havacılık ve savunma sanayinin yanında otomotiv endüstrisinde de kullanılmaya başlanılmışlardır. Japon TOYOTA firmasının otomobil pistonlarının segman yuvaları kısmında Saffil fiber takviyeli kompozit kullanması ile piston ağırlığından % 10 tasarruf sağlandığı belirtilmektedir [6]. MMK malzemelerin yüksek aşınma direnci de göz önüne alındığında bu malzemelerin modern teknolojide kullanılmaya aktarılmasının önemi açıkça ortaya çıkmaktadır.

2.3. MMK Malzemelerin İncelenmesi

2.3.1. MMK Malzemelerin Tanımı

MMK malzemeler hakkındaki bilgiler daha eski yıllara dayanmasına rağmen, bu malzemelerin kullanımları son yıllarda, özellikle son 20 yılda oldukça yaygınlaşmıştır. MMK malzemelerin yerlerine kullanıldıkları metal ve diğer bazı malzemelere göre küçümsenmeyecek üstünlükleri mevcuttur. MMK ' ler [1, 9]:

- a) Yüksek elastik modüle sahiptirler,
- b) Yüksek mukavemet (çekme, basma, aşınma, sürünme ve kayma) gösterirler.
- c) Yüksek sıcaklıklarda çalışırlar,
- d) Metallerin süneklik ve tokluk, seramiklerin yüksek mukavemet ve yüksek modül özelliklerini birleştirirler,
- e) Tekrar üretilebilir mikroyapı ve özelliklere sahiptirler,
- f) Düşük yoğunluk değerleri verirler,
- g) Sıcaklık değişikliklerine veya termal şoka karşı düşük hassasiyet gösterirler,
- h) Yüksek yüzey dayanıklılığı ve yüzey akışlarına karşı düşük hassasiyete sahiptirler,
- i) Yüksek elektrik ve termal iletkenlik özellikleri mevcuttur.

MMK' ler, genelde iki bileşenden meydana gelmektedirler. Bunlardan biri metal matriks (genelde bir metal alaşımıdır), diğeri takviye malzemesidir (genel olarak bir metallerarası bileşik, bir oksit, karbür veya bir nitrür) [10].

Her tip metal matriks kompoziti aşağıdaki gibi tanımlanır [1]:

Dispersiyonla Sertleştirilmiş Kompozit: Bu kompozit, seçilen bir matriks içerisinde çok ince partiküllerin dağıldığı yapı olarak karakterize edilir. Partikül boyutu 0.01 μm den 0.1 μm ye kadar değişebilir ve partikül hacim oranı % 1-15 arasında olur.

Partikül Takviyeli Kompozit: Bu tür kompozitlerde ilave edilen takviye malzemesinin boyutu 1 μm den büyüktür ve ilave hacim oranları % 5-40 aralığındadır.

Fiber Veya Wisker Takviyeli Kompozit: Fiber takviyeli kompozit malzemelerde fiber uzunlukları 0.1 μm ve 250 μm aralığında olabilmektedir. Sürekli fiberlerle takviye edilmiş MMK' lerde takviye malzemesinin hacim oranı % 70 lere kadar artırılabilir. MMK' ler üzerindeki ilk çalışmalar sürekli fiberlerle takviye edilen malzemeler üzerine olmuştur ve bu malzemelerin uygulamaları havacılık alanında kendini göstermiştir. Bu malzemelerin kullanım alanları daha ucuz ve kolay fiber üretim teknolojisinin gerektiği şekilde gelişmemesinden dolayı sınırlı kalmıştır. Sürekli fiberlerle takviye edilen MMK malzemeler aslında kompozit malzemelerin spesifik olarak belli bir sınıfını teşkil etmektedirler. Metallerin çoğunun aksine fiber takviyeli kompozit malzemeler anizotropiktir. Anizotropikliğin derecesi fiber oryantasyonuna bağlıdır. Metal matriks yükü transfer ederken ve aynı zamanda yükü fiberlere iletirken, fiberlerin ana rolü ise yükü taşımaktır. Matriksin yükü transfer edebilmesi ve fiberlerin yükü taşımadaki başarısı fiber/matriks arayüzündeki ıslanmanın başarısına bağlıdır. Ticari uygulamalarda dispersiyonla sertleştirilmiş ve partikül takviyeli MMK malzemeler kullanılırken, sürekli fiberlerle takviye edilmiş MMK' lerin uygulaması, havacılıktaki bazı uygulamalarla ve askeri uçakların bazı parçaları ile sınırlandırılmıştır. Bunların dışında istisna olarak sürekli paslanmaz çelik fiberlerle takviye edilen MMK malzemeler otomobil biyel kollarında da kullanılmaktadırlar [1].

Son yıllarda, MMK malzemelerin üretilmesinde ve daha pratik olarak uygulamaya aktarılmasında süreksiz olarak takviye edilmiş malzemeler tercih edilmektedir. Bunun ana nedeni de takviye malzemelerinin kolay üretilebilmeleri ve kolay temin edilebilmeleridir. Süreksiz takviye elemanları ile üretilen MMK' lerin dövme, haddeme ve ekstrüzyon gibi standart metalurjik proseslerle şekillendirilebilir olmaları da sayılmaktadır. Süreksiz olarak takviye edilmiş MMK' lerin kolay üretilebilir olmalarından dolayı son yıllarda çok değişik alanlarda bu malzemelerin kullanıldıkları tesbit edilmiştir. Bu uygulamalara birkaç örnek vermek gerekirse; tenis raketleri, golf sopalarının kafaları SiCp/Al kompozitidir. Piston, biyel kolu gibi otomobil motor parçaları SiCw/Al ve Saffil Al₂O₃ kısa fiberleri/Al kompozitlerinden yapılmaktadır [1, 11].

MMK' lerin yüksek toklukları, yüksek sıcaklıklarda bile mukavemetlerini

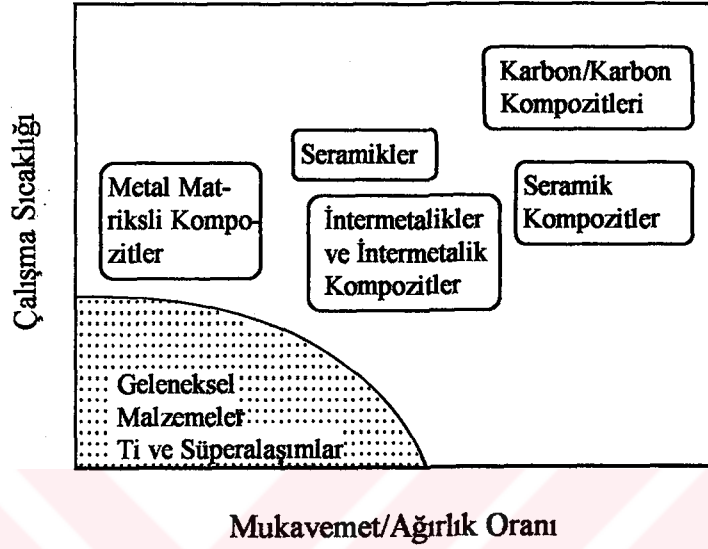
muhafaza edebilmeleri en açık ve en önemli avantajlarıdır. Gereken yüksek mekanik direnç, takviye malzemesinden sağlandığından dolayı, bir kompozit malzeme için matriksin yüksek sıcaklıklarda bile kararlı kalabilmesi mümkündür. Sürekli fiberlerle takviye edilmiş MMK' lerde matriks sadece yükü fiberlere taşıma görevi ile yükümlü olduğundan dolayı matriksin kayma mukavemeti gereksinimi fazla önem taşımazken kısa fiber takviyeli kompozitlerde matriks kayma mukavemeti ve matriksin yükü fiberlere iletmesi için gerekli mukavemeti daha önemlidir [12]. Kuvvetli bir fiber/matriks arayüzey bağ mukavemeti için matriksin kayma mukavemetinin yüksek olması gerekmektedir [1].

2.3.2. MMK' lerin Mühendislik Uygulamaları ve Teknolojik Önemleri

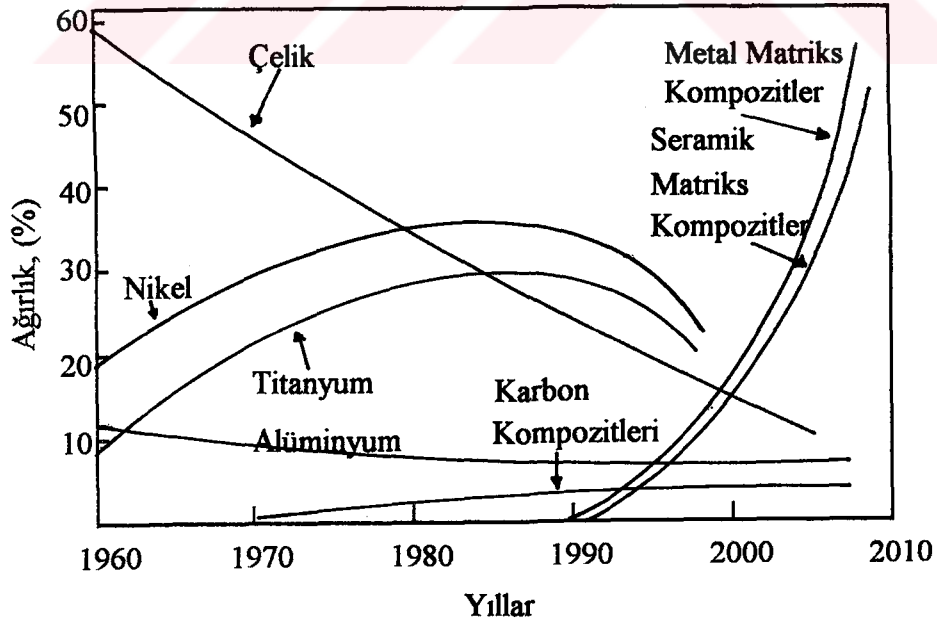
Teknolojik uygulamalardaki çalışma ve yakıt masraflarını düşürmek için otomotiv ve havacılık uygulamalarında malzeme ağırlığının düşürülmesi ve bu yolla mukavemet/yoğunluk (spesifik mukavemet) oranlarının artırılması önemlidir. Bu oran, mühendislik malzemelerinin elastik modül, mukavemet, korozyon, oksidasyon, termal kararlılık, sürünme, aşınma ve yorulma uygulamalarında en önemli parametrelerden biridir [13]. Bunlarla beraber, seramiklerde olduğu gibi MMK malzemelerin uygulamaya aktarılmasındaki en önemli dezavantaj ise düşük kırılma toklukları ve matriks/takviye elemanı arasındaki termal genleşme farklılıklarıdır. Metal matriksli kompozitler çok sayıdaki yapısal uygulamalarda kullanılmaları için iyi bir potansiyele sahiptirler. Ancak, monolitik metal ve alaşımları ile karşılaştırıldıklarında, mukavemet ve elastik modül kazanımının yüksek maliyete üstün geldiği uygulamalar dışında MMK' lerin kullanılmaları yüksek maliyetten dolayı sınırlandırılmıştır. MMK üretiminin ana amacı matriks alaşımının mukavemet ve elastik modülünü arttırmaktır. Bununla beraber matriks alaşımları farklılığından dolayı değişik elastik modül, mukavemet ve termal genleşme katsayılı malzemeler üretilebilmektedir. En önemli özelliklerinden biri ise aşınma dirençlerinin çok iyi olmasından dolayı aşınma uygulamalarında yaygın olarak kullanılabilmeleridir [1].

MMK malzemeler matriks alaşımlarından çok daha pahalı olduklarından dolayı yalnızca malzeme özelliklerinin birinci derecede önemli olduğu alanlarda kullanılırlar. Bir MMK malzeme türbin motoru olarak kullanılacaksa diğer yüksek sıcaklık motor malzemelerine göre özelliklerinin optimal olarak geliştirilmesi gerekmektedir. Kompozit performansının geliştirilmesi için en önemli anahtar parametreler, mukavemet/ağırlık oranı veya spesifik mukavemettir. Şekil 2-2, kullanım sıcaklıklarına ve spesifik mukavemetlerine göre çeşitli yüksek sıcaklık malzemelerinin performans haritalarını göstermektedir. Bu şekilde MMK malzemeler, geleneksel malzemelerden

daha iyi bir yer işgal etmekteyken spesifik mukavemetlerinin seramik ve karbon/karbon kompoziti gibi diğer yüksek sıcaklık malzemelerinkinden daha düşük olduğu gözlenmektedir.



Şekil 2-2: Çeşitli motor malzemelerinin çalışma sıcaklığı ve mukavemet/ağırlık oranına göre performans haritaları [1].



Şekil 2-3: Jet Motorlarında ve otomobillerde kullanılan ve ileriki yıllarda kullanılması düşünülen malzeme tahmini [14].

MMK' ler, bazı dezavantajlarına rağmen hala yüksek sıcaklık malzemesi olarak seramik matriks kompozit malzemelerden daha fazla ve güvenilir olarak kullanılmaktadır. Bunun en önemli sebebi de metal bilimi ve teknolojisinin seramiklerden çok daha ileride olmasıdır. Otomobil ve uzay araçlarının çeşitli motor parçalarında MMK' lerin kullanımı, seramik matriksli kompozitlerden daha güvenilir olmaktadır. Şekil 2-3, MMK olarak fiber takviyeli süperalaşımların ve bazı diğer malzemelerin 1990 ve ileri-ki yıllarda jet motorlarında türbin kanadı ve otomobillerde motor elemanı olarak kullanılmalarının bir tahminini göstermektedir [14].

MMK malzemelerin çok değişik uygulamaları arasına sadece motor parçaları değil motor dışı bileşen alanları da girmektedir. Örneğin, NASA ve Amerikan Hava Kuvvetleri bu amaçla geniş çalışmalar başlatmıştır [15]. MMK sistemleri, kullanılan takviye malzemeleri, MMK' lerin üretim teknikleri ve bazı spesifik uygulamaları Tablo 2-1, Tablo 2-2 ve tablo 2-3 de verilmektedir.

2.3.3. MMK Sistemlerinde Matriks/Takviye Arayüzeyi

Bir MMK malzemede arayüzey bağ mukavemetinin yüksek olması ve dolayısı ile nihai kompozit malzemede üstün özellikler elde edebilmek için aşağıda verilen özellikler göz önünde bulundurulmalıdır [16]. Bunlar;

- a) Islatılabilirliği arttırmak,
- b) Kimyasal etkileşimleri kontrol etmek ve
- c) Oksit oluşumunu minimuma indirmek.

Metal seramik sistemlerinde, kompozitin tüm özellikleri önemli ölçüde metal-seramik arayüzeyinin özelliklerine ve tabiatına bağlıdır [17]. MMK malzemelerde arayüzeylerden bahsedildiği zaman akla fiber ve matriks arasındaki arayüzey gelmektedir. Genelde arayüzey, element konsantrasyonlarının, kristal yapısının, atomik düzenin, elastik modülün, yoğunluğun ve termal genleşme katsayısının bir taraftan diğerine değiştiği iki boyutlu bir süreksiz alandır [6]. Atomik düzen ele alındığında, uyumlu ve uyumsuz arayüzeylerin oluşması söz konusudur. Uyumlu bir arayüzey, her iki kristalin de arayüzeyde benzer latisler tarafından paylaşılmasıdır. Bu, arayüzeyin her iki tarafında da birbirine karşılık gelen atom grupları mevcut olduğu manasındadır. Genel olarak zorlanmamış kristaller arasında kusursuz bir atomik düzen oluşmaz. Bunun yanında, arayüzeyde uyumluluk, daima kristalin elastik deformasyonu ile ilgilidir. Dolayısıyla uyumlu bir arayüzey, uyumsuz bir arayüzeyden daha düşük enerjiye sahiptir. Uyumlu bir arayüzeye klasik bir örnek, G-P zonları ve Al matriksi arasındaki arayüzeydir. Kristal boyutlarının artması ve dislokasyonların arayüzeye yerleşmesiyle

Tablo 2-1: MMK malzemelerde kullanılan metalik fiberler, matris alaşımları, üretim metodları ve uygulama alanları [1, 6].

Fiberler	Matris	Üretim Metodu	Uygulama Alanı
Paslanmaz çelik	Al	Toz metalurjisi	Uçak endüstrisi, otomotiv motorları
Be şeritler	Al, Ti	Al veya Ti kaplı Be çubuklar, delikli Al veya Ti preformlara sokulur ve preformlar deforme edilir	Yüksek hızla dönen şaftlar; helikopter pervane şaftı, uçaklarda kontrol çubuğu
Ta	Mg	İnfiltrasyon tekniği	Uçak endüstrisi
Mo	Ti veya Ti alaşımı	Toz metalurjisi, ekstrüzyon veya haddelme ile fiber yönlendirilmesi	Süpersonik uçak tahrik roketleri
Be veya Ti kaplı Be	Ti alaşımları	Ti ve Be fiberlerinin tabakalı patlayıcı kaynağı	Uçak konstrüksiyonu
Ni ₃ Al	Al-(% 2-10Ni)	Toz metalurjisi, fibere benzer yapı mekanik işlem sırasında oluşturulur	Yüksek ve düşük sıcaklıklarda iyi oksidasyon direnci, yüksek mukavemet
Ni-Cr-Al-Y	Ni alaşımları	Toz metalurjisi	Kompresör ve türbin elemanları
W-% 1 ThO ₂	Süperalaşımlar	Hassas döküm	Jet motorları
W	W-Ni-Fe alaşımları	Sıvı faz sinterlemesi; çözünmeden kaçınmak için W fiberleri yeniden kristalleştirilir	Jet motorları
Paslanmaz çelik	Ni alaşımları	Elektiriksel oluşum	Roket motorları
Mo, Ti, Nb	Süperalaşımlar	Toz metalurjisi	
W	Cu	Sıvı infiltrasyonu	Elektrik makinaları
Nb ipliği	Ni, Cu, Ag	Mb ₃ Sn oluşturmak için Cu, Ni veya Ag matrisi erimiş Sn banyosundan geçirilir	Süperiletkenler

Tablo 2-2: MMK malzemelerde kullanılan oksit olmayan fiberler, matriks alaşımları, üretim metodları ve uygulama alanları [1, 6].

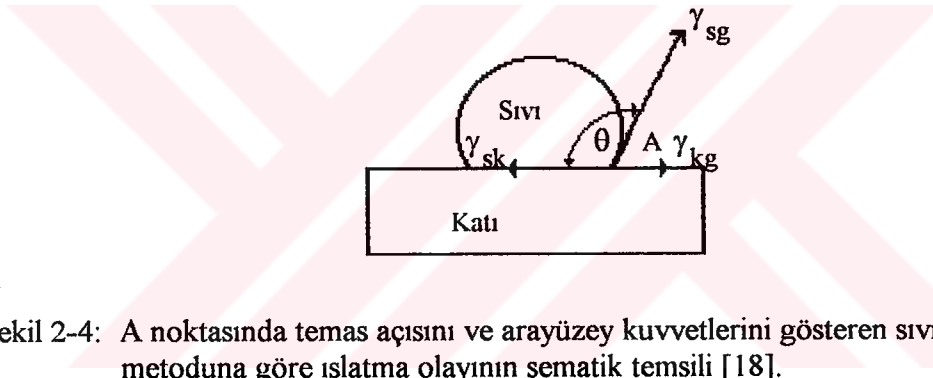
Fiberler	Matriks	Üretim Metodu	Uygulama Alanı
SiC kaplı B	Al	Toz metalurjisi	Türbin kanatları
Ti, Zr, Hf borid kaplı C	Al, Mg, Pb, Sn Cu, Zn	Sıvı infiltrasyonu	
C	Al+Ti,Zr	Sıvı infiltrasyonu	
W çekirdekli SiC	Al-Cu alaşımı	Fiberler Cu kaplanır ve Al banyosundan geçirilir	
C	Mg veya alaşımları, Cu	Sıvı infiltrasyonu; ıslanmayı arttırmak için Mg matriksine çok az magnezyum nitrit ilave edilir	Türbin fan kanatları basınç kazanları Elektrik fırçaları, araçların kalkan zırhı
SiC	Be, W, Mo, Fe, Co, Ni, Cr, Si, Cu, Mg, Zr, Ti	Erimiş Be ile beraber vakumda sıvı infiltrasyonu, matriks tabakaları ve takviye malzemelerinin sıcak preslenmesi	Havacılık ve nükleer endüstriler; kompresör bıçakları hava araçlarının yüzeyleri
B+paslanmaz çelik, borsik+Mo fiberleri	Al, Ti	Sıvı infiltrasyonu, yüksek mukavemetli sünek ve gevrek fiber kombinasyonu	Havacılık endüstrisi
Nb, Ta, W karbürler	Ni-Co ve Fe-Cr	Yönlendirilmiş katılaşma	Uçak endüstrisi
% 0.01-30 serbest karbon içeren SiC	Co veya Co alaşımları, Cr ve Mo alaşımları	Toz metalurjisi veya sıvı infiltrasyonu, fiberler ve Co, Cr matriksi arasında karbür oluşturulur	Türbin kanat ve bıçakları için yüksek mukavemet ve yüksek sıcaklık malzemeleri, roket nozulları
Karbür kaplı C	Ni alaşımları	Sıvı infiltrasyonu	Havacılık endüstrisi
B	Cu-Ti-Sn	Sıvı faz sinterlemesi	Kesici takımlar
C	Bronz	Değişik prosesler	Yatak malzemeleri
Ti borid kaplı C	Al, Cu, Sn, Pb Ag, Zn ve Mg	TiB kaplanmasında fiber hasarını engellemek için matriks, Ti ve B alaşım elementleri içerir	Havacılık endüstrisi
Ni kaplı C	Al, Cu, Mg	Sıvı infiltrasyonu	Motor bileşenleri
Ta, Ti, W karbürler Cu ve alaşımları	Al, Al-Si, Ag ve alaşımları,	Sıvı infiltrasyonu	Aşınmaya dayanıklı malzemeler
SiC _w	Al	Toz metalurjisi	Aşındırıcılar

Tablo 2-3: MMK malzemelerde kullanılan oksit esaslı fiberler, matriks alaşımları, üretim metodları ve uygulama alanları [1, 6].

Fiberler	Matriks	Üretim Metodu	Uygulama Alanı
Al_2O_3 , SiC Al-oksi nitrit	Al-Cu alaşımları	Fiber iplikleri sıvı matriks içine karıştırılır. Katılaşmadan sonra fiberler tane sınırlarına nüfuz eder	Uzay yapıları, motor bileşenleri
Al_2O_3	Al-Li alaşımları	% 1-8 Li içeren alaşımın infiltrasyonu, reaksiyon Li fiberleri arasında meydana gelir	Uzay yapıları, motor bileşenleri
Al_2O_3 -SiO ₂	Al, Al-Zn	Sıvı infiltrasyonu, toz metalurjisi	Havacılık sanayi
Ni kaplı cam seramik fiberler	Al	Toz metalurjisi	Kayıcı parçalar
Sürekli ve çok kristal Al_2O_3	Mg veya Mg alaşımları	Uzun fiberlerin sıvı infiltrasyonu	Türbin kanatları, şaftlar
C, B cam, seramik ve metal fiberler	Mg alaşımları	Toz metalurjisi; kompozit iki farklı Mg alaşım fazı içerir	Çok sayıda değişik uygulamalar
Metal kaplı cam fiberler	Fe, B, Ti, Al ve Sn	Metal kaplı kısa cam fiberler metal tozu ve cam ipliklerle karıştırılıp sıcak preslenir	Sürtünme parçaları gibi boyut olarak kararlı makina parçalarında
Cam fiberler	Pb	Sıvı infiltrasyonu	Pil plakaları, yatak malzemeleri, ses izolatörleri

sistemin serbest enerjisinde düşmeye yol açan elastik genleşme enerjisi arayüzey enerjisinden daha büyük olmaya başlamaktadır. Dislokasyonlar yüzünden genleme birikmesinin olduğu böyle bir arayüzey, kısmen atomik bir düzen yapısına sahip olmakta ve yarı uyumlu bir arayüzey olarak bilinmektedir. Çoğu zaman, matriks ve fiber arasındaki düzgün bir arayüzeyden ziyade düzgün olmayan bir arayüzey tabiatı ortaya çıkmaktadır. Bu durumda, matriks ve fiber arasındaki teması ıslatılabilirlik kavramı açısından da ele almak faydalı olmaktadır.

Islatılabilirlik engeli, kompozit üretimde mutlaka aşılması gereken bir engeldir. Islatmanın meydana gelebilmesi için arayüzey bağ mukavemetinin sıvının yüzey gerilimine galip gelmesi gerekmektedir. Islatılabilirlik temas açısı θ ölçülerek anlaşılmaktadır. Şekil 2-4 de sıvı, seramik bir malzemeye sıvı metalin damlatılması sonucunda bu damlacığın ortaya çıkarmış olduğu geometri ve oluşan arayüzey kuvvetleri verilmektedir. Şekildeki sistemde sıvı-katı (γ_{ks}), sıvı-gaz (γ_{sg}) ve katı-gaz (γ_{kg})



Şekil 2-4: A noktasında temas açısını ve arayüzey kuvvetlerini gösteren sıvı damlacığı metoduna göre ıslatma olayının şematik temsili [18].

arasında farklı arayüzey kuvvetleri birbirine etki etmektedir. İdeal bir ıslanma için, temas açısının (θ) sıfır olması, yani yüzeyi tamamen kaplaması gerekmektedir. Etkin bir ıslanma için ise katı sıvı arayüzey enerjisinin düşük olması, sıvı metal yüzey geriliminin düşmesi ve temas açısının 90 dereceden düşük olması gerekmektedir [19, 20]. Benzer şekilde, temas açısının 180 derece olması halinde ıslanma olmayacaktır. Şekil 2-4 deki denge şartlarında Thomas-Young eşitliği kullanılmaktadır;

$$\gamma_{kg} = \gamma_{ks} + \gamma_{sg} \cdot \cos\theta \quad \text{veya} \quad \theta = \theta = \cos^{-1} \frac{\gamma_{kg} - \gamma_{ks}}{\gamma_{sg}} \quad (2.1)$$

Eşitlikten de anlaşılabacağı gibi temas açısı θ 'nın 90 dereceden düşük olmasını sağlamak için $\gamma_{kg} - \gamma_{ks}$ değeri pozitif olmalıdır. Gaz fazı içinde katının yüzey geriliminin ölçülmesi çok zor olduğundan, bir katının herhangi bir sıvı ile adhezyon (yapışma) işi

Dupre [18] tarafından aşağıdaki eşitlik ile verilmektedir;

$$W_{ks} = \gamma_{kg} + \gamma_{sg} - \gamma_{ks} \quad (2.2)$$

Kararlı bir katı-sıvı arayüzeyi için W_{ks} değerinin karakteristik olarak yüksek olması gerektiği belirtilmektedir. Sistemin katı-katı duruma soğutulması durumlarında yukarıdaki (2.2) eşitliğinin modifiye edilmesi gerekmektedir. Böylece arayüzeyde, termal genlemeler de göz önüne alınmaktadır [9];

$$W_{kk} = \gamma_{kg} + \gamma_{sg} - \gamma_{ks} - f(\Delta\alpha) \quad (2.3)$$

(2.3) denklemindeki W_{kk} , sistemin soğutulması sonucunda arayüzeydeki adhezyon işi, $f(\Delta\alpha)$ ise arayüzey genlemelerinin de göz önüne alındığı sistemlerde, matriks/takviye fazı arasındaki termal genleşme farklılıklarının bir fonksiyonudur. Eşitlik (2.1) ve (2.2) nin birleştirilmesi ile adhezyon işi basit olarak;

$$W_{ks} = \gamma_{sg} (1 + \cos\theta) \quad (2.4)$$

eşitliği ile temsil edilmektedir. Eşitlik (2.4) den açıkça görüleceği gibi bir sıvının bir katı fazı ıslatabilmesi için, kısacası temas açısının 90 dereceden düşük olabilmesi için, $W_{ks} > 2 \gamma_{kg}$ şartını sağlaması gerekmektedir.

Kompozit malzemelerin özellikleri, katı-sıvı-gaz fazları arasındaki enerji dengelerine ve dolayısıyla ıslatılabilirlik açısının büyüklüğüne bağlı olduğundan, ıslatma açısının düşürülmesi için çeşitli ön işlemler yapılmaktadır. Ana amaç arayüzey bağ mukavemetini arttırmaktır ve bu aşağıda verilen faktörlere bağlıdır [21] Bunlar;

- (i) Fiber veya takviye elementi
- (ii) Matriks
- (iii) Matriks-fiber arayüzeyinin tabiatı

Kompozit malzemelerde arzulanan özellikleri elde etmek için fiberlerin yüzey veya iç gerilmelerden etkilenmemesi istenmektedir. Bunun yanında kompozit malzemelere uygulanan yükün de arayüzey tarafından matriks metalinden fiberlere doğru transfer edilmesi gerekmektedir. Kompozit malzemenin nihai özellikleri açısından yukarıda bahsedilen şartların istenen ölçülerde olması oldukça önemlidir. Bunların yanında, arayüzeyin karakteristiği, sıcaklık, difüzyon, kalıntı gerilmeler gibi etkenlerin,

arayüzeyi ne derecede etkilediği de göz önüne alınmalıdır. Arayüzeyin iki boyutlu bir bölge olarak düşünülmesinin yanısıra, bu bölgelerde oluşan kompozisyona bağlı metal-lerarası bileşikler, karşılıklı difüzyon etkileşimleri sonucu değişen arayüzey geometrisi ve boyutları, morfolojisi, fiziksel, kimyasal, mekanik ve termal özellikler de kompozit malzemenin kalitesini önemli derecede etkilemektedir [17].

2.3.3.1. Arayüzeyde Bağ çeşitleri:

Matriks ve takviye fazı arasındaki bağın özelliğini ve seviyesini kontrol edebilmek çok önemlidir. Bu kontrolü gerçekleştirebilmek için, herhangi bir kompozit sisteminde mümkün bağ tipi veya tiplerinden hangisinin veya hangilerinin sistemi kontrol ettiğini anlamak şarttır. Temel olarak bağ çeşitlerini iki ana gruba ayırmak mümkündür [6]. Bu bağ tipleri:

- a) Mekanik bağ,
- b) Kimyasal bağdır.

2.3.3.1.1. Mekanik Bağ

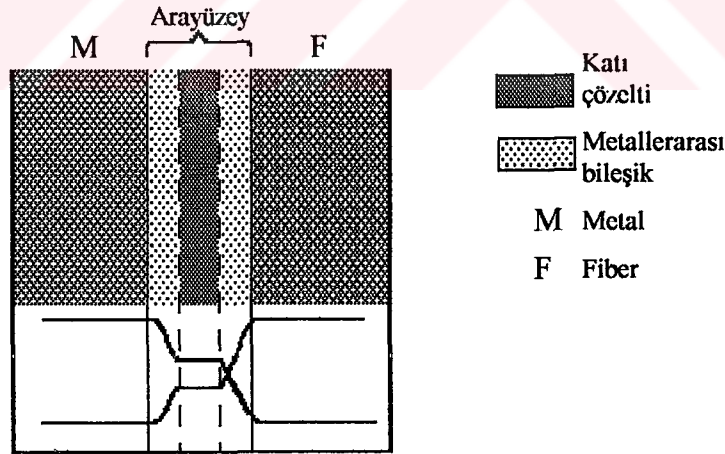
İki yüzey arasında mekanik kilitlenme ile oluşan bağın, kompozit özelliklerini önemli derecede iyileştirdiği belirtilmektedir. Fiber yüzeyinde matriks fazının çekirdeklenmesi, fiberlerin matriks ile çevrelenmesine sebebiyet verir. Bunun anlamı, arayüzeyde yük transferinden ziyade kütle transferinin gerçekleşmiş olmasıdır [17]. Hill ve arkadaşlarının [6] metalik tellerle takviye edilmiş MMK sistemlerinde yaptığı çalışmalarda, dahili basma gerilmelerinin sistemde var olması durumunda ıslanmanın o kadar gerekli olmadığı, çünkü fiberlerin matriks fazı tarafından mekanik olarak çevrelenip hapsedildiği tesbit edilmiştir. Chawla ve Metzger [6] Al matriksi ve anodize edilmiş Al_2O_3 filmi üzerine çalışmışlar ve düzgün olmayan bir arayüzeyin oluştuğunu, kütle transferinin Al matriksinden Al_2O_3 fazına doğru gerçekleştiğini tesbit etmişlerdir. Mühendislik özellikleri açısından uygun bir kompozit elde edebilmek için çoğu zaman sadece mekanik bağın kendi başına yeterli olmadığı saptanmıştır. Mekanik bağın kontrollü kimyasal reaksiyonlarla oluşan bağlarla desteklenmesi durumunda çok daha iyi özelliklerin ortaya çıktığı kaydedilmiştir [22].

2.3.3.1.2. Kimyasal Bağ

1.) Yeniden çözünme ve ıslatılabilirlik bağı: Bu bağ yapısında bileşenler arasındaki etkileşim elektronik seviyede gerçekleşmektedir. Fiber ve matriks arasındaki

yüzeyler göz önüne alındığında, bu etkileşim çok küçük bir mesafede meydana gelmekte ve bileşenlerin birbirleriyle etkileşimleri atomik seviyede olmaktadır. Etkileşimin bu seviyede olmasından dolayı inklüzyon ve safsızlıkların ortamdaki uzaklaştırılması için fiber yüzeylerinin uygun bir şekilde bir ön işleme tabi tutulması gerektiği gerçeği ortaya çıkmaktadır. Fiber yüzeylerinin herhangi bir şekilde kirlenmesi veya gaz, yağ, hava gibi safsızlıkların bulunması, takviye ve matriksin birbirleriyle temasını zorlaştırmakta ve oluşan bağın zayıflamasına sebebiyet vermektedir [6, 22, 23].

2.) Reaksiyon Bağı: Bağlanmanın kimyasal reaksiyonlarla meydana gelmesi durumunda atom transferi bir bileşenden diğerine ve bileşenlerden birbirlerine olmaktadır ve bu transferden dolayı meydana gelen etkileşim, arayüzeyi ortaya çıkarmaktadır. Bileşenler arasındaki bu atomik transfer difüzyon prosesi ile kontrol edilir. Şekil 2-5 de katı çözültide, fiber ve matriks fazları arasında (M_aF_b) tipinde bileşiklerin de oluşabileceği difüzyon olayı şematik olarak gösterilmektedir [6]. Fiber/matriks arayüzeyinde oluşan M_aF_b tipindeki bileşiklere en tipik örnekler; Al-Li- Al_2O_3 alaşımlarında Li_2O ve $LiAlO_2$ arabileşiklerinin [6], Al-Mg- Al_2O_3 sisteminde MgO ve $MgAl_2O_4$ spinelinin [24, 25], Al- B_4C sisteminde B_2O_3 fazının [26], Al-Si-SiC kompozitlerinde alaşım elementi Ni' in bulunması durumunda Ni_5Si_3 ve Ni_5Si_2 fazlarının [27] ve Al-SiC alaşımlarında Al_4C_3 fazlarının [28] oluşmuş olmalarıdır.



Şekil 2-5: Metal matriks kompozitlerde katı çözülti ve metallererarasi bileşik oluşumunu da gösteren arayüzey zonu [6].

Yukarıda bahsedildiği gibi arayüzeyin özellikle kimyasal reaksiyonlarla kontrol edilmesi halinde fiber yüzeylerinin safsızlıklardan arındırılmasının yanında arayüzeyin tabiatının da büyük önem arz ettiği tesbit edilmiştir. Takviye fazı ve matriks alaşımları

arasındaki termal genleşme farklılıkları ve arayüzey enerjileri farklılıkları dolayısı ile iki faz arasındaki uyumun desteklenmesi gerekmektedir. Arayüzey bağ mukavemetini arttırmak için kompozit üretim işleminden önce genel olarak üç değişik ön işlem yapılmaktadır. Bunlar sırasıyla fiber yüzeylerinin kaplanması, matriks bileşiminin modifikasyonu ve takviye fazlarının ısıl işlemidir [6, 18, 24, 25].

A. Fiberlerin Kaplanması: Fiber yüzeylerinin kaplanması işlemi iki amaç için gerçekleştirilmektedir. Bunlar, fiber-matriks arayüzeyinde yapışma ve ıslatılabilirliği arttırmak ve yüksek sıcaklıklarda fiber ve matriks arasında oluşan ve arzulanmayan kimyasal reaksiyonları önlemektir. Fiberlerin yüzeylerinin kaplanması amacıyla ticari olarak kullanılan birçok metod geliştirilmiştir. Kaplama işleminin ıslatılabilirliği arttırmasındaki temel prensip, metal ve seramik arasındaki atom transferini kolaylaştırmak veya metal/seramik etkileşim sistemini metal-metale çevirmek veya matriks malzemesi tarafından kolayca ıslatılabilecek bir başka seramik malzemeyle kaplamaktır [29, 30]. Al matriksi için B_4C fiberlerinin SiC ile kaplanması, Ti matriksi için değişik seramiklerin B_4C ile kaplanması, fiber kaplamalarına örnek verilebilir. Pratikte fiber yüzeylerinin kaplanması için çok değişik prosesler kullanılmıştır. Bunlardan bazıları; PVD, CVD ve diğer depozisyon işlemleridir [31].

B. Matriks Modifikasyonu: MMK malzemelerin üretilmesindeki başarı, matriks/seramik arasındaki bağın kuvvetli olmasına bağlıdır. Bu sistemlerde üretim sırasında arayüzeyde mukavemetin yüksek olması için proses parametrelerinin iyi kontrol edilmesi gerekmektedir. Metal ve seramik arasında tercih edilen bağ mekanik bağlanmadır. Hemen hemen tüm MMK sistemlerinde seramik ve metal arasındaki ıslanmayı arttırmak için sıvı metal bazı reaktif elementlerle alaşımlandırılmaktadır. Bu elementlerin ilavesinin amacı, kimyasal reaksiyonlar sonucu metal ve seramik malzeme arayüzeyinde bir metallerarası bileşik veya bir spinel oluşturup atomik ölçüde bağlanmayı sağlamaktadırlar. Al alaşımları için en çok kullanılan matriks modifikasyon elementleri Ti, Li ve Mg'dur [9]. Bu elementler arayüzeyde oluşturdukları fazlar ile kimyasal bağ oluşumunu teşvik etmektedirler. Ancak arayüzeyde oluşan bu ara fazların oluşumunun kontrol edilmesi gerekmektedir. Reaksiyon süresi ve sıcaklığının yüksek olduğu bazı durumlarda oluşan arayüzey fazları izole, kararsız tabakalardır ve kompozitin deformasyonu sırasında çatlak oluşturan bölgeler olarak davranırlar [32]. Liu ve arkadaşları [33] Al-Mg matriksli kompozitlerle yaptıkları çalışmalarda Mg miktarının % 0.3 ten % 6.8'e artırılması ile oluşan spinel dolayısı ile mukavemet ve akma gerilmesinin % 100'lere varan artışlar ortaya çıkardıklarını belirtirken Petitcorps ve arkadaşları ise [34] Mg elementinin fiber yüzeyindeki oksit tabakasını parçalayıp fiberin özelliklerini düşürdüğünü belirtmişlerdir. Birbiri ile çelişen görüşler olması doğal olarak

değerlendirilmektedir. Matriks fazının takviye malzemelerini ıslatabilmesi için matriks modifikasyonunun çoğu zaman zorunlu olduğu, ancak reaksiyon tabakasının kalınlığının kompozit üretimi sırasında kontrol edilmesi gerektiği kaydedilmektedir [31].

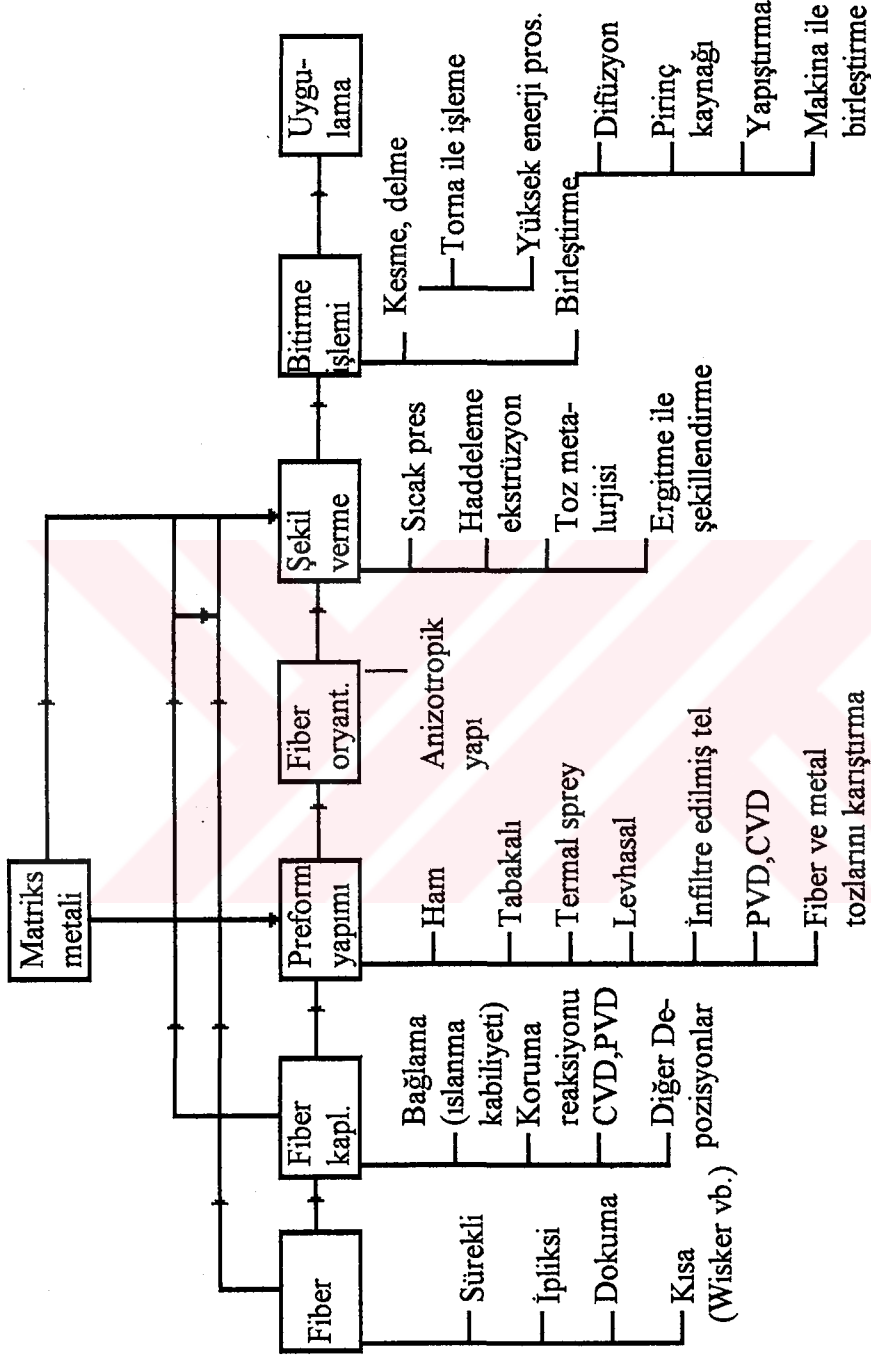
C. Takviye Fazının Isıl İşlemi: MMK üretmeden önce takviye malzemesinin kimyasal tabiatını değiştirmenin bir diğer yolu takviye malzemelerinin ısıtılmasıdır. Takviye malzemelerinin yüzeylerinden istenmeyen gazların veya yağ gibi safsızlıkların uzaklaştırılması, ıslanmayı arttırmaktadır [35]. Üretim öncesi ısıtma işlemi ile oksit olmayan seramik partikül veya fiberlerin yüzeyleri oksitlenerek matriks malzemesi ile kimyasal reaksiyona girmesinin sağlanması amaçlanmaktadır [36]. Yüzeyde oksit oluşumunun, oksitlerin metal ile bağlanabilirliği, metal atomlarının oksijen anyonları ile etkileşimi sonucu ıslanmayı arttırdığı kabul edilmektedir. Ancak bir kural olarak oksitlerin sıvı metal ile ıslanabilirliğinin zayıf olduğu belirtilmektedir. Weyl modeline göre Lively ve Murray [30], bu zayıf ıslanmanın, metal elektronlarının seramik oksitleri tarafından itilmesinden kaynaklanabileceğini ifade etmektedirler. Bununla beraber MMK malzemeler için deneysel veriler bu modele uymamaktadırlar. Bir kısım araştırmacılar bu görüşün tersine, sıvı metaldeki katyonların elektrostatik çekim etkisinin ve negatif anyonların ıslanmayı arttırdıklarını belirtmektedirler [30].

2.3.4. MMK Malzemelerin Üretim Yöntemleri

Metal matriksli kompozitlerin üretilmesinde çok değişik sayıda üretim metodu geliştirilmiştir. Üretim metodları temelde üç gruba ayrılmaktadır [29]:

- (1) Sıvı faz üretim yöntemleri,
- (2) Katı faz üretim yöntemleri,
- (3) Reaksiyon(in situ) üretim yöntemi.

Şekil 2-6 da MMK malzemelerin üretim metodları özetlenmektedir [13]. Sıvı faz ve katı faz üretim yöntemleri konusunda bu güne değin sayısız üretim tekniği geliştirilmiştir. Geleneksel üretim yöntemlerinin modifikasyonu ile MMK malzemeler üretmeyi amaçlayan firmalar ve araştırmacılar çok sayıda yeni yöntemler geliştirmiş olduğundan dolayı araştırmacılar tarafından standart üretim metodlarının sınıflandırılması mümkün olamamıştır. Reaksiyonla MMK üretim tekniği aslında sıvı ve katı faz üretim yöntemlerinin bir kombinasyonudur. Esasen, üretim metodları, kompozitlerin uygulamaya aktarıldığı ilk yıllarda sıvı ve katı faz teknikleri olarak belirlenmiş, daha sonra geliştirilen reaksiyonla MMK malzeme üretim tekniğinin bu iki sınıf içinde hangisine dahil edileceği konusundaki tereddütler sonucunda birçok araştırmacı tarafından yeni



Şekil 2-6: MMK malzemelerin üretim akım şeması [13]

bir kompozit üretim sınıfı olarak tanımlanmıştır [37].

2.3.4.1. Sıvı Faz Üretim Yöntemleri

(A). Sıvı Metal-Seramik Partikül Karıştırma

Seramik partiküllerin sıvı alaşıma ilavesi üzerine çok sayıda çalışma yapılmıştır [9, 38, 39]. Bu çalışma ve yöntemlerin en önemlileri aşağıda sıralanmaktadır;

(a) Bir enjeksiyon tabancası kullanılarak inert bir taşıyıcı gaz yardımıyla seramik tozları sıvıya ilavesi: Genel olarak atomizasyon ve gaz enjeksiyonu olarak bilinir. Takviye malzemelerinin, özellikle partiküllerin sıvı matriks içersine N_2 gazı yardımıyla disperse edilmesi prensibine dayanmaktadır [9].

(b) Ergimiş metalin karıştırılıp içinde bir vorteks oluşturulması ve partiküllerin bu vortekse ilavesi. Bu metodda, ergitilen matriks metalinin içine daldırılan bir karıştırıcı yardımıyla oluşturulan vorteks içine seramik takviye malzemeleri kontrollü olarak verilerek MMK malzemeler elde edilir. Genelde partikül takviyeli MMK malzemelerin üretimi için daha uygun olmasına rağmen kısa fiber veya whisker takviyeli kompozitlerin üretilmesi de mümkündür. Takviye malzemelerinin sıvı metale ilave edilmesinden önce kaplanması ve ısıtılma tabi tutulması gerekebilir. Kompozit dökümünden önce farkı ilavelerin daha yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilmesidir. MMK üretim metodlarının içinde en ucuz ve en kolay olduğu belirtilmektedir [40]. Ancak azımsanmayacak ölçüde dezavantajları da vardır. Herşeyden önce karıştırma ve ilavelerin kontrollü atmosferde yapılması gerekmektedir. Proses değişkenlerinin iyi kontrol edilmediği durumlarda porozite oranı % 30 ' lara bile çıkabilmektedir [41]. Vorteks metodu içine kompozit döküm işlemini de almak mümkün olabilmektedir. Sıvı-katı aralığında şiddetli bir şekilde karıştırılan bir alaşım, bünyesinde % 60 kadar sıvı içerdiği durumda karıştırma sebebiyle dendrit kolları kırılarak alaşımın akışkanlığı artmakta ve bu durumda seramik takviye elemanları alaşıma verilmektedir. Seramik fiber veya partiküllerin alaşıma ilave edilmesinden sonra alaşım ya yarı sıvıkatı halde veya reodökümde olduğu gibi geleneksel döküm sıcaklığına çıkarılıp döküm gerçekleştirilmektedir [42]. Bu teknik kullanılarak % 8 kadar kaplanmamış grafit partikülleri, % 2-30 Al_2O_3 ve SiC partikülleri, % 15 ' e kadar SiC fiberleri veya whiskerleri ve % 23 ' e kadar Al_2O_3 fiberleri başarılı bir şekilde matriks metaline verilebilmektedir [43]. Sistemin en önemli dezavantajı sıkıştırma dökümdeki gibi basınç altında katılaştırmaya gereksinim duymasıdır. Aksi halde yüksek oranlara varan poroziteli malzemeler elde edilmesi kaçınılmaz hale gelmektedir.

(c) Sıvıya küçük briketlerin ilavesi ve takiben şiddetli olarak karıştırılması işlemi: Metod ayrıca pelet yöntemi olarak da bilinmektedir. Bu yöntemde önceden sıkıştırma döküm gibi herhangi bir yöntemle hazırlanan peletler sıvı metale ilave edilir. Hazırlanan peletler matriks metali ile aynı bileşime sahip olan metal ile yüksek orandaki (% 50-60) takviye malzemesinden meydana gelmektedir. Peletler hazırlanmadan önce takviye malzemeleri genelde Ni veya Cu gibi metallerle kaplanmaktadır. Bu metodla kompozitler tekrar tekrar ergitilip dökülebilmektedirler. Yöntem, oldukça ucuz ve pratik bir yöntemdir. Tek dezavantajı hazırlanan peletlerin tabakalar halinde oksit çerebilmesidir [43].

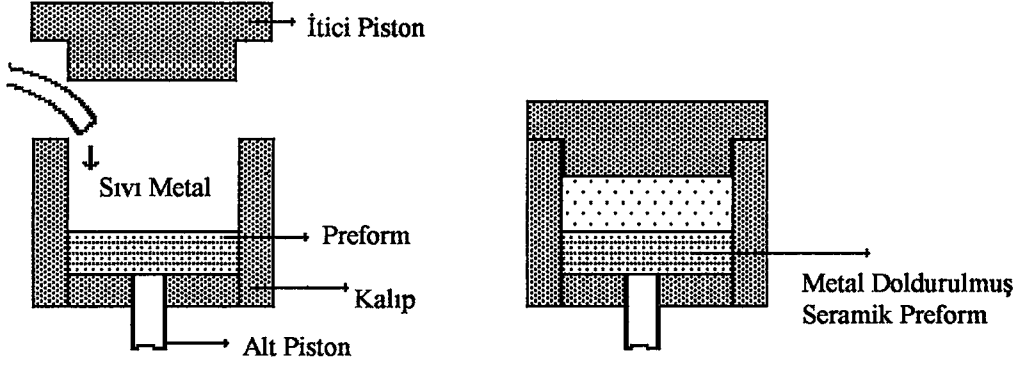
(d) Santrifüj ile partiküllerin sıvı alaşıma dispersiyonu: Herhangi simetrik bir parçanın üretilmesi durumunda santrifüj döküm olumlu sonuçlar verebilmektedir. Parçanın dış yüzeyinde mukavemet ve sertliğin artırılması isteniyorsa yoğunluğu matriks metalin yoğunluğundan daha yüksek olan partiküller kullanılmaktadır ($Al-Al_2O_3$ sistemi) [43]. İç yüzeyde, özellikle aşınmaya dayanıklı bir tabaka arzu edilidiğinde, matriksinkinden düşük yoğunluğa sahip takviye malzemeleri tercih edilmektedir (Al-Grafit) [38]. Partiküller sıvıya ya santrifüj öncesi herhangi bir yöntemle verilmekte veya metalin santrifüj kalıbına aktarılması esnasında metalle beraber kalıba kontrollü bir şekilde özellikle bir enjeksiyon tabancası ile püskürtülmektedir [9].

(e) Sıvı ultrasonik olarak titreştirilirken partiküllerin enjeksiyonu: Ergitilmiş metal, yüzeyi aktif olan partiküllere çok şiddetli titreşim uygulayarak emdirilmeye çalışılmaktadır. Özellikle Al-kaplanmamış grafit partikülleri için uygulaması olan bir sistemdir. Grafit partiküllerinin yüzeyleri ultrasonik vibrasyon banyosunda temizlenmekte ve böylece takviye fazı, yüzeyine absorbe olmuş empürite oksit tabakası ve gazlardan arındırılmış olmaktadır. Daha sonra yerçekimi ile yüksek hızdaki titreşimlerle metalin grafit partiküllerine nüfuz etmesi sağlanmaktadır. Yüksek vibrasyondan dolayı partikül sıvı metal arayüzeyindeki boşluklar dışarı atılmaktadır [43].

(B). Sıkıştırma Döküm

MMK malzemelerin üretilmesinde sıkıştırma döküm tekniğinin, en önemli en pratik ve en ümit verici yöntemlerden birisi olduğu belirtilmektedir. Sıkıştırma döküm yöntemi, herhangi bir metalin basınç altında katılaştırılmasına dayanmaktadır [44]. Bu yöntemle hemen hemen her tipte takviye malzemesi kullanılarak MMK malzeme üretilmesinin mümkün olduğu ifade edilmektedir [45]. Bu metodda takviye malzemesi Şekil 2-7 de şematik olarak verilen bir kalıp içine yerleştirilmekte ve döküm sıcaklığına çıkarılmış sıvı metal belli bir sıcaklığa ısıtılan takviye malzemesi (partikül,

fiber) üzerine dökülmektedir. Takiben, katılaşma tamamlanıncaya kadar sıvı metal üzerine yüksek miktarlarda basınç uygulanmaktadır. Basınç altında katılaştırma ile takviye malzemesi ile matriks metali arasında arayüzey bağ mukavemetinin oldukça olumlu yönde etkilendiği rapor edilmektedir [43, 46].



Şekil 2-7: Sıkıştırma döküm yönteminin şematik olarak gösterilişi [43].

Sıkıştırma döküm, geleneksel döküm yöntemlerine göre daha fazla basınca gereksinim duymaktadır. Fiber ve matriks arasındaki sürtünme kuvvetlerini ve kapiler etkileri yenmek için 50-150 MPa kadar basınç uygulanması gerekmektedir. Katılaşma süresince uygulanan basınç sayesinde ince taneli, porozitesiz ve pürüzsüz yüzeye sahip malzemeler elde edilebilmektedir. Yüksek basınca gereksinim duyulduğundan, parçanın boyutu sınırlayıcı bir faktördür. Bir diğer sorun ise yine yüksek basınçtan dolayı takviye malzemesine mekanik bir hasar verme ihtimalinin var olmasıdır [47].

(C). Sıvı İnfiltrasyon Yöntemi:

MMK malzemelerin üretilmesi için kullanılan değişik döküm yöntemlerinden biridir. Sürekli fiberler ve kısa fiber takviyeli kompozitlerin üretilmesinde kullanıldığı gibi [48, 49, 50] partikül takviyeli MMK malzemelerin üretilmesinde de verimli bir şekilde uygulanmaktadır [51]. Sıvı infiltrasyon yöntemi inert bir gaz kullanılarak ilk kez ALCOA tarafından denenmiştir. Orijinal çalışmalarda vakum altında çalışan bir fırına, tabanında seramik bir preform bulunan bir potaya sıvı metal dökülüp, üzerine inert bir gazla basınç uygulanmak suretiyle infiltrasyon gerçekleştirilmiştir. Daha sonraki yıllarda özellikle MIT' de yapılan araştırmalarda infiltrasyon işleminde üretim prosesi değişkenlerinin detayları araştırılmış ve yöntem daha da geliştirilmiştir. Ayrıca, prosesin kontrolü, kompozit malzemenin nihai özelliklerinin üretim ve katılaşma şartlarına göre

değişimleri araştırılmıştır [52]. Bu yöntemle MMK üretiminde karşılaşılan en önemli dezavantajlar; a) birbirine çok yakın olan fiberlerden dolayı çok küçük boşluklara metalin nüfuz edememesi, b) fiber/matriks arayüzeyinde metallerarası bileşiklerin oluşması, c) bazı durumlarda fiberlerin matrikste homojen dağılımlarının bozulması [53]. Sıvı metalin fiberler arasındaki kapiler (kılcal) boşluklara doldurulabilmesi, sıvı ve seramik temas açısının (θ) büyüklüğüne bağlıdır. Temas açısına bağlı olarak da sıvı metal-fiber arasındaki temas açısı eğrilik yarıçapı (r) değişmektedir. Bu yarıçap, literatürde menisküs olarak ifade edilmektedir [54]. Sıvı alaşımlar tarafından seramiklerin ıslanma özellikleri, dışarıdan uygulanacak basınç ve kapiler olayı etkilediğinden oldukça önemli bir parametredir. Islatılabilirliği etkileyen yüzey ve arayüzey enerjileri sırasıyla, kompozisyonundan, takviye fazının tabiatından, yüzey işlemlerinden, yüzey geometrilerinden, atmosferden, sıcaklık ve infiltrasyon süresinden etkilenmektedir [55].

Poroziteli bir fiber preformdaki kapiler boşluklara metal girişi ve ilerlemesi için minimum basınç (ΔP), aşağıdaki şekilde verilmektedir.

$$\Delta P = -2\gamma_{ks} / r \cos\theta \quad (2.5)$$

Eşitlikte, γ_{ks} , sıvı alaşım/seramik preform arayüzey enerjisidir. θ , temas açısı ve r ise preform geometrisine bağlı olarak değişen kapiler boşlukların ortalama minimum yarıçapıdır. İki boyutlu kare fiber düzeni (düzlemsel olarak rastgele dağılmış sürekli fiberler) ve fiberlere normal düzlemde tek yönlü metal akışı için r aşağıdaki şekilde verilmektedir [5].

$$r = [(\pi / 4 V_f)^{1/2} - 1] R \quad (2.6)$$

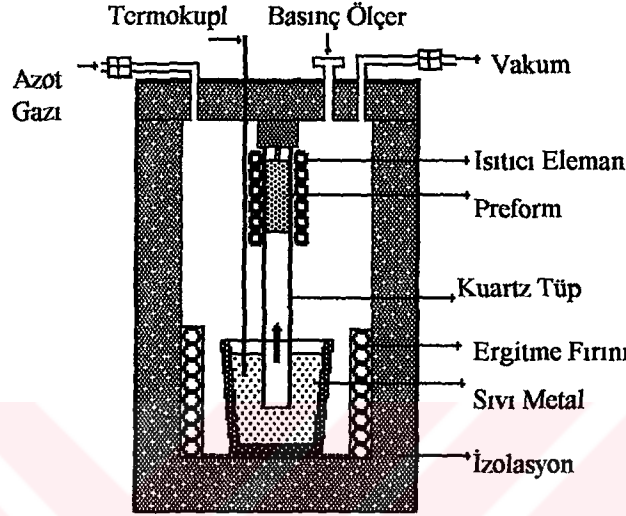
Bu eşitlikte R , ortalama fiber yarıçapını temsil etmektedir. Saf sıvı Al' un sıcaklığın bir fonksiyonu olarak yüzey enerjisinin γ_{ks} değişim bağıntısı;

$$\gamma_{ks} = [0.914 - (T - 933) \times 10^{-4}] J / m^2 \quad (2.7)$$

formülüyle verilmektedir. Eşitlikte T , sıvı metal sıcaklığını ($^{\circ}K$) göstermektedir.

İnfiltrasyon yönteminde kullanılan basınç miktarı, sıkıştırma dökümde kullanılan basınçtan daha düşüktür. Şekil 2-8 de kontrollü şartlarda bir fiber preforma tek yönlü bir basınç uygulanarak metalin emdirildiği bir sistem verilmektedir. Cihazın işletim prensibi, vakum uygulanmış bir kalıba gaz basıncı altında sıvı metali doldurmaya

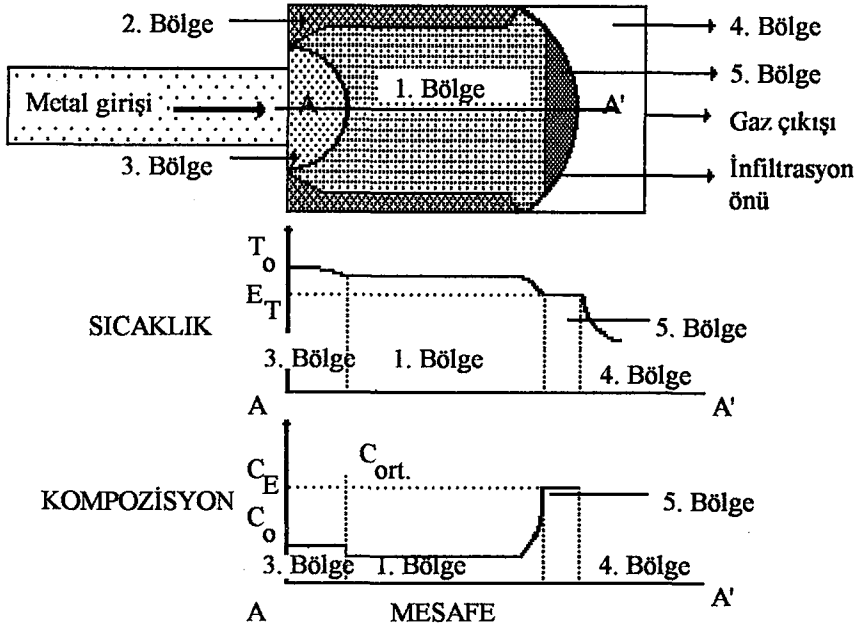
dayanmaktadır. Cihaz iki ana bileşenden meydana gelmektedir; ergitme fırını ve potayı içine alan basınç kabı ve kalıba ve kontrol valflerine bağlanan ana fırın çerçevesi kısmı. Kalıp, ana çerçevenin merkezine yerleştirilmekte ve kalıba vakum uygulanabilmektedir. Basınç kabına yaklaşık 3 MPa basınç uygulanarak metalin potadan kalıba girmesi ve fiber preformu doldurması sağlanmaktadır [43].



Şekil 2-8: İnfiltrasyonla MMK malzeme üretiminde en yaygın olarak kullanılan cihazın şematik olarak gösterilişi [43].

Fiber takviyeli MMK malzemelerin üretilmesinde kullanılan infiltrasyon yöntemi oldukça başarılı bir şekilde uygulanabilmektedir. Uygulanan basıncın vakumla desteklenmesi sebebiyle hem uygulanacak basınç miktarı düşürülmekte ve hem de porozitesiz kompozitler üretilebilmektedir. Kimyasal reaksiyonları minimuma indirmek, fiber matriks arayüzey bağ mukavemetinin ve ıslatılabilirliğin artmasını sağlamak için her matriks metali için preformun belli bir sıcaklığa ön ısıtılması gerekmektedir [52].

Şekil 2-9 ikili bir ötektik altı alaşımın seramik bir fiber preforma infiltre edilmesi sırasında sıvı metalin kalıp içinde hareketini, katılaşma bölgelerini, sıcaklıklarını ve bileşim değişikliklerini göstermektedir. 1. bölge, infiltrasyon devam ederken primer katı metalin olduğunu gösterirken 5. bölge kalıp sıcaklığının ötektik sıcaklığın altında olduğu durumlarda meydana gelmektedir. Preform veya kalıp sıcaklığının likidüs sıcaklığının üstünde olduğu şartlarda 1. 2. ve 5. bölgeler oluşmamaktadır. Şekil 2-9'daki diğer iki eğri, A-A' kesitinde sıcaklık ve matriksin kompozisyon değişimini vermektedirler. Şekilde T_0 infiltre edilen metalin sıcaklığını, T_E ötektik sıcaklığı, C_0 ortalama alaşım bileşimini ve C_E ötektik bileşimi vermektedir.



Şekil 2-9: Ötektik altı bir alaşımın bir preforma doldurulmasının şematik olarak gösterilmesi. 1. bölge fiber-katı metal-sıvı metal, 2. bölge fiber-tamamen katı metal, 3. bölge fiber-tamamen sıvı metal, 4. bölge tamamen fiber ve 5. bölge tamamen katı metal-fiber [19].

Mortensen ve Jin' in [19] ifade ettiklerine göre matriksin katılma hızı, hem fiberler ve hemde kalıp tarafından artırılabilir. Şekil 2-9 da 2. ve 5. bölgelerdeki metal, basınçla gelen metal tarafından aşırı bir ısıtma sağlanıyorsa kısmen katılaşmakta ve infiltrasyonun ilerlemesi ile tekrar tekrar ergiyip katılaşmaktadır. Bir alaşımda matriksin katılaşması sırasında infiltrasyon önünde önemli oranda makrosegregasyon oluşmaktadır. Bu durum, çözünen fazların katı ve sıvı arasında eşit olmayan bir şekilde paylaşılmasından ileri gelmektedir. Dolayısı ile son katılan farklı kimyasal elementler ötektik alanlarda segrege olmaktadır [56]. İnfiltrasyon anında fiberler üzerinde soğuma ile katı metal oluştuğunda (Şekil 2-9 da 1. ve 5. bölge), nihai matriks fazının tane boyutu önemli oranlarda düşme göstermektedir. Bu da fiberlerin matriksi hızlı olarak soğutmasından ve matrikste yüksek çekirdeklenme hızı sağlamalarından kaynaklanmaktadır [38].

İnfiltrasyonun, diğer anlamda sıvı metalin fiberler arasına sokulmasının, mümkün olabilecek en kısa sürede tamamlanması gerekmektedir. Bu da ancak dışarıdan uygulanacak basıncın, seramik preformdaki fiberler arasındaki kapiler basıncı yenebilecek derecede yüksek olarak seçilmesiyle sağlanabilmektedir [55]. Ancak, infiltrasyon yöntemi ile kompozit üretiminde uygulanacak basınç miktarının yanında temel olarak

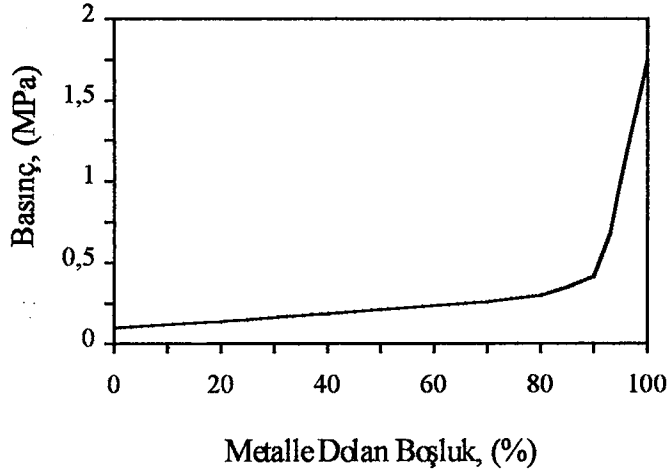
metal ve kalıp sıcaklığı gibi iki önemli değişkenin de kontrol altına alınması gerekmektedir. En uygun üretim şartı seramik malzemelerin ısıtılabilmesini sağlayacak minimum kalıp ve metal sıcaklığında çalışmaktır. Çok yüksek sıcaklıklarda fiber ve matris arasında kontrol edilemeyecek ölçüde reaksiyonlar meydana gelmektedir. Bu reaksiyonlar da arayüzeylerde kompozitin özellikleri açısından yıkıcı etkilere yol açan kırılmalı izole tabakaların oluşumuna yol açmaktadırlar.

Sıvı metalin seramik preforma infiltrasyonu sırasında infiltrasyon verimini etkileyen veya başka bir ifadeyle sıvı metalin preforma dolmasını engelleyen en önemli faktörlerden birisi seramik ve metal arasındaki arayüzey enerji farklılıklarıdır. Genel olarak meydana gelen olay şu şekildedir. Sıvı metal ilkin preformdaki büyük boşlukları doldurur ve takiben küçük boşluklar dolmaya başlar [57]. Şekil 2-10 da infiltrasyon basıncının yaklaşık 0.5 MPa olması durumunda infitre edilen metal miktarı % 90 civarındadır. Artan infiltrasyon basıncı ile infitrasyon hızı düşmektedir. Dolayısı ile Şekil 2-10 düşük basınçlarda büyük boşlukların dolduğunu, 0.5 MPa değerindeki basıncın kılcal boşlukların doldurulmasına yetmediği ve çok düşük orandaki kılcal boşlukların doldurulması için çok daha yüksek basınçlara gereksinim olduğunu göstermektedir. Kılcal boşluk oranının yüksek veya fiberlerin birbirine temas etmesi durumunda gereken basıncın sonsuz olduğu bildirilmektedir [19, 57].

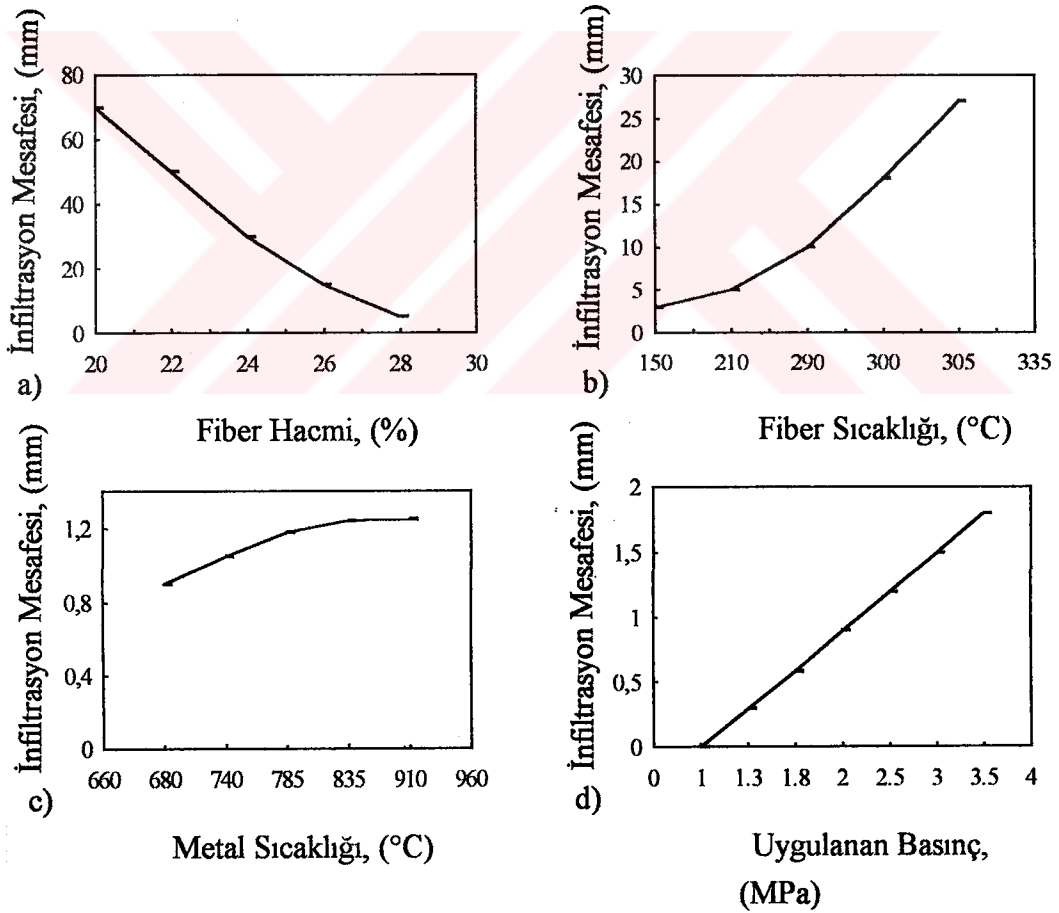
İnfiltrasyon kinetiğine etki eden faktörler genelde 4 ana grupta toplanmaktadır [35, 50, 52, 58];

- | | |
|---------------------|------------------------------|
| a.) Fiber hacmi | b.) Fiber sıcaklığı |
| c.) Metal sıcaklığı | d.) Uygulanan basınç miktarı |

Sıvı metalin seramik preformlara infiltre edilmesi prosesini etkileyen değişkenlerden fiber hacminin, fiber sıcaklığının, metal sıcaklığının ve uygulanan basınç miktarının etkileri sırasıyla Şekil 2-11a, 2-11b, 2-11c ve 2-11d de gösterilmektedir. Fiber hacminin artması ile doğal olarak sıvı metalin dolacağı boşluk oranı azalmakta ve aynı zamanda fiberler arası mesafeler daha küçük olduğundan uygulanacak basınç miktarı artmaktadır. Şekil 2-11 den görüldüğü gibi sıvı metalin seramik fibere dolmasında en etkin faktör uygulanan basınç miktarıdır. Preformda bulunan kılcal boşlukların doldurulması için fiber sıcaklığı ve metal sıcaklığının yanında basıncın da artırılması gerektiği ifade edilmektedir [58].



Şekil 2-10: İnfiltrasyon işleminden önce vakuma alınan Saffil bir preformun 700 °C'ye ısıtılmış saf Al ile doldurulması esnasında uygulanan azot gazı basıncı ile metal doldurulma oranının değişimi [57].



Şekil 2-11: Seramik fiber içeren bir preforma sıvı metal infiltrasyonu işleminde; a) fiber hacmi, b) fiber (preform) sıcaklığının, c) metal sıcaklığının ve d) uygulanan basıncın infiltre edilen metal mesafesine etkileri [58].

2.3.4.2. Katı Hal Üretim Yöntemleri

Homojen bir şekilde dağılımları sağlanmış B fiberleri ve Al ince levhaları tabakalı bir yapı verecek şekilde üst üste dizilerek istenen hacim oranlarında ve fiber oryantasyonlarında MMK' ler üretilebilmektedir. Boron fiberlerin matriks fazı içinde uygun dağılımlarını sağlayabilmrk için düşük sıcaklıklarda buharlaşabilen reçine esaslı bağlayıcılar kullanılmaktadır. Vakum altında, sıcaklık ve basınç kombinasyonu ile levhasal matriks fazının fiberleri çevreleyip mekanik bir bağ oluşturmaları sağlanmaktadır. Kompozit oluşumu için basıncın uygulama süresi ve sıcaklık çok yüksek değildir. Aynı yöntem Ti/B sistemine de uygulanabilmektedir [6].

Katı hal üretim tekniklerinden toz metalurjisi belkide en çok kullanılan yöntemdir. Bu teknik, süreksiz fiber, partikül veya wiskerlerin matriks fazlarına ilavelerinde kullanılmaktadır. Matriks metal tozları ve fiberler beraber karıştırılarak değişik yöntemler ile yoğunlaştırılmakta ve teorik yoğunluğa ulaşmak için takiben sinterlenmektedirler [59].

Ekstrüzyon veya çekme işlemi de sünek sürekli tel veya fiberlerin bir matrikste dağıtılması işleminde kullanılır. Bu metod genelde değişik fiberler içeren süperiletken kompozitlerin üretiminde kullanılmaktadır [6].

Plazma sprej, kimyasal veya fiziksel buhar depozisyonu (CVD, PVD), matriks metalinin fiberler üzerine depozisyonu ve takiben ara ürünün vakum sıcak presleme veya sıcak izostatik presleme ile yoğunlaştırılması prensibiyle MMK malzeme hazırlanmış diğer önemli yöntemlerdir. Plazma sprej birbirine benzemeyen iki malzemenin bir araya getirilmesini sağladığından dolayı oldukça faydalı bir yöntem olarak bilinmektedir. Özellikle düşük basınçlı plazma depozisyonunun (DBPD), farklı hacim oranlı fiber takviyelerinde matriks fazı ile fiberlerin iyi bir dağılım kombinasyonunu veren ve fiber/matriks arayüzeyinde kuvvetli bir bağ oluşumunu sağlayan oldukça esnek bir yöntem olduğu kaydedilmektedir [6, 38, 60]. Takviye edilmemiş alaşımların sprej depozisyonu ilk kez Singer [24] tarafından geliştirilmiş ve daha sonra Osprey metal şirketi tarafından ticari olarak uygulaması gerçekleştirilmiştir. Bu sebepten dolayı plazma sprej yöntemi, osprey veya cosprey isimleri ile de anılmaktadır [61]. Prosesin özeti, bir sıvının atomize edilip fiziksel olarak buhar hale getirilmesi ve bu metal buharı içine seramik takviye fazlarının verilmesi olarak ifade edilmektedir. Bu yöntemle sünek matriks-sünek takviye (süperalaşım-Mo), sünek matriks-sert takviye (süperalaşım-karbür) yapıları üretilebilir. Yöntemin tek dezavantajı refrakter oksit ve metal sistemlerinde arayüzey bağ mukavemetinin istenen ölçülerde olmamasıdır. Çok

kısa reaksiyon sürelerinden dolayı birbirleri içinde çözünme hızları çok düşük olan oksit ve metallerin bağ yapma başarısı düşük olmaktadır [6]. Depozisyon hızının 6-10 Kg/dk. aralığında olabileceği belirtilmektedir. Alcan (Kanada) firması, bu yöntemle SiC partikül takviyeli Al kompozitlerini 200 Kg' a varan ingotlar halinde üretmekte ve master alaşımları olarak kullanmaktadır [24].

2.3.4.3. Reaksiyonla Kompozit Üretim Teknikleri

Bir ötektiğin yönlendirilmiş olarak katılaştırılması iki fazlı bir mikroyapı ortaya çıkarmaktadır. Fazlardan birisi matriks, diğeri ise matriks içinde dağılmış lamel, plaka veya fiber şeklindeki fazdır. Yönlendirilmiş olarak katılaştırılan ötektik kompozitler üzerinde son derece yoğun ilgi mevcuttur. Çalışmaların çoğu alüminyum, nikel ve kobalt esaslı alaşımlar üzerine olmuştur (Al-Si, Al₃Ni-Al ve Al-Al₂Cu) [43, 62]. Bu metodla TaC whisker takviyeli NiTi süperalaşımı, ile uçakların motor türbin kanatları üretilmektedir. TaC-Ni ötektik sisteminde düşük katılaşma hızlarında kare kesitli TaC fiberleri, yüksek katılaşma hızlarında ise küresele yakın kesitte ve daha yüksek sayıda TaC fiberleri elde edilmektedir [6].

Chu ve arkadaşları [63] Al-Ti sistemini yüksek sıcaklıklarda C ile kontrollü atmosferde reaksiyona sokarak Al/TiC kompozitlerini üretirken Chrysanthou ve arkadaşları [64], benzer şekilde Cu-Ti sisteminde yine C kullanarak Cu/TiC kompozitlerini elde etmişlerdir. Bu sistemlerle kompozit üretmenin temel avantajının, sıcaklık ve süre ile oluşan karbürlerin hacim oranlarının ve karbür boyutunun kontrol edilebilmesi ve küresel şekilli takviye fazlarının matrikste oluşturulabilmesi olduğu belirtilmektedir. Ancak oldukça yüksek sıcaklıklarda çalışma gereksinimi ve reaksiyon süresinin uzun olması yöntemin temel dezavantajı olarak gösterilmiştir [6, 63, 64].

2.3.5. Matriks Metalleri

MMK malzemelerin üretilmesinde kullanılan matriks metallerinin bir ayrımını yapmak mümkün gözükmemektedir. Geleneksel olarak kullanılan tüm metal ve alaşımlarının MMK malzeme üretmek amacıyla matriks metali olarak kullanılabilmesi mümkündür. Herhangi bir geleneksel alaşımı matriks metali olarak kullanmak için ilk şart uygun takviye malzemesinin seçimidir. Matriks ve takviye elemanı arasında kimyasal veya fiziksel uygunluk olduktan sonra kullanım yeri ve amacına bağlı olarak MMK malzemeler üretilmektedir [6, 29]. Genelde, matriks malzemesi olarak saf metaller kullanılmamakta, alaşımlar tercih edilmektedir. Alaşım genelde basit bir alaşım iken çok bileşenli bir alaşım da olabilmektedir. Çok değişik sayıda ve değişik

özellikteki metaller matriks alaşımı olarak seçilebilmektedir (örneğin; Al, Cu, Fe, Mg, Ti ve Pb). Mafafih tüm yapısal alaşım sistemleri MMK' ler için matriks malzemesi olarak göz önüne alınmışlardır. Tablo 2-1, Tablo 2-2 ve Tablo 2-3 de MMK üretiminde kullanılan takviye malzemeleri ve matriks metalleri verilmektedir [1, 15].

2.3.6. Takviye Malzemeleri

MMK malzemelerin üretiminde kullanılan takviye malzemelerinin seçiminde kolay temin edilebilmelerinin yanında kullanıldıkları matriks malzemesi ile uygunluk ve sağlayacakları üstün özellikler göz önüne alınmaktadır [17]. Takviye malzemeleri kimyasal yapılarına göre; a) oksitler, b) karbürler, c) nitrürler ve d) diğer (paslanmaz çelik, C vs.) dört ana gruba ayrılmaktadırlar. Takviye malzeme şekline göre ise; i) sürekli ve ii) süreksiz olarak iki ana grupta temsil edilmektedirler [29]. Tablo 2-1, 2-2, ve 2-3 de MMK üretiminde kullanılan önemli seramik takviye malzemeleri ve bu malzemelerle elde edilen MMK malzemelerin spesifik kullanım alanları verilmektedir [1,15]. Tablo 2-4 de ve Tablo 2-5 de sırasıyla fiber veya whisker ve partikül takviye malzemelerinin mekanik özellikleri özetlenmektedir. MMK malzeme üretiminde kullanılan önemli seramik takviye malzemelerinin ve bazı metallerin termal genleşme katsayıları Şekil 2-12 de verilmektedir. Seramik ve metallerin termal genleşme katsayıları arasındaki fark, yüksek dislokasyon yoğunluğuna ve dolayısıyla yüksek mukavemet

Tablo 2-4: MMK malzeme üretiminde kullanılan bazı önemli fiber ve whiskerlerin mekanik ve fiziksel özellikleri.

Fiber	Fiber Çapı (μm)	Mukavemet (MPa)	Elastik Modül (GPa)	Yoğunluk (g/cm ³)	Kaynak
Al ₂ O ₃	20	1500	380	3.9	29, 65
Al ₂ O ₃	whisker	16000	550	3.9	65
AlN	whisker	14000	335	3.3	65
B(W çekirdek)	100	3800	400	2.6	13
B(C çekirdek)	100	3300	370	2.3	13
B(SiC kaplı)	120	3000	400	2.6	13
BeO	whisker	14000	700	1.8	65
B ₂ O ₃	whisker	7000	450	2.5	65
C _f (PAN)	8	4000	300	1.8	6, 13, 29
E cam	11	1750	76	2.55	5, 6
Grafit	whisker	21000	450	2.25	65
MgO	whisker	10000	310	3.6	65
Paslanmaz çelik	100	4250	210	7.8	6
SiC	10-15	2760	200	2.55	6, 29, 66
α-SiC	whisker	20000	485	3.15	6, 29, 65
Si ₃ N ₄	whisker	8000	380	3.2	65

Tablo 2-5: Partikül takviyeli MMK malzeme üretiminde kullanılan bazı önemli seramik partikül takviye malzemelerinin mekanik ve fiziksel özellikleri.

Partikül	Mukavemet (MPa)	Elastik Modül (GPa)	Yoğunluk (g/cm ³)	Kaynak
Al ₂ O ₃	221	379	3.98	9,17, 29
AlN	2069	310	3.26	9, 29
B ₄ C	2579	448	2.52	9,29
CeO ₂	600	200	6.9	9
MgO	4100	417	3.58	9, 17, 29
SiC	3100	324	3.2	9, 17
Si ₃ N ₄	4100	250	3.18	9,17
ThO ₂	193	200	9.86	9
TiC	55	269	4.93	9,29
ZrC	90	359	6.73	9,29
ZrO ₂	83	132	5.89	29

termal gen kat.x10⁻⁶/K

26	*Al	
22		
20	*Ag	
18		
16	*Cu	
14	*Ni	
12	*Fe	
10	*Ti	Al ₂ O ₃ (%99.5) *BeO
8	*Nb	*ZrO ₂ , Safir
6	*Ta	*Al ₂ O ₃ (%96)
4	*Zr, Mo	*AlN
2	*W	Si ₃ N ₄ *SiC
0	*Si	*SiO ₂
-2		*C
	Metaller	Seramikler

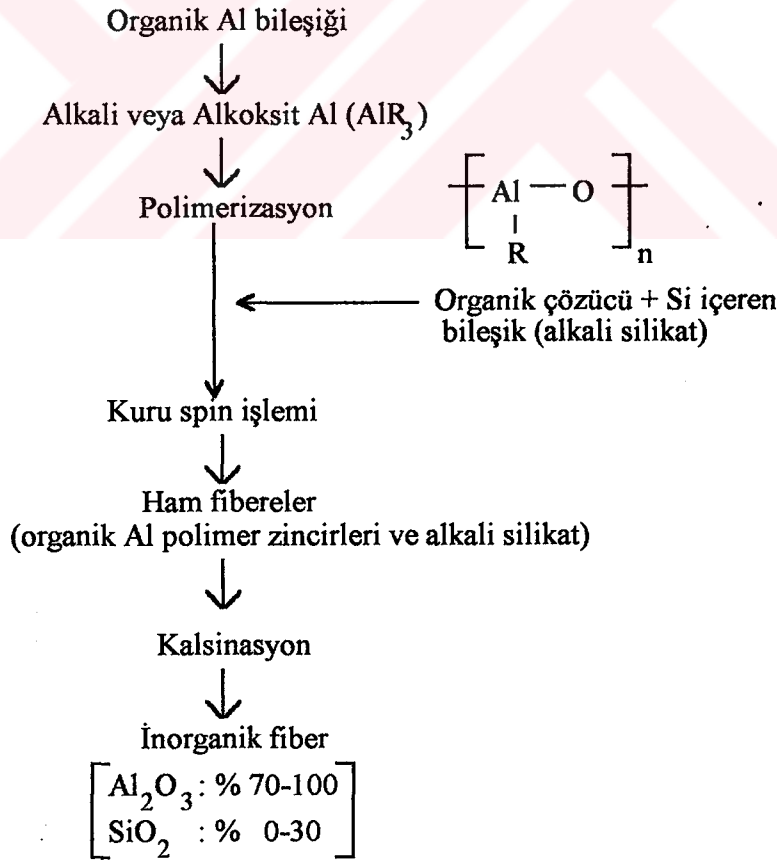
Şekil 2-12: Bazı metal ve seramik malzemelerin termal genleşme katsayıları [17].

değerlerinin ortaya çıkmasına sebebiyet vermektedir. Ancak, metal ve seramiklerin yüksek arayüzey enerji farklılığından dolayı da ısıtılabilirlik temas açısı artmakta ve metal/seramik arasındaki bağ mukavemeti düşebilmektedir [9]. Arayüzeyde Al metali ile atomik ölçülerde bağ yapabilmelerinden, sahip oldukları yüksek elastik özellikler ve kimyasal olarak uygunluklarından dolayı Al matrisli MMK' lerde en fazla kullanılan takviye malzemelerinin, SiC, Al₂O₃ seramikleri oldukları belirtilmektedir. Diğer yandan çok yüksek MMK mukavemetine gereksinim duyulduğunda, pahalı olmalarına

rağmen özellikle askeri ve havacılık uygulamalarında B_4C sürekli fiberlerini kullanıldıkları açıklanmaktadır [1, 65]

2.3.6.1. Saffil ($\delta-Al_2O_3$) Kısa Fiberleri

MMK malzemelerin kullanımlarının artmasına paralel olarak her geçen gün daha pratik ve masrafsız üretim tekniklerinin geliştirilmesinin yanısıra daha ucuz elde edilebilen yüksek elastik özelliklere sahip takviye malzemelerin üretimleri de geliştirilmektedir [11]. Son yıllarda I.C.I. (Imperial Chemical Industries) tarafından whisker ve fiberlere göre daha ucuz olarak üretilen Saffil ($\delta-Al_2O_3$) kısa fiberler, MMK malzemelerin daha ucuz olarak üretilmesini sağlamıştır [67]. Saffil fiberler, RF ve RG olmak üzere iki tipte üretilmektedirler. RF tipi fiber RG tipinden daha yüksek mukavemete sahiptir. RF tipi fiberler yüksek sıcaklıklarda kalıcı mukavemet gerektiren alanlarda, RG tipi ise daha çok aşınmaya dayanıklı parçaların üretilmesinde tercih edilmektedirler [68]. Tablo 2-6 da RF ve RG tipi saffil fiberlerin fiziksel ve kimyasal özellikleri verilmektedir.

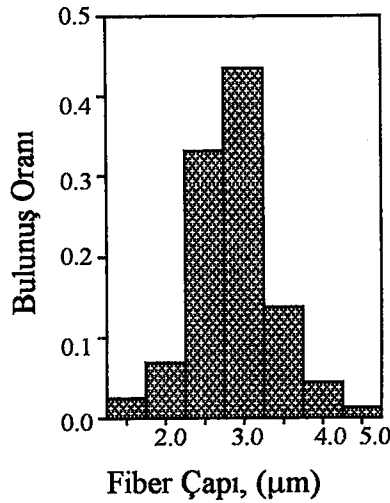


Şekil 2-13: Alümina-silika fiberlerin üretimini gösteren akım şeması [6].

Tablo 2-6: RF ve RG tipi saffil fiberlerin kimyasal ve fiziksel özellikleri [67].

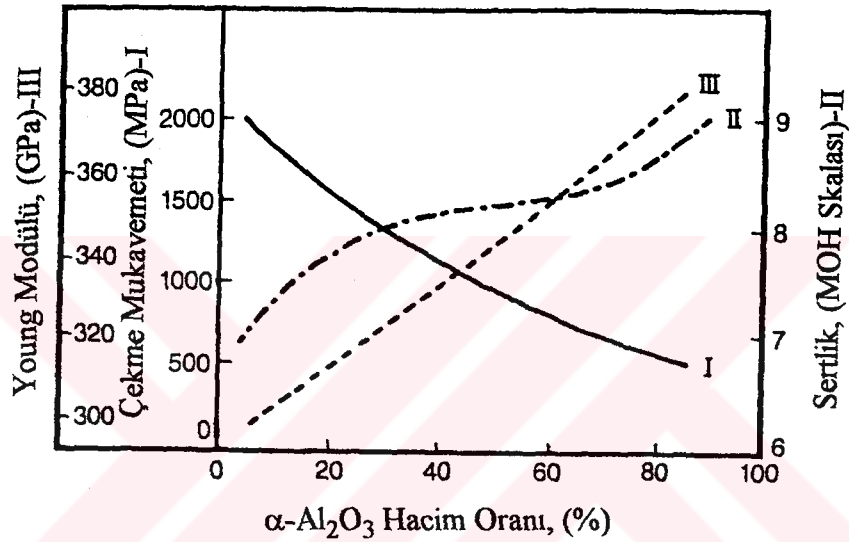
Kimyasal Kompozisyon	RF	RG
Al_2O_3	% 96-97	Aynı
SiO_2	% 3-4	"
Fe	400 ppm	"
Cr	60 ppm	"
Ni	140 ppm	"
Na	875 ppm	"
Mg	130 ppm	"
Toplam Cl	805	"
Ergime Derecesi	> 2000 °C	"
Mak. Kullanım Sıcaklığı	1600 °C	"
Çekme Gerilmesi	2000 MPa	1000-2000 MPa
Young Modülü	300 GPa	300-330 GPa
Yoğunluk	3.3 g/cm ³	3.3-3.5 g/cm ³
Ort. Fiber Çapı	3 µm	
Kristal Yapısı	$\delta-Al_2O_3$ (Ortorombik)	$\delta+\alpha-Al_2O_3$ (hegzagonal)
Mohs Sertlik	7	7-9

Şekil 2-13 deki üretim akım şemasında gösterildiği gibi, fiberlerin üretilmesi işlemine alüminyum oksiklorid gibi çözeltiler ile başlanmakta ve bu çözeltilerden AlR_3 tipinde (örnek: $Al(OH)_3$) organik Al bileşikler ve bu bileşikten ise alkoksitler elde edilmektedir [69]. Alkoksitlerin polimerizasyon işlemi takiben sisteme Si içeren organik çözücüler ilave edilerek çözelti jel halinde çöktürülüp, fiber çap ve boylarının kontrol edilebildiği belirgin bir hızla dönen sistemde eğirme (spin) işlemine tabi tutulmaktadır [6]. Eğirme ile üretilen ham fiberler, 1000 °C civarında ısıtma işlemine uğratılıp, sistemdeki Si' un SiO_2 olarak fiberlerin üzerinde çökmesi sağlanmakta ve böylece oda



Şekil 2-14: Saffil preformlarda fiber çaplarının dağılım yoğunlukları [39].

sıcaklığında bile 500 °A kristal boyutuna sahip δ - Al_2O_3 fazının kararlı kalabilmesi sağlanmaktadır [65, 69]. Bu işlemlerde; elde edilen kısa fiberler bir miktar organik ve inorganik (latex) bağlayıcıların da içinde bulunduğu bir süspansiyonda boy ve çaplarına göre ayrılmaktadırlar. Süspansiyon içinde bulunan fiberler ve bağlayıcılar çamur halinde bir karışım oluşturmaktadırlar. Bu çamur karışımları, kağıt üretimine benzer şekilde şekillendirilmekte takiben fırınlanarak içlerindeki bağlayıcı vs nin uçurulması sağlanmakta ve bağlayıcı, şekillendirme basıncının kontrol edilmesi ile istenen hacim oranlarında porozite içeren seramik preformlar elde edilmektedir [70].



Şekil 2-15: α - Al_2O_3 konsantrasyonunun Saffil fiberlerin; (I) çekme mukavemeti, (II) sertlik ve (III) Young modülüne etkisi [11].

Saffil fiberlerde δ -alümina yapısının korunması ve Şekil 2-14 deki gibi ortalama 3 μm çapında ince fiberlerin elde edilebilmesi için bünyede % 3-4 oranında SiO_2 fazının bulunması arzulanmaktadır. SiO_2 , δ -alümina fazı boyunca ve fiberlerin yüzeyinde 1-5 nm tabaka kalınlığında, $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ şeklinde bulunmakta ve Şekil 2-15 de görüldüğü gibi fiberlerin mukavemetini düşüren α fazı miktarının da düşük seviyelerde bulunmasını sağlamaktadır [11]. SiO_2 , organik bağlayıcıların uçmasından sonra preform mukavemetini korumasının yanında Saffil fiberlerin ıslatılabilirliğine de olumlu etkiler yapmaktadır [39].

2.3.7. MMK Malzemelerde Mukavemet Mekanizmaları

Kompozit malzemelerin mukavemetlerinin artışı üzerine çok sayıda mekanizma ileri sürülmüştür. Mantıksal olarak bu mekanizmaların çoğunda dislokasyon oluşumunun mukavemeti arttırdığı görüşü hakimdir [6, 71]. Ancak sürekli fiberlerle takviye edilmiş kompozitlerde mukavemet artışında dislokasyon oluşumunun çok önemli olmadığı belirtilmektedir [1]. Bunun anlamı, fiberler ve matriks arasındaki termal genleşme katsayısı arasındaki farktan (ΔCTE) dolayı dislokasyon meydana gelmiyor demek değildir. Sürekli fiberlerle takviye edilen kompozitlerde dislokasyon oluşumunun mukavemet artışında birinci derecede etkin olmadığı, mukavemetin matriksin gerilmeleri fiberlere transfer etmesi ile yükseldiği ifade edilmektedir [1]. Ancak süreksiz olarak takviye edilen MMK' ler göz önüne alındığında dislokasyon yoğunluğunda meydana gelen artışın son derece önemli olduğu vurgulanmaktadır [3]. Tekstür ve kalıntı gerilmelerin kompozit mukavemetini arttırmasının yanında takviye malzemelerinin matriks alaşımının tane boyutunu takviyesiz alaşıma göre birkaç kat düşürerek mukavemeti arttırdığı belirtilmektedir [19, 38, 72].

MMK malzemelerde potansiyel mukavemet artış mekanizmaları aşağıda özetlenmektedir [71]:

- Klasik kompozit mukavemet artışı (yük transferi).
- Dispersiyonla mukavemet artışı.
- Kalıntı elastik gerilmeler.
- Tekstür farklılıkları.
- Termal genleşme katsayıları arasındaki farkın bir sonucu olarak dislokasyon oluşumuna bağlı yüksek dislokasyon yoğunlukları.
- Yüksek dislokasyon yoğunluğu oluşumunun sonucu olarak küçük alt tane boyutu.

Kompozit malzemelerde mukavemet artışı üzerine dislokasyonların etkisi birçok araştırmacı tarafından araştırılmıştır. Dislokasyonların, uyumsuz partiküller ve sünek matriks arayüzeylerinde meydana geldiği gerçeği 1950 li yıllarda Hedges ve Mitchell ve 1960 lı yılların sonunda Ashby ve Johnson [1] tarafından da incelenmiştir. Kompozit sistemlerinde dislokasyon yoğunluklarının artması birinci derecede termal genleşme katsayıları arasındaki farklılığa bağlanmıştır [73, 74]. MMK malzemelerde termal genleşme katsayılarının 10:1 gibi yüksek oranlarda olabilmesi, dislokasyon yoğunluğu artışının en etken sebebi olarak kaydedilmiştir [73, 75]. Termal genleşme katsayısının yanında, Taya ve Mori [76]' ye göre, kompozit malzemelere uygulanan plastik deformasyon neticesinde takviye malzemeleri dislokasyonların ilerlemelerini

engelleyerek dislokasyon yoğunluğunun artmasına yol açmaktadırlar. Vogelsang ve arkadaşları [73], kompozit malzemelerin ısıtılmasını takiben su verilmesinden hemen sonra yüksek voltajlı elektron mikroskobu ile dislokasyonların görülebildiğini ıspatlamışlardır.

2.3.7.1. Kompozit Modelleri

Kompozit malzemelerin makromekanik ve mikromekanik yaklaşımlarla mekanik ve fiziksel özelliklerini belirlemek için yıllardır değişmeyen temel yaklaşımlar olmasına rağmen, her geçen gün ister eski modellerin geliştirilmesi ve ister yeni metodların ortaya çıkarılması çalışmalarının yaygın olarak devam ettiği ifade edilmektedir [77]. Bu metodlar, kompozit bir bünyede fiber ve matriks davranışlarının tahmin edilmesinde kullanılmaktadır. Kompozit mikro ve makromekanik özelliklerinin tesbit edilmesinin, kompozit yapılarının dizayn edilmesi için gerekli olduğu belirtilmektedir [78]. Kompozit malzemelerin termomekanik özellikleri hakkında bilgi elde edebilmek için özellikle son 20 yılda çok sayıda model geliştirilmiştir. Bu modellerden en önemlileri aşağıda detaylı olarak verilmektedir.

2.3.7.1.1. Karışım Kuralı

N farklı takviye fazının matriks içinde dağıldığı bir kompozit düşünüldüğünde her bir takviye elementinin G_i kayma modülüne ve V_i hacim oranlarına sahip olduğu kabul edildiğinde ($i = 1, 2, \dots, N$), matriksin kayma modülünün G_m ve hacim oranının V_m olduğu varsayılmaktadır. Voight tarafından ileri sürülen karışım kuralı yaklaşımına göre kompozitin kayma gerilmesi G_c yaklaşık olarak:

$$G_c = \sum_{i=0}^N V_i G_i, \quad \sum_{i=0}^N V_i = 1 \quad (2.8)$$

eşitliği ile verilmektedir. Karışım kuralı yaklaşımında, dışarıdan uygulanan kayma genlemesinin matriksi de kapsayacak şekilde tüm fazlarda eşit olduğu kabul edilmektedir ve bu genleme ortalama genleme $\bar{\gamma}$ olarak alınmaktadır. i inci fazın gerilmesi σ_i , $G_i \bar{\gamma}$ ile verilmekte ve kompozit malzemenin ortalama gerilmesi $\bar{\sigma}$ yaklaşık olarak; (2.9) eşitliği şeklindedir.

$$\bar{\sigma} = \sum_{i=1}^N V_i \sigma_i = \sum_{i=1}^N V_i G_i \bar{\gamma} \quad (2.9)$$

Diğer taraftan ortalama gerilmenin ($\bar{\sigma}$), genleme $\gamma_a (= \bar{\gamma})$ ile orantılı olduğu kabul edilmektedir. Bu durumda ortalama gerilme;

$$\bar{\sigma} = G_c \bar{\gamma} \quad (2.10)$$

şeklinde de ifade edilebilmekte ve eşitlik (2.9) ve (2.10) kullanılarak, (2.8) eşitliğinin elde edilebilmesi de mümkün olmaktadır.

Karışım kuralı kullanılarak hesaplanan kayma modülü değerleri kompozit malzemenin kayma modülünün en üst değerini vermektedir. Basitliğinden dolayı karışım kuralı eşitliği, diğer termomekanik özelliklerin tesbit edilmesinde de kullanılabilir. Örneğin, kayma modülü G_c , G_i ile, kompozitin mukavemeti, σ_c ise takviye fazının mukavemeti σ_i ile yer değiştirdiğinde, kompozitin mukavemeti aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\sigma_c = \sum_{i=0}^N V_i \sigma_i \quad (2.11)$$

İki fazlı sistemlerde, matriks fazı ve bir çeşit takviye fazı bulunduğu durumda (2.11) eşitliği aşağıdaki şekilde basitleştirilebilmektedir.

$$\sigma_c = V_o \sigma_c + V_1 \sigma_1 = V_m \sigma_m + V_f \sigma_f \quad (2.12)$$

Eşitlik (2.12) de V_m ve σ_m matriksin hacim oranı ve mukavemetini, V_f ve σ_f ise sırasıyla, takviye fazının hacim oranı ve mukavemetini temsil etmektedir. Karışım kuralı, sürekli fiberlerle takviye edilmiş kompozitlerde fiberlere paralel yönlerde oldukça makul sayılabilecek doğru değerler verebilmektedir [6, 24]. Karışım kuralı, kompozit dizayn mühendisleri ve bilim adamlarına, yeni kompozit sistemlerinin geliştirilmesinde elde edilebilecek en üst değerleri vermektedir. Çünkü gerçekte takviye malzemesi ve matrikste meydana gelen genlemeler eşit değildir. Sürekli fiberlerle takviye edilen kompozitlerde nisbeten doğru sonuçlar verebilen bu modelin hassasiyeti, kısa fiberli kompozitlerde ve fiberlere dik yönlerde düşmektedir [1].

Kısa fiber takviyeli malzemelerde, fiberlerin mukavemet artışına olan katkılarının sürekli fiberlerden daha düşük olmasından dolayı, kısa fiber takviyeli MMK'lerin elastik modül değerlerinin de düşük olması beklenmektedir. Kısa fiberler genelde farklı fiber uzunluklarına sahip olmalarının yanısıra üç boyutlu bir dağılım sergilemektedirler. Dolayısıyla karışım kuralının kısa fiber takviyeli kompozitler için yeniden

düzenlenmesi gerektiği ifade edilmektedir [4, 5]. ℓ fiber uzunluğunda bir yönde yönelmiş malzemeler için karışım kuralı eşitliğinin;

$$E_c = \eta_1 E_f V_f + E_m(1 - V_f) \quad (2.13)$$

(2.13) eşitliğindeki η_1 gibi fiber boyu düzeltme faktörü ile çarpılması gerekmektedir. (2.13) eşitliğindeki E_f ve E_m , sırasıyla fiber ve matriksin elastik modülleridir. Cox, 1952 [4] yılında η_1 için aşağıdaki ifadeyi geliştirmiştir .

$$\eta_1 = 1 - \left(\tanh \frac{1}{2} \beta \ell \right) / \left(\frac{1}{2} \beta \ell \right) \quad (2.14)$$

Eşitlik (2.14) deki β sabiti, matriksin kayma modülüne, fiberin çapına ve fiberlerarası mesafeye bağlı bir parametre olup hesaplanış şekli kayma mekanizması modelinde gösterilmektedir. Fiberlerin uzunluklarına bağlı η_1 parametresi, kısaca E (kısa)/ E (sürekli) olarak alınabilmektedir. Bu parametrenin yanında, fiberlerin yükleme yönüne paralel yöne göre sapma göstermeleri, karışım kuralından hesaplanan elastik modül değerlerinin daha da düşmesine sebebiyet vermektedir. (2.13) eşitliğine, fiberlerin yönelme farklılıklarını göz önüne alan terimin (η_0) ilave edilmesi ile kompozit malzemenin elastik modül değeri aşağıdaki eşitlikteki gibi ifade edilmektedir.

$$E_c = \eta_0 \eta_1 E_f V_f + E_m(1 - V_f) \quad (2.15)$$

Matriks ve fiberin elastik olarak davrandığını ve genlemelerin her iki fazda da eşit olduğunu kabul ederek η_0 değerinin hesaplanması metodu, 1964 yılında Krenchel tarafından ortaya konulmuştur. Kompozit malzemenin toplam kesit alanında kompozitin yükleme yönü referans alınarak yapılan bu hesaplamada aşağıdaki (2.16) eşitliğinden faydalanılmaktadır;

$$\eta_0 = \sum \rho(\theta) \cos^4 \theta / N_f \quad (2.16)$$

(2.16) eşitliğindeki θ , kompozitin yükleme yönüne göre farklı yönelme yoğunluğuna ($\rho(\theta)$) sahip fiber gruplarının yönelme açısı, N_f ise belirli bir kesitteki fiber sayıdır. Sürekli fiberlerle takviye edilen bir kompozitte fiberlere paralel yönlerdeki η_0 değerinin 1, fiberlere dik yöndeki aynı değerin 0 olduğu tesbit edilmiştir. Düzlemsel olarak rastgele dağılmış kısa fiber takviyeli kompozitlerde η_0 değerinin, 3/8 üç boyutlu fiber dağılımının olduğu kompozitlerde de η_0 ' ın yaklaşık 1/5 olduğu rapor edilmektedir. Ancak, kısa fiberlerle takviye edilen kompozitlerde enjeksiyon veya ekstrüzyon

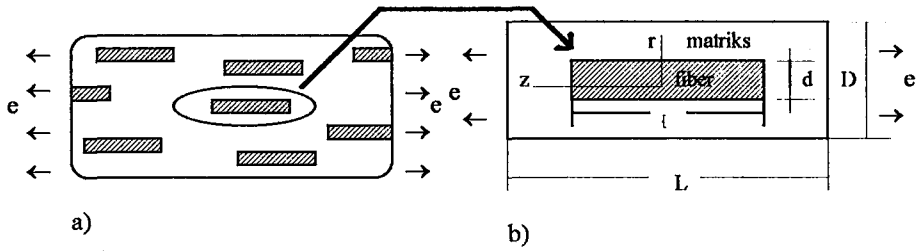
gibi şekil verme işlemleri sonucunda fiber oryantasyonlarının değiştiği, ve hatta katılaşma esnasında bile alaşım kompozisyonuna veya katılaşma şartlarına bağlı olarak fiberlerin yönlenmelerinin değişebildiği belirtilmektedir [38].

2.3.7.1.2. Kayma Mekanizması Modeli

Kayma mekanizması modeli orijinal olarak Cox [1] tarafından geliştirilmiş ve Kelly [79] tarafından özetlenip detaylandırılmıştır. Bu model özellikle fiber boy ve çaplarının üniform olduğu tek yönlü kısa fiberlerle takviye edilmiş kompozitler için araştırılmıştır. Modelin elde edilmesinde göz önüne alınan kompozit yapısı, Şekil 2-16a da verilmiştir. Şekil 2-16b de ise bu kompozitten alınan bir birim hücre temsil edilmektedir. Şekil 2-16b deki birim hücrede kompozite, z yönünde e kadar bir eksenel genleme uygulandığı kabul edilerek, birim hücrenin sınırında ($r = D/2$) matriks ve fiberde eksenel genlemenin, fiber için u ve matriks için v olduğu kabul edilmiştir. Eksenel genleme miktarları arasındaki farkın u-v olduğu kabul edilerek ve bu farkın matriks/fiber arayüzeyinde kayma gerilmesi τ_0 , veya $d\sigma_f/d_z$ ile orantılı olduğu göz önüne alınarak z yönünde fiberlerdeki gerilme, (2.17) eşliği ile elde edilmektedir.

$$\frac{d\sigma_f}{dz} = -\frac{4\tau_0}{d} = h(u - v) \quad (2.17)$$

Burada σ_f fiberdeki eksenel gerilme, h ise bir sabittir.



Şekil 2-16: Yönlendirilmiş kısa fiberli kompozitlerde kayma mekanizması modeli; a) tek yönde dizilmiş kısa fiberli kompozitin yapısı ve b) kayma modeli analizlerinin gerçekleştirildiği birim hücre [1].

(2.17) eşitliği, z yönünde denge olduğu göz önüne alınarak elde edilmiştir ve pozitif kayma gerilmesi (τ_0) pozitif z yönünde alınmıştır. Fiberin gerilmesi, tek boyutlu Hooke kanununun geçerlilik prensibi esas alınarak bulunmaktadır.

$$\sigma_f = E_f \frac{du}{dz} \quad (2.18)$$

Burada; E_f fiberin eksenel Young modülüdür. Uygulanan kompozit genlemesi (e), dv/dz ile orantılıdır. Dolayısıyla (2.17) ve (2.18) eşitliklerinden normal diferansiyel denklem elde edilip diferansiyel denklemin genel çözümü gerçekleştirildikten sonra fiberdeki ortalama gerilme (2.19) eşitliği ile tesbit edilmektedir.

$$\sigma_f = E_f e^{\left\{ \frac{\left(\frac{\sigma_0}{E_f} - 1 \right) \cosh \beta_z}{\cosh \left(\frac{\beta \ell}{2} \right)} \right\}} \quad (2.19)$$

(2.19) eşitliğindeki h ve β malzeme sabitleridir. Cox tarafından elde edilen orijinal modelde $\sigma_0 = 0$ dır. Ancak, fiberlerin mükemmel bir bağla matrikse bağlandığı kompozitlerde $\sigma_0 = 0$ olamamaktadır. Dolayısıyla ortalama fiber gerilmesi, $\bar{\sigma}_f$ aşağıdaki şekilde hesaplanmaktadır.

$$\bar{\sigma}_f = \frac{2}{\ell} \int_0^{\ell/2} \sigma_f = E_f e^{\left\{ \frac{\left(\frac{\sigma_0}{E_f} - 1 \right) \tanh \left(\frac{\beta \ell}{2} \right)}{\left(\frac{\beta \ell}{2} \right)} \right\}} \quad (2.20)$$

z yönündeki genleme miktarının matrikste (w) rastgele bir noktada ($r = r$) olduğu göz önüne alındığında, $w(r = d/2) = u$ ve $w(r = D/2) = v$ olmaktadır. Rastgele noktadaki ($r = r$), $r = d/2$ deki denge kuvveti aşağıdaki gibi yazılmaktadır:

$$2\pi r \tau = 2\pi(d/2)\tau_0 \quad (2.21)$$

$r = r$ deki kayma genlemesi γ , τ_0 ile orantılı olduğundan,

$$\gamma = \frac{dw}{dr} = \frac{\tau}{G_m} = \frac{\tau_0}{2G_m} \frac{d}{r} \quad (2.22)$$

Burada τ , $r = r$ de matriksteki kayma gerilmesi, G_m ise matriksin kayma modülüdür. Eşitlik (2.18), $r = d/2$ den $r = D/2$ ye integrasyon işlemine tabi tutulduğunda;

$$v - u = \frac{\tau_0 d}{2G_m} \ln\left(\frac{D}{d}\right) \quad (2.23)$$

Eşitlik (2.17) ve (2.23) kullanılarak h sabiti elde edilmektedir.

$$h = \frac{8G_m}{d^2 \ln(D/d)} \quad (2.24)$$

$$\beta = \sqrt{h/E_f} \quad (2.25)$$

olarak verildiğinden dolayı eşitlik (2.17) ve (2.25) kullanılarak da β sabiti çözülebilmektedir.

$$\beta = \frac{2\sqrt{2}}{d} \sqrt{\frac{G_m/E_f}{\ln(D/d)}} \quad (2.26)$$

Eşitlik (2.26) da verilen β 'nin kullanılmasıyla ve (2.20) eşitliği yardımıyla fiberdeki ortalama gerilme hesaplanmaktadır. Kompozit malzemenin ortalama gerilmesini (σ_c) yük uygulama yönü olan z yönünde hesaplayabilmek için karışım kuralı eşitliği (2.12) kullanılmaktadır. $\bar{\sigma}_m$ ve $\bar{\sigma}_f$ malzemede ortalama miktarlara göre hesaplanmış değerlerdir.

$$\sigma_c = (1 - V_f)\bar{\sigma}_m + V_f\bar{\sigma}_f \quad (2.27)$$

Burada V_f uygulanan herhangi bir genlemede fiberlerin hacim oranıdır. Bir kompozit malzemede;

$$\bar{\sigma}_m = E_m e \quad (2.28)$$

$$\sigma_c = E_c e \quad (2.29)$$

olmaktadır.

Eşitlik (2.20), (2.28) ve (2.29) u, (2.27) eşitliğinde yerine koyduktan sonra kompozitin Young modülü (E_c) hesaplanmaktadır.

$$E_c = (1 - V_f)E_m + V_f E_f \left\{ 1 - \frac{\tanh(\beta \ell / 2)}{(\beta \ell / 2)} \right\} \quad (2.30)$$

Eşitlik (2.30) da, $\sigma_o = 0$ olarak alınmıştır. Yani fiber uçlarında yük transferinin olmadığı farzedilmiştir. $\sigma_o = \sigma_m$ olarak alındığı zaman, Young modülü aşağıdaki şekilde hesaplanmaktadır.

$$E_c = (1 - V_f)E_m + V_f E_f \left\{ 1 + \frac{\left(\frac{E_m}{E_f} - 1 \right) \tanh\left(\frac{\beta \ell}{2}\right)}{\beta \ell / 2} \right\} \quad (2.31)$$

Fiberin genlemesinin eşit olduğu ortalama genlemenin (e), hesaplamalarda göz önüne alınmadığı karışım kuralı modeline benzer olarak kayma mekanizması modelinde de denklem (2.31) den gözleneceği gibi ortalama genleme (e), yine hesaba katılmamaktadır. Buna rağmen kayma mekanizması modeli özellikle kısa fiberlerle takviye edilmiş MMK ' lerde karışım kuralına göre gerçeğe daha yakın sonuçlar vermektedir. Kayma mekanizması modeli aynı zamanda bir MMK malzemenin plastik deformasyonu sırasında gerilme-genleme eğrisinin tahmininde uygulanabilir özellikler sergilemektedir. Ancak kayma mekanizması modelinin Eshelby modeli gibi daha karmaşık ve kapsamlı modeller karşısında daha az hassas sonuçlar verdiği de kaydedilmektedir [1, 79].

2.3.7.1.3. Tabakalı Plaka Modeli

Tabakalı kompozitlerin (veya basit olarak tabakalar) temelde tek yönde yönelmiş fiber takviyeli kompozitler gibi değerlendirilmektedirler. Bir tabaka yapısı, genelde farklı fiber oryantasyonlu plakaları içermektedir. Dolayısıyla tabakalı yapıların tüm termomekanik davranışları farklı fiber yönlerindeki plakaların istiflenme sıklığına bağlıdır. Bu model üç farklı yönde kompozit malzemelerin gerilme-genleme ilişkilerini vermektedir. Bu model kullanılarak kompozit malzemelerin elastik sabitleri belirlenmekte ve bu sabitlerden kompozitlerin elastik enerjileri hesaplanabilmektedir. Bunun yanında bu model ile kompozitlerin termomekanik özellikleri ve termal iletkenlik davranışları belirlenebilmektedir. Model, oldukça karmaşık matematiksel işlemler gerektirmektedir ve detaylı olarak Jones [4] ve Chamis [77] tarafından analiz edilmiştir.

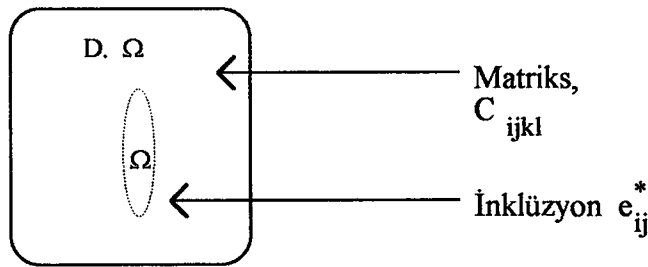
2.3.7.1.4. Eshelby Modelleri

Karışım kuralı ve kayma mekanizması modelleri, fiber boyu/çap oranlarının düşük olduğu kompozitlerde hassas olmayan elastik ve diğer mekanik özellik sonuçları vermektedirler. Kısa fiberlerle takviye edilen kompozitlerin geometrisi üç boyutludur.

Dolayısıyla daha kompleks matematiksel işlemler gerektirmektedirler. Eshelby modeli elastisitede üç boyutlu problemlerin çözülmesinde kolaylık sağlamaktadır. Böylece kısa fiberlerle takviye edilmiş kompozitlerin özelliklerinin daha detaylı olarak incelenmesine imkan vermektedir [80]. Özellikle kısa fiberli kompozitler için geliştirilmesine rağmen sürekli fiber ve partikül takviyeli kompozitlerde de uygulanabilir olduğu belirtilmektedir [1]. Eshelby, elipsoid şekilli süreksiz fazların veya inklüzyonların bir kütlede (veya matrikste) dağıldığı üç boyutlu bir problemi çözmek için kestirme bir metod ileri sürmüştür. Bu modelde, üniform ve elastik olmayan bir genleme uygulanan elipsoid bir fazın inklüzyon problemi göz önüne alınmıştır (Şekil 2-17). C_{ijkl} elastik modül tensörlü böyle bir inklüzyonun (Ω) sonsuz bir elastik kütlede bulunması durumunda inklüzyon dışında bir gerilme alanı meydana gelmektedir. Eshelby, Ω içinde ve dışında oluşan gerilme alanını elde etmek için bir çözüm işlemi ileri sürmüştür. Ω dışındaki gerilme alanını elde etme işlemi hala çok karmaşık olmasına rağmen Ω içindeki gerilme alanını hasaplama işlemi oldukça basitleştirilmiştir. Bununla beraber, Ω içindeki gerilme alanı sonuçları, Ω nın hemen dışında gerilme alanının ve kütlenin tümünde toplam genleme ile potansiyel enerjinin hesaplanmasında önemli bilgiler sağlamaktadır [81]. Bir kompozitin elastik modülü toplam genleme enerjisinden hesaplanabilmektedir. Ω içindeki genlemenin hesaplandığı ve Eshelby tarafından kullanılan modele göre kompozit mukavemeti eşitlik (3.32) deki gibidir.

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}(e_{kl} - e_{kl}^*) \quad (2.32)$$

eşitlikteki e_{kl}^* , toplam gerçek genlemedir (elastik olmayan genleme).



Şekil: 2-17: Elipsoid inklüzyonlu bir kompozit için Eshelby modeli [80].

Matriks metali içinde bulunan ve matriksten farklı olan Ω fazlı bir malzemede pratikte rastlanan ve oldukça önemli bir sorun da homojensizlik problemidir. Homojensizliğe, çökelti partikülleri ve fiberler örnek verilebilir. Bir kompozit malzeme,

C_{ijkl} elastik matriks tensörüne, C^*_{ijkl} homojensizlik elastik tensörüne sahip olduğunda ve σ^0_{ij} gerilmesine maruz bırakıldığında homojensizlikte, gerçek (veya toplam) gerilme alanı aşağıdaki gibi verilmektedir.

$$\sigma^t_{ij} = \sigma^0_{ij} + \sigma_{ij} = C^*_{ijkl} (e^0_{kl} + e_{kl}) \quad (2.33)$$

Eşitlik (2.33) de; σ_{ij} ve e_{kl} sırasıyla gerilme ve genlemedir. e^0_{kl} terimi ise uygulanan gerilme σ^0_{ij} ile değişen genlemedir. Takiben uygulanan gerilme, eşitlik (2.34) deki gibi olmaktadır.

$$\sigma^0_{ij} = C_{ijkl} e^0_{kl} \quad (2.34)$$

Kompozit malzemelerde çökelti partiküllerinin ve fiberlerin birbirleri ile etkileşimleri söz konusudur. Gerçek kompozitlerde fiber veya partiküllerin hacim oranları, 0 ile 1 arasında değişmektedir ($0 < V_f < 1$). Fiber etkileşimlerinden dolayı meydana gelen gerilme alanlarının çözümlerinde matrikste ortalama gerilme dağılımı;

$$\langle \sigma_{ij} \rangle = C_{ijkl} \bar{e}_{kl} \quad (2.35)$$

şeklinde formüle edilmektedir. (2.35) eşitliğindeki $\bar{e}_{kl}$, ortalama genleme dağılımıdır.

Eshelby modelini kullanmanın avantajlarından biri de plastik olmayan genlemenin elde edilmesinden sonra genleme ve potansiyel enerjilerin kolayca hesaplanabilir olmasıdır. Homojen olmayan ikinci (takviye) fazların bulunduğu ortamlarda Eshelby, elastik genleme enerjisini (W) aşağıdaki şekilde çözmüştür [1].

$$W = \frac{1}{2} \int_D \sigma_{ij} e^0_{ij} dv + \frac{1}{2} \int_\Omega \sigma^0_{ij} e^*_{ij} dv - \frac{1}{2} \int_\Omega \sigma_{ij} e^p_{ij} dv \quad (2.36)$$

Eşitlikte; D, matriks fazının, Ω ise takviye malzemesinin sınır şartını ifade etmektedir. e^p_{ij} ise süreksiz fazın (takviyenin) elastik olmayan genlemesidir. $e^p_{ij} = 0$ olduğu durumda W;

$$W = \frac{1}{2} \int_D \sigma_{ij} e^0_{ij} dv + \frac{1}{2} \int_\Omega \sigma^0_{ij} e^*_{ij} dv \quad (2.37)$$

Eshelby metodu özellikle kısa fiber takviyeli ve farklı yönlerdeki fiber dağılımlarının mevcut olduğu kompozit malzemelerde deneysel sonuçlara oldukça yakın sonuçlar vermektedir. MMK malzemelerin elastik modüllerinin elde edilmesinde elastik genleme enerjisinden faydalandığı gibi, bu yöntemle kısa ve farklı yönlenme açlarına sahip takviye elemanlı kompozitlerde elastik matriks tensörlerinin, uygun sabitler kullanılarak yönlenmiş fibreler gibi ele alınması ile malzemelerin Young modülleri tesbit edilmektedir. Takao ve arkadaşlarının [82] belirttiğine göre kısa fiber takviyeli kompozitlerde fiberlerin yükleme eksenine göre dağılım yoğunlukları farkı, elastik özellikler için fiber hacim oranından daha etkin bir rol oynamaktadır. Dolayısıyla, bu tür kompozitlerde Eshelby modelinin uygulanmasının daha gerçekçi sonuçlar doğuracaktır.

2.3.7.1.5. Nielsen ve Chen Modeli

SiC whisker takviyeli MMK malzemeler, kısa cam veya C takviyeli polimer matriksli kompozitler ve kısa alümina fiber gibi rastgele dağılmış fiber takviyeli kompozitler için karışım kuralının modifiye edilmesi ile 1968 yılında Nielsen ve Chen tarafından ortaya atılan modele göre; kompozit malzemenin Elastik Modülü (E_c),

$$E_c = 2\pi \int_0^{\pi/2} E(\theta) d\theta \quad (2.38)$$

eşitliğinden hareketle hesaplanmaktadır. Eşitlikteki $E(\theta)$ yük uygulama yönü referans alındığında, fiber oryantasyonunun değişmesi ile değişen elastik modül değerleridir. (2.38) eşitliğinin integralinin alınması ile ortaya çıkan çok kompleks denklemlerin çözümü neticesinde bir kısa fiber takviyeli kompozitin elastik modülü aşağıdaki (2.39) eşitliği şeklinde basitleştirilmiştir [5].

$$E_c = (3/8)E_L + (5/8)E_T \quad (2.39)$$

Karışım kuralına göre hesaplanan fiberlere paralel (E_L) ve dik (E_T) yönlerdeki elastik modül değerleri çarpanları, (2.38) eşitliğinden gelen ve fiberlerin yönlenme farklılıklarından dolayı ortaya çıkan sabitlerdir. Karışım kuralına göre fiberlere dik ve paralel yönlerdeki elastik modül değerleri ise;

$$E_L = E_f V_f + E_m(1 - V_f) \quad (2.40)$$

bağıntısına göre hesaplanırken, fiberlere dik yöndeki kompozit elastik modülü (2.41) eşitliğinden elde edilmektedir.

$$E_T = \frac{E_m E_f}{E_f(1 - V_f) + V_f E_m} \quad (2.41)$$

Burada;

$$E_m = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \quad (2.42)$$

dir. Eşitlik (2.42) deki ν_m , matriksin poisson oranıdır.

Nielsen ve Chen modelinin özellikle ekstrüzyonla üretilen veya kısa fiberlerin matriks malzemeleri içinde düzlemsel olarak yönlendiği kompozitlerde olumlu sonuçlar verdiği bildirilmesine rağmen, üretimden kaynaklanan fiber boy/çap oranlarının düşmesi durumunda ve fiber yönlenmelerinin üç boyutta dağıldığı kompozit malzemelerde hassaslığının düştüğü ifade edilmektedir. Fiberlere dik ve paralel elastik modül çarpanlarının değişen yönlenme farklılıkları ile değişeceği belirtilmektedir. Bu modelin ideal düzlemsel kompozitler için uygun olduğu vurgulanmaktadır. Orijinal yaklaşıma uymayan fiber dağılımlarının bulunduğu sistemlerde yeni deneysel katsayıların tesbit edilmesi gerektiği ifade edilmektedir [5].

2.3.7.1.6. Hashin ve Strikman Modeli

Hashin ve Strikman [83] modelinin izotropik ve lineer olan elastik malzemeler için geliştirilmiş olmasına rağmen anizotropik malzemelere de uygulanabilir olduğu vurgulanmaktadır. Bu model kompozit malzemelerin elastik modüllerinin hesaplanması için hacim modülü, K ve kayma modülünün (G) maksimum ve minimum değerlerinin hesaplanmasını gerektirmektedir [84]. İki fazlı bir ortam için geçerli olan bu modelde hesaplanan modüller, poisson oranlarının dikkate alınması ile gerçekleşmektedir [85]. İzotropik bir malzemede hacim modülü, kayma modülü, elastik modül ve poisson oranı arasındaki ilişkilerden elde edilmektedir. Bu ilişkiler;

$$K = \frac{E}{3(1 - 2\nu)}, \quad G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (2.43)$$

şeklinde verilmektedir. Minimum hacim modülü ($K_{\min}$) ve minimum kayma modülü ($G_{\min}$) sırasıyla, (2.44) ve (2.45) ile elde edilmekte iken,

$$K_{\min} = K_m + \frac{V_f}{\frac{1}{K_f - K_m} + \frac{3V_m}{3K_m + 4G_m}} \quad (2.44)$$

$$G_{\min} = G_m + \frac{V_f}{\frac{1}{G_f - G_m} + \frac{6(K_m + 2G_m)V_m}{5G_m(K_m + 4G_m)}} \quad (2.45)$$

maksimum hacim ($K_{\max}$) ve kayma modülü ($G_{\max}$) değerleri ise sırasıyla eşitlik (2.46) ve (2.47) kullanılarak bulunmaktadır.

$$K_{\max} = K_f + \frac{V_m}{\frac{1}{K_m - K_f} + \frac{3V_f}{3K_f + 4G_f}} \quad (2.46)$$

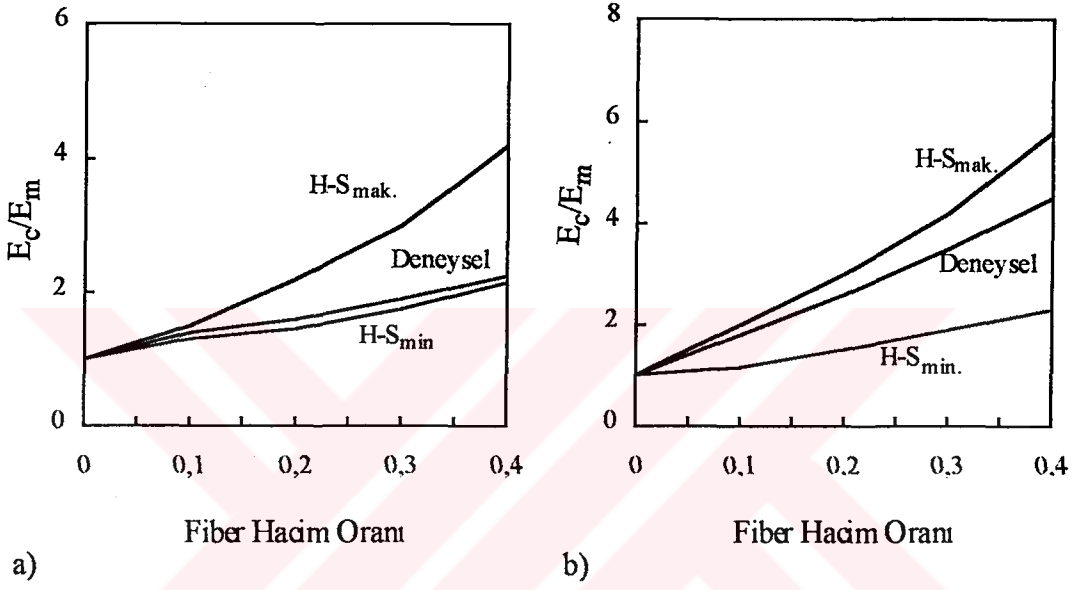
$$G_{\max} = G_f + \frac{V_m}{\frac{1}{G_m - G_f} + \frac{6(K_f + 2G_f)V_f}{5G_f(3K_f + 4G_f)}} \quad (2.47)$$

Elde edilen minimum ve maksimum hacim ve kayma modüllerinden elastik modül değerleri, malzemelerin elastik modül-hacim modülü-kayma modülü klasik eşitliğine göre (2.48) kolayca hesaplanabilmektedir.

$$E = \frac{9KG}{3K + G} \quad (2.48)$$

Hashin ve Strikman maksimum ve minimum sınır değerlerinin, bileşen fazların elastik modüllerinin birbirine olan oranlarına (E_f/E_m) bağlı olduğu ifade edilmektedir. Bileşen fazların elastik modülleri birbirine çok yakın ise sınır değerleri birbirinden yaklaşık %10 kadar farklılık göstermektedir. Matriks ve takviye fazlarının elastik modüllerinin birbirine olan oranı 20 kat civarında ise maksimum ve minimum sınır modüllerinin birbirinden oldukça farklı olacağı beklenmektedir [84]. Benzer şekilde fiber boy/çap oranının (ℓ/d) düşük olduğu kompozitlerde kompozit elastik modülünün minimum sınır değerine yaklaştığı, bahsedilen oranın yüksek olması şartında ise maksimum sınır değerine yaklaştığı bildirilmektedir [86]. Şekil 2-18a da fiber elastik modülünün matriks elastik modülüne olan oranının (E_f/E_m) 20 olduğu bir kompozitte fiberlere paralel kompozit elastik modülünün matriksin elastik modülüne oranının (E_c/E_m),

fiber hacim oranı ile değişimi verilmektedir. Şekil 2-18b de ise E_f/E_m oranının 33 olduğu diğer bir kompozitte minimum ve maksimum sınır şartları modül eğrilerinin birbirinden uzaklaştığı görülmektedir. Şekil 2-18a ve 2-18b sırasıyla ℓ/d oranlarının 2 ve 10.000 olduğu kompozit malzemelerin elastik özelliklerini göstermektedir. Şekil 2-18a da deneysel sonuçların minimum eğriye ve 2-18b de maksimum eğriye yaklaşmasının nedeninin kompozit bileşenlerin oranlarındaki farklılıktan dolayı olduğu ifade edilmektedir [82].



Şekil: 2-18: İki kompozit malzemede fiber hacim oranlarına göre E_c/E_m oranlarının değişimi; a) $E_f/E_m=20$, $\ell/d = 2$ ve b) $E_f/E_m= 33$, $\ell/d = 10.000$ [82].

Karışım kuralının sürekli fiberler için uygulanan bir yöntem olduğu ve hem fiber ve hem de matrisin elastik olarak davrandığını kabulden hareketle elde edilen bir yaklaşım olduğu vurgulanmaktadır. Hashin ve Strikman modelinin genel olarak elipsoid veya küresel partiküller için geliştirilmiş olmasına rağmen [84], anizotropik ve homojen olmayan elastik malzemeler için de geçerli olduğu ifade edilmektedir. Kısa fiber ve hatta sürekli fiber takviyeli kompozitlerde takviye malzemelerinin matrikste yönelmelerine bağlı olan hacim ve kayma modülleri ile poisson oranlarının bilinmesi durumunda bu modelin deneysel sonuçlara oldukça yakın değerler verdiği tesbit edilmiştir [83, 87]. Özellikle kısa fiber takviyeli kompozit malzemelerde, fiberlerin birer elipsoid inklüzyon gibi düşünüldüğü uygulamalarda, modelin hassasiyetinin daha da arttığı belirtilmektedir [88].

2.3.7.1.7. Diğer Modeller

Yukarıda tanıtılan modellerin yanında kompozitler için oldukça karmaşık modeller ileri sürülmüştür. Bunlardan en popüler olanları Hershey-Kröner ve değişken esaslar modelleridir. Hershey-Kröner modeli özellikle partikül takviyeli veya hacim oranlarının çok yüksek olduğu kompozitler için geçerlidir [1]. Bu model çıkarılırken Eshelby modelinin varsayımları kullanılmıştır (Örnek; takviye fazlarının inklüzyon olarak kabul edilmesi).

Değişken esaslar modelinde termomekanik özelliklerin alt ve üst sınırları esas alınarak mekanik özellikler çıkarılmaya çalışılmıştır. Bu modelde kompozit malzemelerin toplam genleme enerjisi Eshelby modelinde verilen denklem (2.37) e benzer olarak U_s terimi ile verilmektedir [1, 83].

$$U_s = \frac{1}{2} \left\{ \sigma_{ij}^* \cdot e_{ij}^0 \right\} = \frac{1}{2} \int_D \sigma_{ij}^* e_{ij}^0 dv \quad (2.49)$$

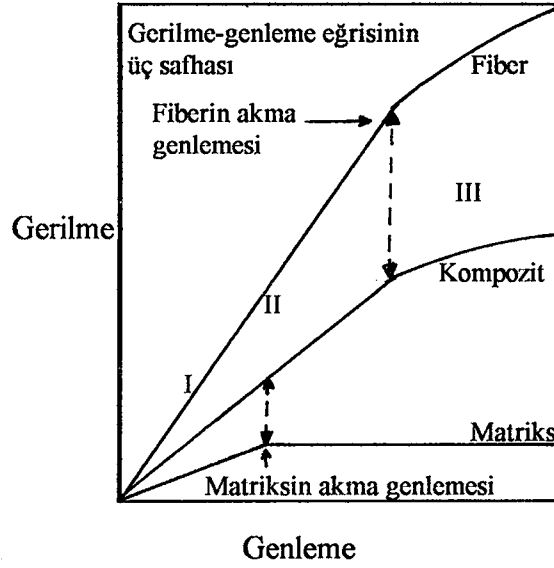
2.3.8. MMK Malzemelerin Mekanik Özellikleri

2.3.8.1. Giriş

MMK' lerin havacılık ve yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanımlarının ana sebebinin, yüksek spesifik elastik modül ve mukavemet özelliklerine sahip olmaları ve çok değişik ortamlarda kullanılabilmeleri olduğu ifade edilmektedir [1]. MMK' lerin korozyon direnci gibi bazı özellikleri mekanik özellikler kadar ilgi çekmemektedir. MMK malzemelerin mekanik özelliklerini iki gruba ayırmak mümkündür. Bunlar; oda sıcaklığındaki temel mekanik özellikler ve değişik ortamlardaki temel mekanik özellikler olarak sıralanabilmektedir [89].

Sürekli fiberlerle takviye edilen bir MMK malzemenin tipik gerilme-genleme eğrisi, üç safhayı içermektedir. İlk safhada, hem matriks hem de fiber, elastik olarak deforme olmaktadır. İkinci safhada, fiber elastik olarak davranmaya devam ederken matriks plastik olarak deformasyona uğramaktadır. Üçüncü safhada ise hem matriks ve hem de fiber plastik olarak deforme olmaktadır. MMK malzemelerin genel gerilme-genleme davranışları, Şekil 2-19 da verilmektedir.

Bir metal matriks kompozitin gerilme-genleme eğrisinde ikinci ve üçüncü safhaların bulunmasının, matriks metali ve fiberin tipine ve aynı zamanda gerilme genleme eğrisinin elde edildiği ortama bağlı olduğu ifade edilmektedir. Bununla



- SAFHA I : Matriks ve fiber elastik kalmaktadır.
SAFHA II : Matriks plastik olarak deforme olurken fiber elastik kalmaktadır.
SAFHA III : Matriks ve fiber plastik olarak deforme olmaktadır.

Şekil 2-19: Matriks, fiber ve metal matriks kompozitin gerilme-genleme eğrilerinde oluşan safhaları gösteren tipik gerilme-genleme eğrisi [1].

beraber MMK malzemelerin çoğunda birinci ve ikinci safhaların gözlemlendiği kaydedilmektedir [1]. Kısa fiberlerle takviye edilmiş MMK malzemelerde, gerilme-genleme eğrisinde birbirinden ayrı üç safhayı görmenin mümkün olmadığı belirtilmektedir [4]. Bu tür kompozitlerin gerilme-genleme eğrisi iki safhaya ayrılmaktadır. İlk safhada, sürekli fiberlerle takviyeli kompozitlerdeki I. safhaya karşılık gelen ve gerilme-genleme eğrisinin ilk kısmında görülen lineer bir bölge oluşmaktadır. İlk safhayı takiben sürekli fiberli kompozitlerdeki III. safhaya karşılık gelen parabolik gerilme-genleme eğrisi meydana gelmektedir [1].

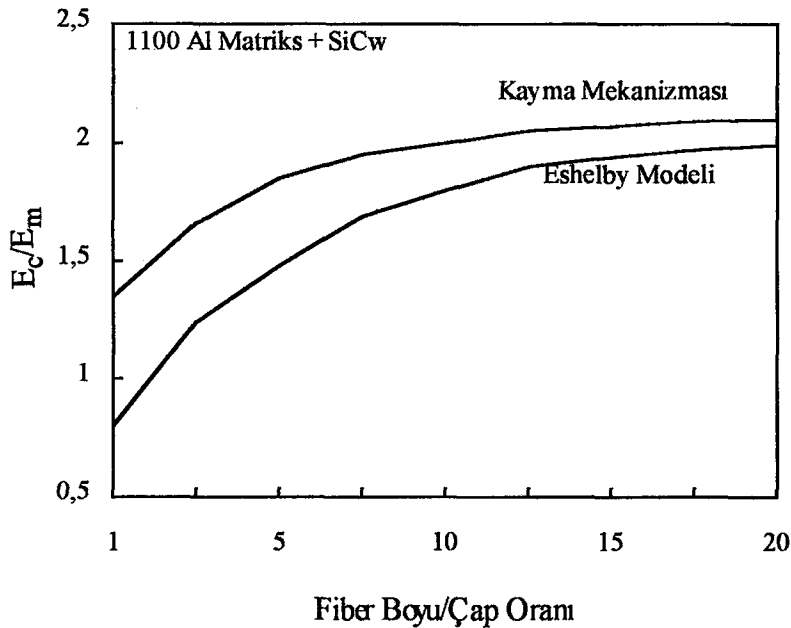
2.3.8.2. MMK Malzemelerde Elastik Modül

MMK malzemelerde elastik modülü belirleyen elastik sabitler, takviye fazının özelliklerine ve malzeme geometrisine bağlı olarak anizotropiktir. Metal matriks kompozitlerde elastik özellikler, üzerinde en fazla çalışılan mekanik özellikler grubu olmuştur. Üzerinde çalışılan bu elastik özelliklerden en önemlisi fiberlere paralel (E_L) ve sonrasında fiberlere dik (E_T) Young modülleridir. Partikül takviyeli kompozitlerde E_L , E_T 'ye eşit olmaktadır. Şekil 2-19 da gerilme-genleme eğrisinin elastik olan bölümünde I. deformasyon safhası sırasında elastik mukavemetin artması mekanizması, uygulanan σ_c gerilmesinin matriks ve fiber tarafından paylaşılmasına dayanmaktadır.

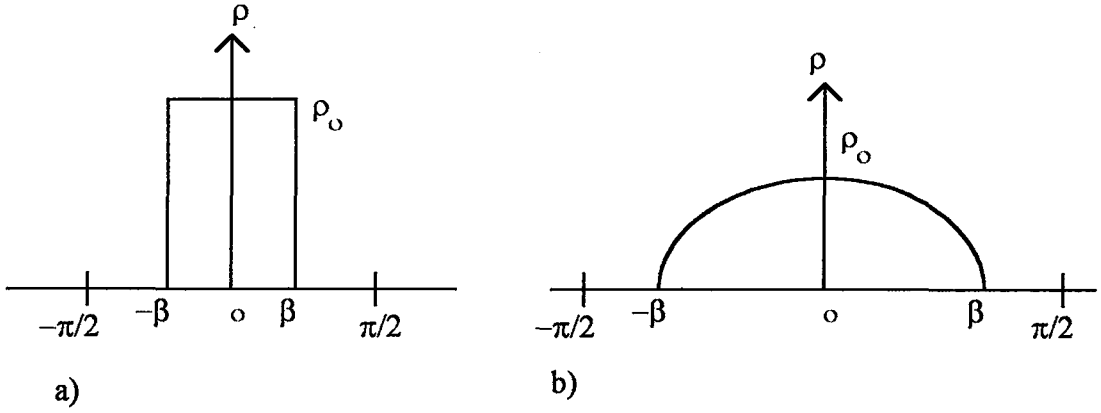
Matriks/fiber arayüzeyi boyunca matriksteki gerilme fiberlere transfer edilmektedir. Kompozit malzemelerde sürekli fiberler için bu güne değin kullanılan en basit model, aşağıdaki (2.50) eşitliğindeki karışım kuralı yaklaşımıdır [90].

$$E_c = V_f E_f + V_m E_m \quad (2.50)$$

Karışım kuralı yaklaşımı sürekli fiberlerle takviye edilen MMK malzemelerde doğru sonuçlar vermekte iken kısa fiberlerle takviye edilen MMK' lerde fiberlerin değişik yönlerde yönlenebilmelerinden dolayı sürekli fiber takviyeli kompozitlere göre daha düşük E_L sonuçları vermektedir. Karışım kuralı yaklaşımının kısa fiberli MMK malzemeler için zayıf sonuçlar vermesi, elastik özelliklerin tesbit edilmesinde daha karmaşık ve kapsamlı yaklaşımların kullanılmasını zorunlu kılmıştır. Elastik özelliklerin sadece V_f ve E_f/E_m ye bağlı olmasının dışında fiber boyu/fiber çapı oranı (ℓ/d) ve fiberlerin yönlenme farklılıklarından kuvvetli derecede etkilendiği belirtilmektedir [88]. Şekil 2-20 de Taya ve Arsenault [79] tarafından SiC_w takviyeli 1100 Al alaşımında whisker boy/çap oranına göre elastik modülün değişimi verilmektedir. Ayrıca fiber ve matriks fazlarında bulunan mikro hasarlar ve fiber-matriks arayüzeyinde oluşan hatalar da elastik özellikler açısından önemli olarak görülmüştür. Şekil 2-21 deki yaklaşım esas alındığında Eshelby Modeline göre Takao ve Taya [80] tarafından yapılan bir yaklaşımla fiberlerin yönlenmesinin yoğun olduğu yönde ($\rho(\theta)$) ölçülen fiber yönlenme farkı açısının (θ), kısa fiberlerle takviye edilen MMK malzemelerde E_L değerlerine



Şekil 2-20: Fiber boy/çap oranına göre E_c/E_m oranının değişimi [79].



Şekil 2-21: Fiber oryantasyon açısı θ için $\rho(\theta)$ dağılım fonksiyonları. a) Üni-form tip ve b) Kosinüs tipi [80].

etkisi araştırılmıştır. Bu hesaplamalarda iki tür dağılım fonksiyonu göz önüne alınmıştır. Bu türler;

- (i) Üni-form tip : $\rho(\theta) = \rho_0(\text{sabit})$
- (ii) Kosinüs tipi : $\rho(\theta) = \rho_0 \cos \alpha \theta$

Şekil 2-21 deki β açıları, dağılım fonksiyonlarının limit değerlerini vermektedir. Kısa fiberli kompozitlerde $\beta = 0$ derece olması durumunda fiberlerin tek yönde olduğu ve $\beta = \pi/2$ olması halinde ise fiberlerin tamamen rastgele dağılmış olduğu anlaşılmaktadır. β açısı değerinin artması ile kompozit malzemenin fiberlere paralel yöndeki elastik modülü (E_L) değerlerinde düşme görüldüğü saptanmıştır [89].

MMK malzemelerde elastik modülün takviye edilmemiş alaşımlara göre yüksek olmasının ana sebebi takviye fazlarının yüksek elastik modülleri ve matris tarafından fiberlere yükün transfer edilerek malzeme deformasyonunun elastik karakter göstermesidir. Yüksek elastik modül değerlerine sahip olan çok değişik sayıdaki seramik malzemeler içinde Al_2O_3 ve SiC sürekli fiber, whisker, kısa fiber ve partiküller en fazla kullanılanlarıdır. Alümina, kolay temin edilebilmesi ve matris malzemesi olarak en yaygın olarak kullanılan Al metali ile uyumluluğu sebebiyle tercih edilen bir takviye malzemesi olarak gösterilmektedir [91]. Tablo 2-7 de MMK üretiminde en fazla kullanılan bazı matris alaşımların mekanik özellikleri, Tablo 2-8 ve Tablo 2-9 da ise MMK literatüründe en önemli kompozit sistemleri olarak kabul edilen sırasıyla, fiber ve partikül takviyeli MMK malzemelerin mekanik özellikleri özetlenmektedir. Tablolarda takviye malzemesi cinsi ile beraber parantez içinde, ilave edilmiş olan takviye fazının hacim oranı da gösterilmektedir.

Tablo 2-7: MMK malzemelerde matriks metali olarak en çok kullanılan bazı metal ve alaşımların mekanik özellikleri.

Matriks	σ_{ym} (MPa)	σ_m (MPa)	e (%)	E_m (GPa)	Kaynak
Saf Al (Ticari)	30	80	40.0	72	92
Al-6 Fe	280	350	12.5	82	93
Al-4.5 Cu-T6	107	182	17.0	71	94
Al-Cu-Mg-T6	319	345	1.20	72	95
Al 1100-T6	63	99	41.0	-	96
2014 Al-T6	414	409	10.0	72	97
2024 Al-T4	268	388	8.20	-	98
Al 2124-T4	350	479	12.0	-	96, 99
A 356 Al-T6	200	275	6.00	69	100
6061 Al-T6	276	326	15.0	68	97
7010 Al-T6	490	550	10.5	70	101
Mg-2 Ag-T6	200	240	-	48	102
Mg-Al-Zn	168	311	21.0	49	24

σ_{ym} : Matriksin akma mukavemeti,

σ_m : Matriksin maksimum mukavemeti,

e : Matriksin kopmadaki % uzama miktarı,

E_m : Matriksin elastik modülü.

Tablo 2-8: Üretimleri ve kullanım alanları bakımından MMK malzemeler içinde en önemli sürekli fiber, kısa fiber ve whisker takviyeli MMK malzeme sistemleri ve mekanik özellikleri.

Matriks	Fiber (%)	σ_{yc} (MPa)	σ_c (MPa)	e (%)	E_c (GPa)	Kaynak
Saf Al	SiC (50)	-	780	-	135	90
Saf Al(Ticari)	Kısa C (15)	-	166	9.5	85	92
Al-Li	Al ₂ O ₃ (60)	-	690	-	262	6
Al-Cu-Mg-T6	Saffil (20)	385	401	0.8	89	95
Mg-2 Ag-T6	Saffil+SiCp (15)	280	340	-	74	102
Ti-6 Al-4 V	Sürekli SiC (35)	-	1750	-	300	6
Al 1100	SiC _w (20)	183	324	5	-	96
Al 2124-T6	SiC _w (20)	497	890	3.0	130	103, 104
Al 6061-T6	SiC kaplı B (50)	-	1400	-	225	90
Al 6061-T6	SiC _w (17)	421	529	4.8	110	96, 98
Al 6061-T6	Saffil (20)	383	475	1.9	94	67, 68
Al 6061-T6	Grafit (30)	-	517	0.37	152	46
7010-Al-T6	Saffil (15)	-	220	0.2	92	101

() : Kompozitteki fiber hacim oranları,

σ_{yc} : Kompozit malzemenin akma mukavemeti,

σ_c : Kompozit malzemenin maksimum mukavemeti,

e :Kompozit malzemede kopmadaki % uzama miktarı

E_c : Kompozitin elastik modülü.

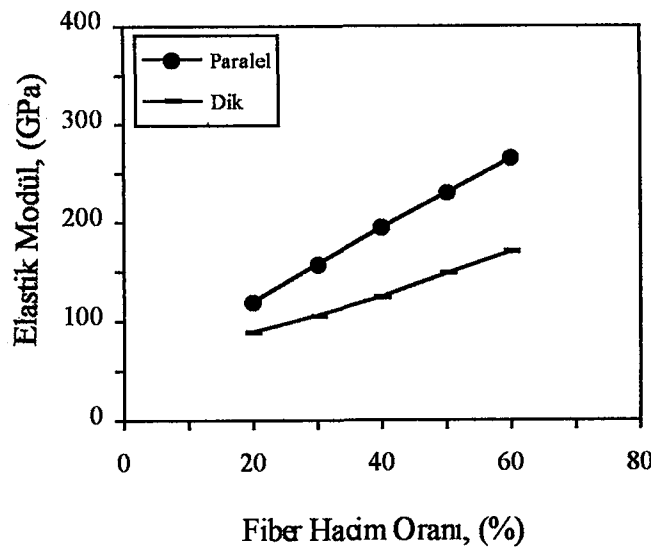
Açıklama: Whisker takviyeleri indis ile belirtilmiştir. Saffiller ise kısa fiberlerdir.

Belirtilmemiş olanlar sürekli fiber takviyelerini göstermektedir.

Üretimlerinin zor ve maliyetlerinin yüksek olmasına rağmen, mühendislik açısından özelliklerin maliyete üstün geldiği özel durumlarda sürekli fiber takviyeli MMK malzemeler tercih edilmektedir. Şekil 2-22 de sürekli Al_2O_3 fiberler ile takviye edilen Al-Li matrisli kompozitlerde fiberlere paralel ve dik yönlerdeki elastik modül değerlerinin fiber hacim oranına bağlılığı gösterilmektedir. Kısa fiberli MMK malzemeler dahil, özellikle sürekli fiber takviyeli malzemelerde yük taşıma yönü fiberlere paralel

Tablo 2-9: Partikül takviyeli MMK malzemeler içinde en yaygın olan MMK malzeme sistemleri ve mekanik özellikleri.

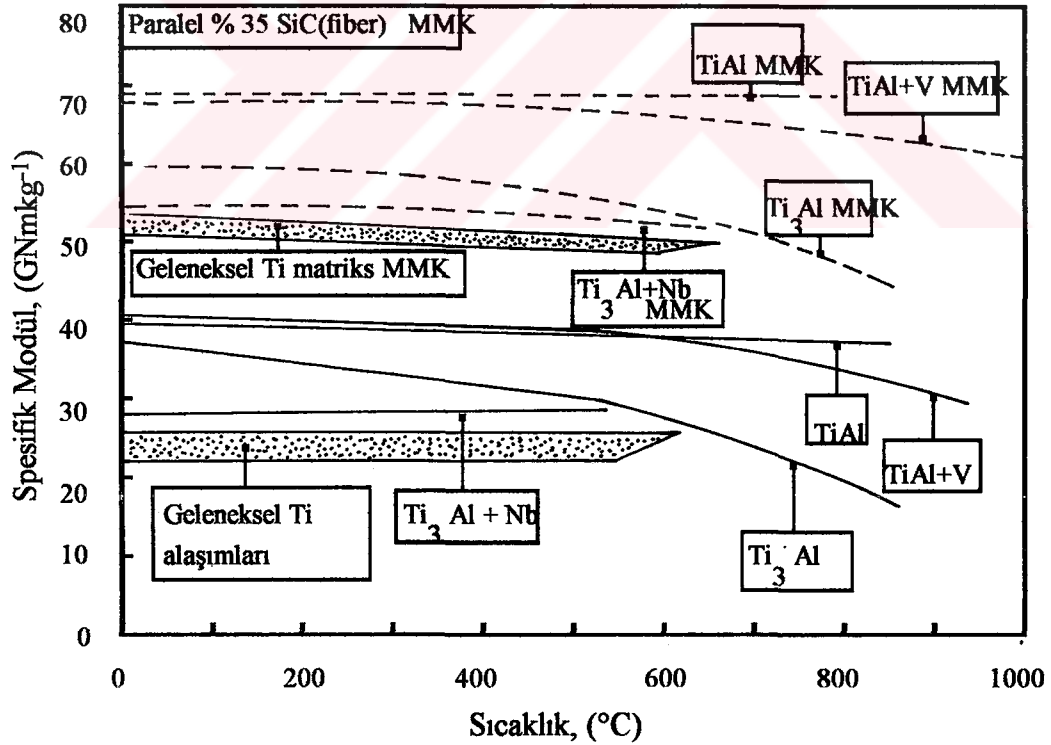
Matriks	Partikül (%)	σ_{yc} (MPa)	σ_c (MPa)	e (%)	E_c (GPa)	Kaynak
Al-4.5 Cu-T6	SiC (10)	184	198	3.5	82	94
Al-6 Fe	SiC (15)	320	380	6.0	120	93
Al-3 Mg	ZrO ₂ (20)	68	82	3.8	-	98
6061-Al-T6	Al ₂ O ₃ (10)	297	338	7.6	81	9, 29
6061-Al-T6	Al ₂ O ₃ (15)	386	359	5.4	88	9, 29
6061-Al-T6	Al ₂ O ₃ (20)	359	379	2.1	99	9, 29
2014-Al-T6	Al ₂ O ₃ (10)	483	517	3.3	84	9, 29
2014-Al-T6	Al ₂ O ₃ (15)	476	503	2.3	92	105
2014-Al-T6	Al ₂ O ₃ (20)	483	503	0.9	101	105
A356-Al-T6	SiC (10)	283	303	0.6	81	9, 29
A356-Al-T6	SiC (15)	324	331	0.3	90	9, 100
A356-Al-T6	SiC (20)	331	352	0.4	97	9, 100
2124 Al-T4	SiC (15)	410	540	10	98	99
A 357	SiC (20)	386	393	-	100	98
Mg-Zn-Al	SiC (20)	260	328	2.5	80	24



Şekil 2-22: Sürekli Al_2O_3 fiberler ile takviye edilen Al-Li kompozitinde fiberlere paralel ve dik yönlerdeki elastik modüller-fiber hacim oranı ilişkisi [6].

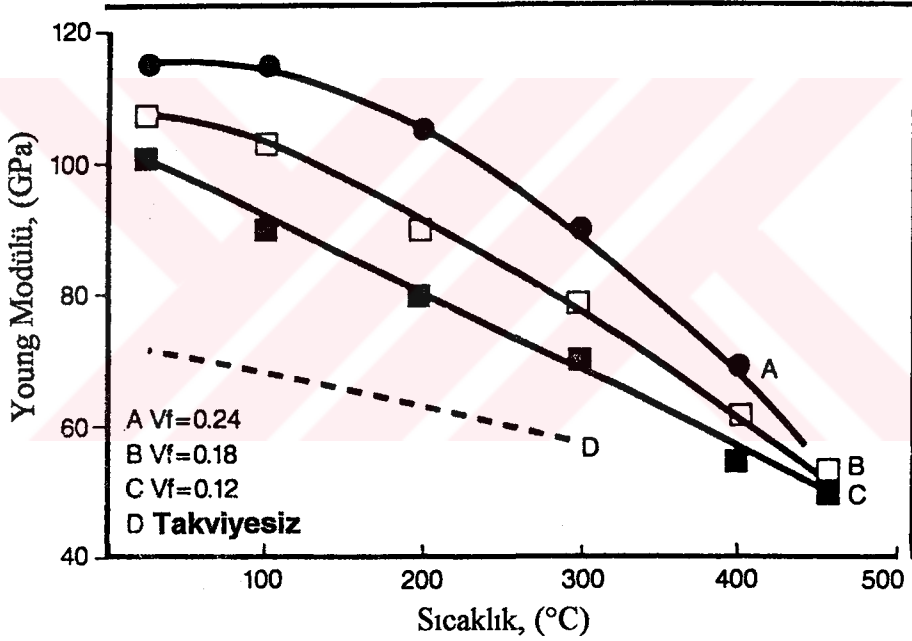
yönlerdir. Yük uygulama yönünde yüksek hacim oranında sürekli fiberler ile takviye edilen matriks metallerinin elastik modüllerinin takviyesiz matriks malzemesinin elastik modülüne göre 4-5 kata varan artışlar sergilediği tesbit edilmiştir [1, 4, 6].

MMK malzemelerin üstün mekanik ve fiziksel özelliklerinin farkına varıldıktan sonra değişik ve yüksek mukavemetli alaşımların da MMK olarak elde edilmesine çalışılmıştır. Özellikle metallerarası bileşiklerin sürekli seramik fiberler ile takviye edilmesi ile çok yüksek spesifik özelliklere sahip intermetalik MMK malzemeler ortaya çıkarılmıştır. Genel olarak tüm MMK malzemelerin yüksek sıcaklıklarda bile elastik özelliklerini ve mukavemetlerini koruyabildikleri çok iyi bilinmektedir [106]. Şekil 2-23 de ileri MMK malzemeler olarak isimlendirilen bazı kompozitlerin spesifik elastik modüllerinin kullanım sıcaklığına göre değişimleri gösterilmektedir. Partridge [13] tarafından yapılan değerlendirmelere göre geleneksel yüksek sıcaklık intermetalik malzemelerinin fiberlerle takviye edilmesi ile elde edilen MMK malzemelerde elastik modüller iki katına çıkmakla kalmayıp, yüksek sıcaklıklarda elastik özelliklerin takviyesiz intermetaliklere göre daha iyi korunduğu ortaya çıkarılmıştır.



Şekil 2-23: Yüksek sıcaklık malzemeleri Ti ve alaşımlarının ve hacimce % 35 SiC fiber takviyeli MMK'lerin fiberlere paralel yönlerdeki spesifik modül değerlerinin (Young modülü/yoğunluk) sıcaklıkla değişimi [13].

Kısa fiberlerle takviye edilmiş MMK malzemelerin sürekli fiber takviyeli kompozitlere göre daha düşük maliyete sahip oldukları birçok araştırmacı tarafından ıspatlanmıştır [11, 39, 63]. Son yıllarda Saffil kısa fiber takviyeli MMK malzemelerin üretimlerinin hızlandığı bildirilmekte ve bu takviye malzemelerinin özellikle otomobil motorlarında piston segman yuvalarında ve segmanlarda kullanıldıkları bildirilmektedir [39]. Saffil fiberlerin yüksek mukavemet ve elastik modül özellikleri göstermeleri, otomobillerde kullanım yeri bulmalarının ikinci nedeni olmaktadır. Şekil 2-24 de Al-9Si-3Cu+Saffil kompozitinde sıcaklığa bağlı olarak Young modülünün değişimi gösterilmektedir. % 25 Al_2O_3 kısa fiber takviyeli kompozit malzeme, takviye edilmiş matris alaşımının elastik modül değerinin yaklaşık % 75 i kadar yüksek iken aynı malzemenin 400 °C ' deki elastik modülü, takviyesiz alaşımın oda sıcaklığındaki modülüne hemen hemen eşit olmaktadır [11].



Şekil 2-24: Al-9Si-3Cu+Saffil alaşımında sıcaklığa ve fiber hacim oranına bağlı olarak Young modülünün değişimi [11].

Kısa fiberli MMK malzemelerde üretimden kaynaklanan sorunlar nedeniyle fiberlerin boyları ve çapları tam üniform olmayabilmekte ve artan fiber hacim oranı ile fiber uzunlukları düşebilmektedir [11]. Fiber boyu/fiber çapı oranının artmasının elastik özellikleri iyileştirdiği kompozit modelleri kısmında geniş olarak verilmişti. Kompozitlerin özellikleri araştırılırken fiber boy ve çaplarındaki üniform olmayan dağılımlar, ortalamaları alınarak çözümlenmektedir. İster kompozit üretim kademesinden ve ister kompozitin termomekanik yükleme safhasından gelsin, kompozit bileşenlerinde

bulunan boşluk, çatlak ve arayüzey bağ zayıflığı gibi mikro hasarlar kompozitin özelliklerini inanılmaz derecede düşürmektedirler [88].

2.3.8.3. MMK Malzemelerde Akma Mukavemeti

MMK malzemelerin yüksek spesifik elastik modüllerinin yanında kullanımlarını önemli kılan bir diğer faktör akma mukavemetidir. Çünkü akma mukavemetinin, mühendislik malzemelerinin kullanımlarını belirleyen en önemli özelliklerden biri olduğu iyi bilinmektedir [89]. Akma mukavemeti, plastik genlemenin % 0.2 olduğu noktada ele alınacak olduğunda, birçok sürekli fiber takviyeli MMK malzemenin akma noktasına ulaşmadan kırıldığı ifade edilmektedir. Üretim ve mekanik deney esnasında çok talihsiz bir hata yapılmadıkça MMK ' lerin akma gerilmesi her zaman takviye edilmiş alaşımdan yüksek olmaktadır. Sürekli fiberli kompozitler için akma gerilmesi de elastik modülde olduğu gibi karışım kuralından faydalanarak elde edilebilmektedir. MMK matrikslerinin, fiber ve partikül takviyeli MMK malzemelerin akma mukavemetleri sırasıyla Tablo 2-7, Tablo 2-8 ve Tablo 2-9 de elastik modüller ile beraber gösterilmiştir. Tablo 2-8 ve Tablo 2-9, hem fiber takviyeli MMK malzemelerde ve hem de partikül takviyelilerde kompozit akma mukavemetlerinin matriks metalinden çok daha yüksek olduğunu açıkça göstermektedir. Mühendislik uygulamalarında akma gerilmesi bir bakıma malzemenin emniyet çalışma gerilmesini belirlediğinden, yüksek olması istenmektedir. Bunun yanında herhangi bir malzeme yüksek sıcaklıklarda kullanılacak ise akma mukavemetinin yüksek sıcaklıklarda bile kararlı kalması tercih edilmektedir. MMK malzemelerde takviye fazlarının yüksek elastik modüle sahip olmaları ve yükleme esnasında elastik deformasyon sergilemelerinin akma mukavemetinin takviyesiz alaşımlara göre yükselmesinin temel nedeni olduğu ifade edilmektedir. Elastik modülü yüksek takviye fazları birer dispersiyon fazı gibi davranarak, malzemelerde plastik deformasyonun meydana geldiği kayma düzlemlerinde dislokasyonların hareketlerini kısıtlamaktadırlar. Böylece MMK malzemeler, kritik bir yüke kadar takviye malzemelerine benzer deformasyon davranışı sergilemektedirler. MMK malzemelerde akma mukavemetini arttıran bu mekanizmalar çekme mukavemeti için de geçerli olmaktadır [39, 67, 90].

Kısa (süreksiz) fiberlerle takviye edilen MMK malzemelerin akma mukavemetleri hem deneysel hem de analitik olarak çalışılmıştır. Tesbit edilen önemli bulgular aşağıda sıralanmaktadır [107]:

- a) Akma gerilmesi, fiber hacim oranının ve fiber boy/çap oranının artmasıyla artmaktadır.

- b) Akma gerilmesi yükleme yönü esas alındığında, bu yöne göre fiberlerin yönlenme farklılıklarına kuvvetli derecede bağlıdır.
- c) Bir metal matriks kompozitte tahminen kompozitin üretim işleminde matriks/fiber arasındaki termal genleşme katsayısı (CTE) farklılığından kaynaklanan kalıntı gerilmelerden dolayı basma akma gerilmesi, çekme akma gerilmesinden daha fazladır.

2.3.8.4. MMK Malzemelerde Çekme (Maksimum) Mukavemeti

Sürekli fiberlerle takviye edilen MMK malzemelerin çekme mukavemeti özelliklerinin, elastik modül özelliklerine benzer olarak anizotropik ve yük uygulama yönüne bağlı olduğu vurgulanmaktadır. Karışım kuralına göre, sürekli fiber takviyeli MMK malzemelerin fiberlere paralel mukavemeti (σ_L), aşağıdaki (2.51) eşitliğine göre değişmektedir;

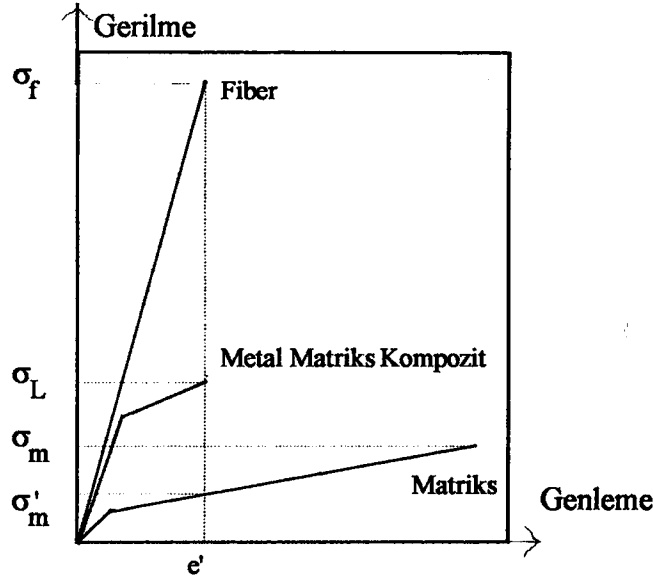
$$\sigma_L = V_f \sigma_f + (1 - V_f) \sigma_m \quad (2.51)$$

Eşitlikte, σ_f ve σ_m sırasıyla fiber ve matrisin mukavemetleridir. (2.51) eşitliği fiber ve matriks metalinin beraber kırıldığı genleme durumları için geçerlidir. Bu eşitlik, fiberin kırılma genlemesinin matriksinkinden çok düşük olduğu MMK sistemlerinin çoğu için geçerli olmamaktadır. MMK malzemelerin çoğunda fiberlerin kırılma genlemesi matriksinkinden düşüktür ve dolayısıyla karışım kuralı eşitliği aşağıdaki gibi değişmektedir [1, 4];

$$\sigma_L = V_f \sigma_f + (1 - V_f) \sigma'_m \quad (2.52)$$

Bu eşitlikte σ'_m , uygulanan genlemenin fiberin kırılma genlemesine (e') ulaştığı anda matriksteki gerilmeyi temsil etmektedir. Bu durum Şekil 2-25 de gösterilmektedir.

Fiber hacim oranının çok düşük olduğu kompozit sistemlerinde kırılma genlemesi noktasında kompozitin mukavemeti, matriksin mukavemetinden düşük çıkabilmektedir. Bu durumda fiberlere paralel kırılma, matriksin kırılması ile kontrol edilmektedir. Uygulanan e' genlemesinde sürekli fiberler parçalanmaktadır. Ancak uygulanan yük, soğuk deformasyonla sertleşen matriks metalinin σ_m gerilmesinin σ'_m gerilmesinden büyük olduğu durumda matriks metali tarafından taşınmaktadır. Böylece uygulanan gerilme, matriks metalinin gerilmesinin σ_m ye ulaşmasına değin artmaktadır. Dolayısıyla kompozitin fiberlere paralel kırılma gerilmesi σ_L aşağıdaki (2.53) eşitliği ile ifade edilmektedir.



Şekil 2-25: Matriks, yüksek mukavemetli sürekli fiber ve bunların oluşturduğu bir MMK' de Gerilme-Genleme eğrisi ve eşitlik (2.52) ye göre değişkenlerin tanımları [1].

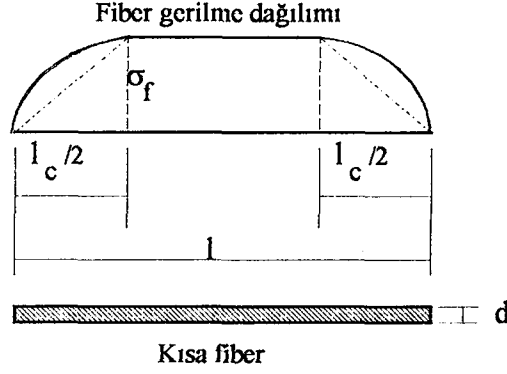
$$\sigma_L = (1 - V_f) \sigma_m \quad (2.53)$$

Fiberlere dik çekme gerilmesi σ_T ; matriks-fiber arayüzey mukavemetine, fiber ve matriksin mukavemetine ve fiber hacim oranına bağlıdır. Aynı kompozitte σ_T , genelde σ_L den çok küçüktür [4, 6].

Kısa fiber takviyeli MMK malzemelerde fiberler, üretim şartlarına bağlı olarak değişik yönlerde yönelmiş ve değişik boyutta olabilmektedirler. Kısa fiberlerle takviyeli MMK ' ler üzerine çok sayıda çalışma yapılmasına rağmen bu malzemelerin kırılma gerilmeleri yeterince tartışılmamıştır [108].

Kısa fiberlerle takviyeli MMK' lerin mukavemetlerine değişik malzeme ve geometrik parametrelerin etkisini araştırmak için kayma mekanizması modelinden yararlanılmaktadır. Fiber mukavemetinin, fiberin merkezinde maksimum, uç kısımlarında ise sıfır olduğu kabul edilerek bir yaklaşım yapılmıştır [1].

Fiber merkezinde görülen maksimum mukavemet, $\ell \geq \ell_c$ durumunda ancak σ_f kadar olabilmektedir. Fiberlerdeki gerilme dağılımı Şekil 2-26 da verilmektedir.



Şekil 2-26: Bir kısa fiberde eksenel gerilme dağılımı (koyu çizgiler). Kesikli çizgiler ise fiber uçlarındaki gerilmenin lineerleştirilmiş durumunu vermektedir [1].

Şekildeki kesikli çizgiler, kritik fiber boyuna (ℓ_c) göre maksimum mukavemete ulaşıldığı noktaya kadar lineer gerilme artışını vermektedir. Kritik fiber boyu ise aşağıdaki (2.54) eşitliği ile ifade edilmektedir [109];

$$\ell_c = \frac{\sigma_f d}{2 \tau_o} \quad (2.54)$$

Burada; σ_f , fiber kırılma mukavemetini; d , kısa fiberin çapını ve τ_o , matris/fiber arayüzey kayma mukavemetini göstermektedir. $\ell < \ell_c$ olduğunda fiberin maksimum gerilme kapasitesine (σ_f) yüklenmediği anlaşılmaktadır. $\ell \geq \ell_c$ ise fiberin merkezi bölgesi maksimum gerilmeyi taşımaktadır. Basitleştirilmiş gerilme dağılımına (Şekil 2-26, kesikli çizgiler) ve fiberin merkezi bölgesine ($\ell - \ell_c$) göre çıkarılan fiberlere paralel gerilme formülü aşağıdaki gibi verilmektedir.

$$\sigma_L = \left\{ V_f \sigma_f \left(1 - \frac{\ell_c}{2\ell} \right) + V_m \sigma'_m \right\} \rightarrow \ell \geq \ell_c \text{ için}$$

$$\sigma_L = \left\{ V_f \sigma_f \frac{\ell}{2\ell_c} + V_m \sigma_m \right\} \rightarrow \ell < \ell_c \text{ için} \quad (2.55)$$

Gerçek kısa fiber takviyeli MMK' lerde fiberlerin hemen hemen tümünün yönlendirilmesine rağmen fiber boylarının değiştiği gözlenmektedir. Bu durumda Kelly-Tyson modelinin, uygulanabilir bir model olduğu vurgulanmaktadır. Yani fiberler iki şekilde dağılmışlardır. Birincisinde $\ell < \ell_c$, ikincisinde ise $\ell \geq \ell_c$ dir. Fiber boylarının değişmesi ile fiberlere paralel mukavemet (σ_L), aşağıdaki şekilde değişmektedir.

$$\sigma_L = \sum_{\ell_i < \ell_c} \frac{(V_f)_i \sigma_f \ell_i}{2 \ell_c} + \sum_{\ell_i \leq \ell_c} (V_f)_i \sigma_f \left(1 - \frac{\ell_c}{2 \ell_i}\right) + V_{m1} \sigma'_m + V_{m2} \sigma_m \quad (2.56)$$

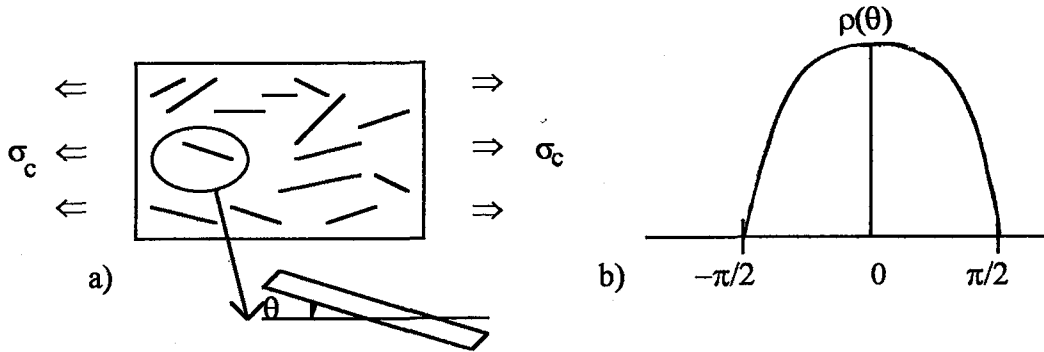
Burada V_f , ℓ_i boyutundaki fiberlerin hacim oranları, V_{m1} ve V_{m2} sırasıyla $\ell < \ell_c$ ve $\ell \geq \ell_c$ şartlarındaki fiberlerin hacim oranlarıdır.

Kısa fiberlerin yönlenmelerinin farklı olması, yani farklı yönlerde dağılmaları sonucu (2.56) eşitliği geçerli olamamaktadır. Fiber yönlenmelerinin farklı olduğu şartlarda bugüne kadar geçerli olan en önemli eşitlik Tsai-Hill eşitliğidir [4];

$$\sigma_\theta = \left(\frac{\cos^4 \theta}{\sigma_L^2} \left[\frac{1}{\tau^2} - \frac{1}{\sigma_L^2} \right] \sin^2 \theta + \frac{\sin^4 \theta}{\sigma_T^2} \right)^{-1/2} \quad (2.57)$$

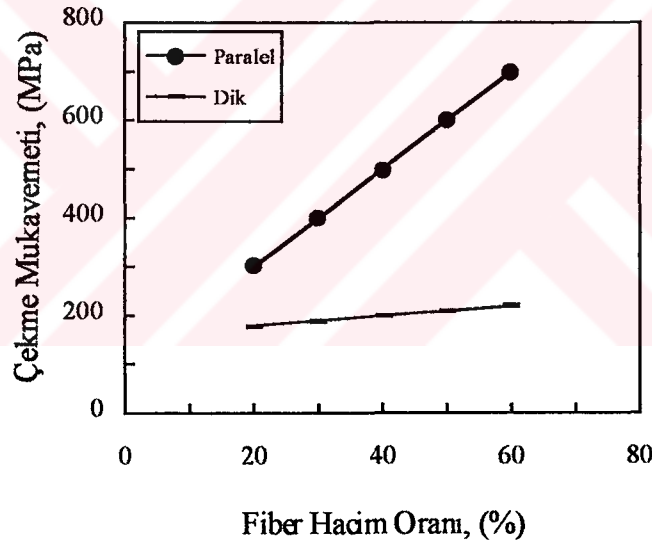
$$\sigma_c = \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \sigma_\theta \rho(\theta) d\theta, \rightarrow \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \rho(\theta) d\theta = 1 \quad (2.58)$$

Şekil 2-27 den de görüldüğü gibi fiberlerin yönlenme farklılıkları, yükleme eksenini referans alınarak çıkarılmaktadır. Referans alınan eksene göre fiberlerin dağılım yoğunluk fonksiyonu $\rho(\theta)$ elde edilmekte ve kompozitin mukavemeti (2.57) eşitliği kullanılarak tesbit edilmektedir. Tsai-Hill denklemini modifiye etmek için üç kırılma mukavemetinin (σ_L , σ_T , ve σ_τ) ve dağılım yoğunluk fonksiyonunun bilinmesi gerekmektedir. Düzlemsel olarak rastgele dağılmış kısa fiberli MMK malzemelerde fiber dağılım yoğunluğu, $|\theta| \leq \pi/2$ dir [1].



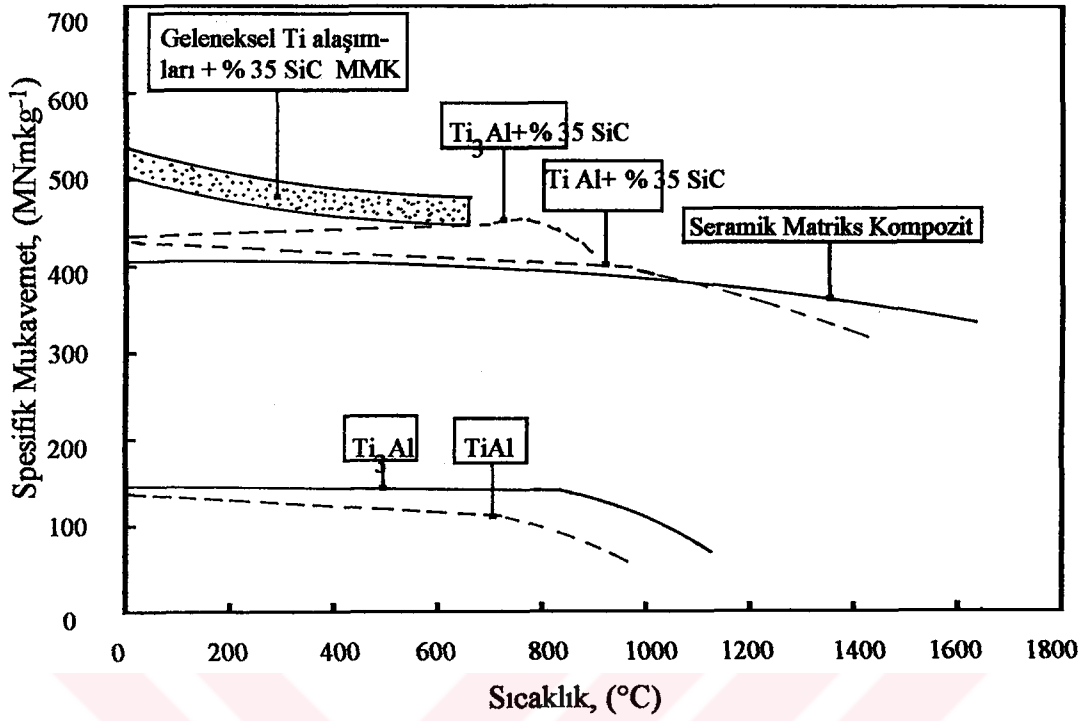
Şekil 2-27: a) İki boyutlu ve değişik yönlerde dağılmış kısa fiberli kompozit ve b) yükleme eksenine göre ölçülen fiber yönlenme açısı (θ) ile beraber dağılım yoğunluk fonksiyonu $\rho(\theta)$ [1].

MMK malzemelerde, ilave edilen partiküller veya fiberler kendilerinin sahip oldukları yüksek mukavemetin yanında matriksin mikroyapısında da değişikliğe yol açmaktadırlar. Yapılan çalışmalarda [19, 38, 71], Al alaşımlarına ilave edilen takviye malzemelerinin tane incelmeye ve dislokasyon yoğunluğunun artmasına yol açtıkları tesbit edilmiştir. MMK malzemelere ilave edilen takviye elemanları aynı zamanda malzemelerin yüksek sıcaklıklarda da kullanımlarına imkan vermektedirler. Bu sebeptendir ki MMK malzemeler son yıllarda gaz türbin motorları ve hava taşıtlarının bazı parçalarında kullanılmaktadırlar [110]. Tablo 2-7, Tablo 2-8 ve Tablo 2-9 da matriks alaşımlarının, fiber ve partikül takviyeli MMK malzemelerin mukavemet değerleri de özetlenmiş bulunmaktadır. Şekil 2-28 de ise sürekli alümina fiberleri ile takviye edilen Al-Li alaşımında fiberlere paralel ve dik yönlerdeki mukavemet değerleri verilmektedir. Görüldüğü gibi, takviyesiz alaşımların mukavemeti fiber hacim oranının artması ile lineer olarak artmaktadır. % 60 hacim oranında fiber ilave edilen MMK malzemede mukavemet 700 MPa değerine kadar yükselebilmektedir [6].

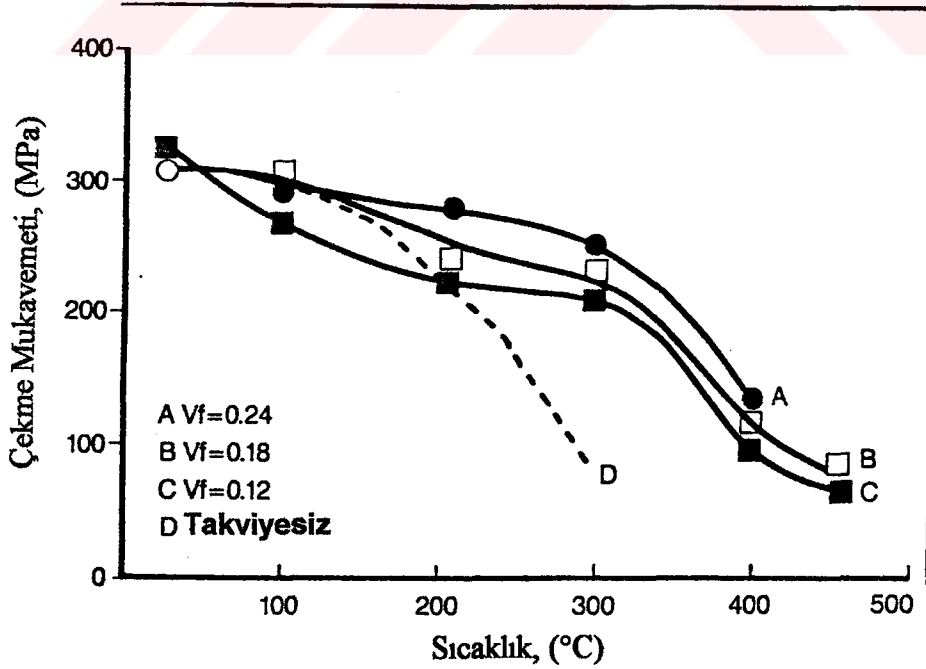


Şekil 2-28: Sürekli Al_2O_3 fiberleri ile takviye edilen Al-Li kompozitlerinde fiberlere paralel ve dik yönlerdeki mukavemet- fiber hacim oranı ilişkisi [6].

Şekil 2-29 da ise yüksek sıcaklık intermetaliklerinin sürekli fiberler ile takviye edilmeleri neticesinde spesifik mukavemetlerinde meydana gelen artışlar ve yüksek sıcaklıklardaki mukavemet özellikleri özetlenmektedir. Geleneksel Titanyum esaslı intermetaliklerin seramik fiberler ile takviye edilmeleri neticesinde elde edilen spesifik mukavemet özellikleri seramik matriksli kompozitlerden bile yüksek olmakta ve malzeme mukavemetlerinin yüksek sıcaklıklarda bile korunması sağlanmaktadır [13].



Şekil 2-29: Bazı yüksek sıcaklık MMK malzemelerinin sürekli SiC fiberlerine paralel spesifik mukavemetlerinin (mukavemet/yoğunluk) sıcaklığa göre değişimleri [13].



Şekil 2-30: Al-9Si-3Cu+Saffil alaşımında fiber hacim oranı ve sıcaklığa bağlı olarak mukavemetin değişimi [11].

Alümina kısa fiber (δ - Al_2O_3) takviyeli MMK malzemeler içinde Al-9Si-3Cu alaşımı, üzerinde en fazla çalışılan matriks malzemesi olmuştur [39, 111]. Bu alaşımın değişik hacim oranında kısa fiberler ile takviye edilmesi ile kompozit mukavemetlerinin yüksek sıcaklıklarda bile korunabildiği ıspatlanmıştır (Şekil 2-30). Takviyesiz alaşımın mukavemetinin 100 °C den sonra hızla düştüğü saptanmış ancak kompozit malzemelerde mukavemet değerlerinin 300 °C ye kadar önemsenecek düşüşler göstermediği tesbit edilmiştir [63].

2.3.8.5. MMK Malzemelerin Aşınma Özellikleri

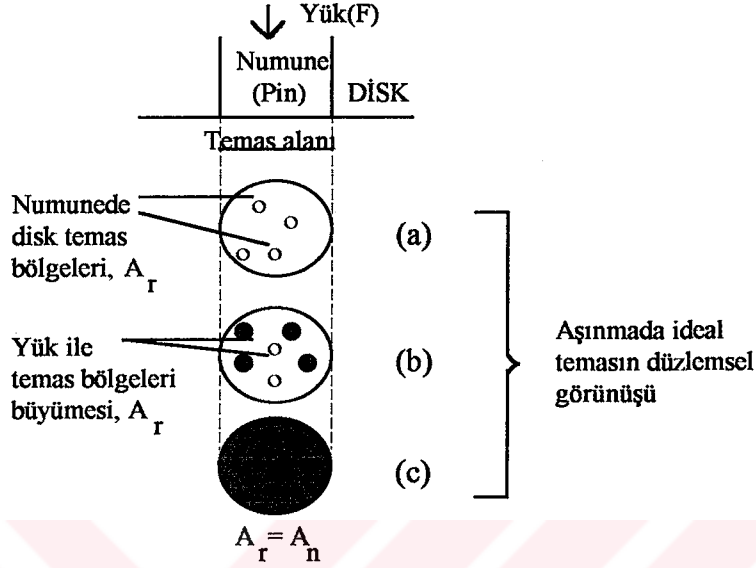
Aşınma olayının ilk çağlarda bile bilinen bir mühendislik olayı olduğu ve ilk çağ insanların yarış arabaları dingillerini domuz yağı ile yağlayıp sürtünmeyi ve dolayısıyla aşınmayı azaltmaya çalıştıkları ifade edilmektedir [112]. Kullanılan alaşım, aşınmanın meydana geldiği ortam şartları ve aşındırıcı ortamın cinsine göre metaller ve alaşımlarının aşınmalarının çok değişik mekanizmalar sonucu olduğu belirtilmektedir [113]. Çelikler de düşünüldüğünde, metallerdeki aşınma türlerinin;

- (1) yapışma (adhesiv aşınma),
 - (2) ergime (yüzeyde ergime ile aşınma),
 - (3) oksidasyon (oksitlenme hakim aşınma),
 - (4) abrasiv (şiddetli aşınma) ve
 - (5) plastisite (plastisite hakim aşınma)
- şekillerinde olduğu rapor edilmektedir [112].

Aşınma deneylerinin yapıldığı uluslararası bir aşınma deneyi standardı ve uluslararası aşınma cihazı veya aşınma metodu bulunmadığından, laboratuarlarda yapılan testlerde; aşındırıcının pozisyonu, boyutu, şekli, sertliği, uygulanan yük ve aşındırma hızı gibi çalışma şartları, malzemelerin aşınma özelliklerini belirlemektedir. Burdan da anlaşılacağı gibi çok sayıda aşınma deneyi türü mevcuttur. Uluslararası alanda kabul gören belli bir aşınma standardı olmamasına rağmen ASTM ve DIN normları ile sınıflandırılmış dört temel aşınma deneyi türü mevcuttur. Bu aşınma deneyi türleri aşağıda verilmektedir [114];

- a) Hareketli bir çember üstünde blok (çember: aşındırıcı, blok: numune), ASTM G77.
- b) Birbirine çapraz dönen silindirler (silindir: aşındırıcı, silindir: numune) ASTM G83.
- c) Disk üstünde pin (disk: aşındırıcı, pin: numune) DIN 50324.
- d) Yatay plaka üstünde pin (plaka: aşındırıcı, pin: numune) ASTM G98.

Şekil 2-31 de klasik bir disk üstünde numune (pin-on-disk) yöntemi ile yapılan aşınma deneyinde ideal bir adhesiv aşınma davranışı özetlenmektedir [112].



Şekil 2-31: Yapışma (adhesiv aşınma) mekanizmasının ideal bir modeli. (a) Normal yük altında plastik olarak deforme olan temas alanları, A_r ; (b) normal yükün artması ve sürtünme kuvvetlerinin devreye girmesi ile temas alanlarının büyümesi; (c) gerçek temas alanı A_r nın, nominal temas alanı A_n ya ulaşması ile yapışmanın meydana gelmesi [112].

Şekil 2-31 de de gösterildiği gibi, metal yüzeyleri birbirine temas ettirildiğinde gerçek temas alanı A_r , genelde çok küçüktür. Gerçek temas alanlarındaki yüksek bölgesel basınç, hareketsiz durumda bile yüzeyler arasındaki metalik temas alanlarını bir anlamda dövme ile birleştirmektedir. Temas yüzeyleri arasında hareket meydana geldiği anda gerçek temas alanı A_r , nominal temas alanı A_n 'ye eşit oluncaya kadar büyümeye devam etmektedir. Plastik olarak bölgesel hasarın, büyük miktardaki kütleli akışın ve metalik transfer gibi etkilerin, adhesiv aşınmanın temelini oluşturduğu belirtilmektedir [112].

Metal ve alaşımlarının aşınmasında, aşındırıcı malzemenin çok sert partiküller (SiO_2 , SiC veya Al_2O_3 aşındırıcıları gibi), olması durumlarında ve aşınan malzemenin bileşim, mikroyapı ve fiziksel özelliklerine bağlı olarak abrasiv aşınmanın da meydana gelebileceği bildirilmektedir [115]. Bununla birlikte Alüminyum ve alaşımlarında genel olarak, oksidasyon hakim aşınma ve yapışma aşınması türlerinde aşınma olduğu kaydedilmektedir [116]. Al alaşımlarındaki adhesiv aşınma olayında, metal yüzeylerinin

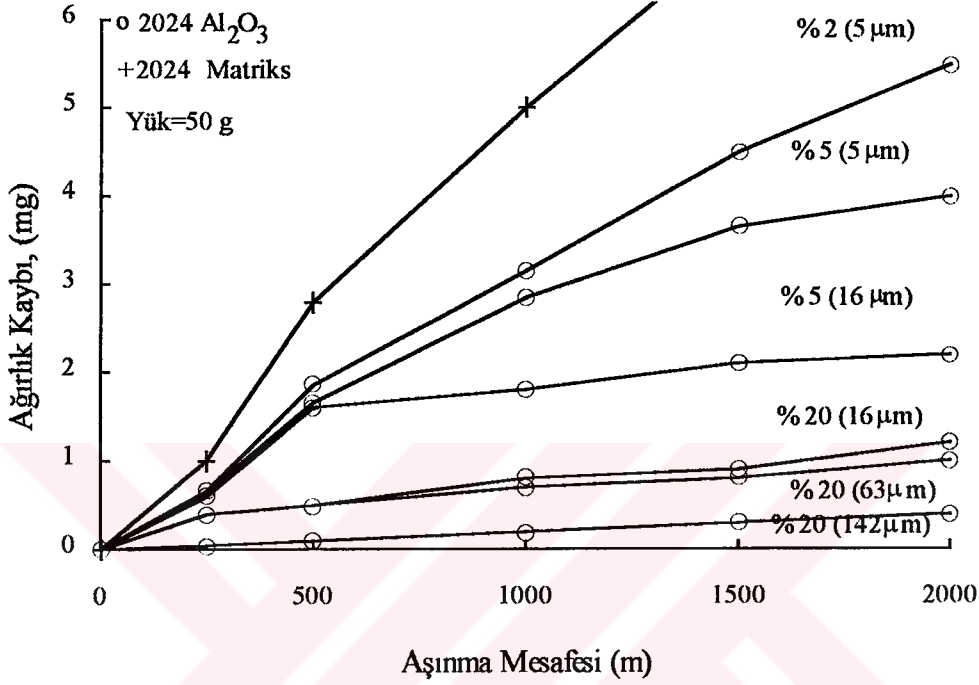
birbirine teması sonucu yapışmaları ve yüksek sürtünme davranışından dolayı yüzeyden ince metal tabakalarının kalkması olayının meydana geldiği tesbit edilmiştir [117].

MMK malzemeler içinde matriks olarak Al alaşımlarının yaygın olarak kullanıldığı birçok araştırmacı tarafından vurgulanmaktadır. Al alaşımları içinde özellikle Al-Si alaşımları genelde, aşınma probleminin birinci derecede rol oynadığı içten yanmalı motor pistonları gibi spesifik alanlarda kullanılmaktadırlar. Ötektik üstü Al-Si alaşımlarının, otomobil biyel kollarında dökme demirlerin yerlerine kullanımları konusunda teşebbüsler olduğu bildirilmektedir [118]. Bu alaşımların aşınma mukavemetlerini yükseltmek için yüzey kaplama ve özel dağlama teknikleri kullanılmaktadır. Al alaşımlarının yatak malzemesi olarak kullanımları konusunda da çalışmalar olmasına rağmen, bu alaşımlardaki yüksek adhesiv olay ve plastik akış uygulamayı kısıtlamaktadır. Al alaşımlarına; grafit, mika, pudra, SiC, Al_2O_3 , ZrO_2 , SiO_2 , gibi seramikler ilave edilerek sürtünme davranışlarının iyileştirilme çalışmaları sürdürülmektedir [118, 119].

Başta Alüminyum, Magnezyum ve diğer birçok MMK malzemelerdeki aşınma incelemelerinin büyük bir kısmında seramik partikül takviyelerinin metallerin aşınma davranışlarına etkileri araştırılmıştır. Aşınma deneyleri kum, SiC ve Al_2O_3 gibi sert tanelerin bulunduğu ortamlarda da yapılabilirken, genelde kullanılan aşındırıcı malzemelerin sertleştirilmiş çelik diskler olduğu kaydedilmektedir. Metal matriks içine dağıtılmış sert seramik partiküller, aşındırıcı diskten çok daha yüksek sertliğe sahiptirler. Partiküllerin matriksle kuvvetli bir yaptığı durumlarda, partikülleri çevreleyen Al matriksi hemen aşınmaya uğramakta ve disk ile partiküller temas etmeye başlamaktadır [120]. MMK malzemelerdeki bu davranış ve matriks fazının hemen aşınmasının, matriksin plastik akışından kaynaklandığı ifade edilmektedir [116]. Anand ve Kishore' nin [121], Al-% 10 Zn matriks ve korundum takviyeli MMK malzemelerde yaptığı çalışmalarda, korundum partiküllerinin kompozit malzeme ve disk temas alanını benzer davranışla düşürdüğü belirtilmektedir. Ancak matriksteki korundum oranının çok yüksek olduğu (hacimce % 25-30) MMK' lerde, aşınma yüzeyi altı çatlakların oluştuğu ve bu sebepten kompozit malzeme yüzeyinden tabaka kalkması ile aşınma miktarının arttığı tesbit edilmiştir. Partikül ve matriks arasındaki uyum ve kompozit malzemelerin başarılı olarak elde edilmesinin sağlanması ile MMK malzemelerin aşınma dayanımlarının takviyesiz alaşımlara göre 4-5 kat arttığı belirtilmektedir [120].

Şekil 2-32 de farklı partikül boyutu ve değişik ağırlık oranlarında Al_2O_3 partikülleri ile takviye edilmiş olan 2024 Al alaşımında aşınma mesafesine bağlı olarak ağırlıkça aşınmalar gösterilmektedir. İlave edilen partikül miktarlarının artması ile aşınma dayanımının arttığı, sabit ağırlık oranlarındaki Al_2O_3 partikül takviyesi ile üretilen

kompozit malzemelerde partikül boyutunun düşmesi ile kompozitlerin daha fazla aşındığı vurgulanmaktadır. Bunun yanında ağırlıkça % 20 ve 142 μm boyuta sahip Al_2O_3 partikülleri ile takviye edilen MMK malzemelerin takviyesiz alaşıma göre aşınma dayanımlarının 5 kattan daha fazla olduğu belirtilmektedir.



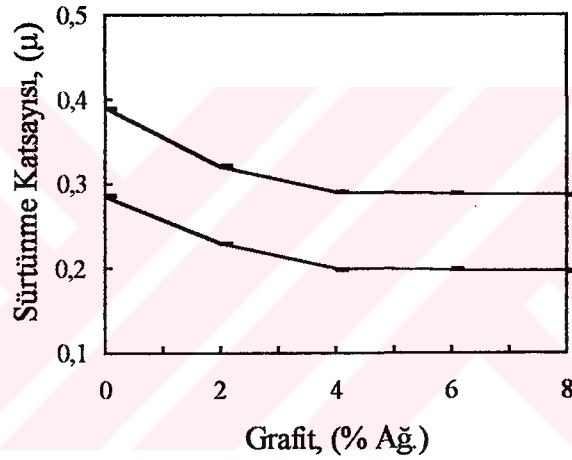
Şekil: 2-32: 2024 matriks alaşımı ve ilave edilen değişik oran ve partikül boyutlu Al_2O_3 partiküllerinin ağırlıkça aşınmaya etkileri [116].

Partikül takviyeli MMK malzemelerin sürtünme davranışları hakkında da detaylı araştırmalar yapılmıştır. Özellikle otomobil motor pistonlarında, sürtünme katsayısının yüksek olmasının yakıt tüketimini arttıracığı ifade edilmektedir [1]. Araştırmacıların büyük bir kısmı, metallere ilave edilen seramik partiküllerin sürtünme katsayısını önemli derecede düşürdüğünü tesbit ederken [116, 118, 120], çok az sayıdaki araştırmacı bunun tersini savunmuştur [1]. Bu ikinci gruba göre, seramikler aşınma sırasında sürtünme kuvvetini arttırmakta ve dolayısıyla sürtünme katsayısı da artmaktadır. Partikül takviyeli MMK malzemelerde, partikül segregasyonu ve zayıf partikül/matriks bağının sürtünme katsayısının artışından sorumlu olabileceği ayrıca bildirilmektedir [122]. Seramik ilaveleri ile sürtünmenin düştüğünü ifade eden araştırmacılarından Rana ve Stefanescu [123], Al-% 1.5 Mg alaşımına değişik ağırlık oranlarında ve boyutta SiC partikülleri ilavesi ile sürtünme katsayısının matriks alaşımına göre yaklaşık 3 kat düştüğünü tesbit etmişlerdir (Tablo 2-10).

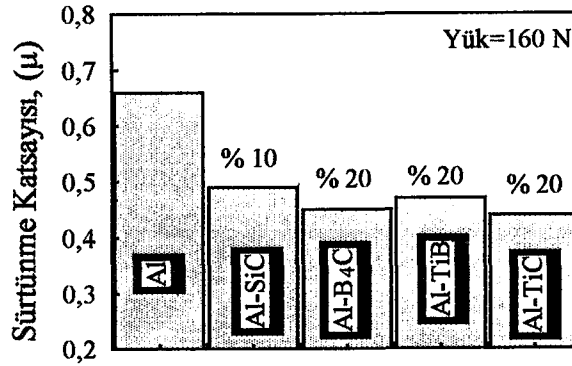
Tablo 2-10: Al-% 1.5 Mg alaşımda SiC partikül boyutu, ağırlık oranı ile sürtünme katsayısı değişimi [123].

Matriks	Partikül Boyutu(μm)	SiC oranı (% Ağırlık)	Sürtünme Katsayısı(μ)
Al-% 1.5 Mg	Takviyesiz	0	0.63
Al-% 1.5 Mg	50	12.5	0.44
Al-% 1.5 Mg	100	12.5	0.47
Al-% 1.5 Mg	50	15	0.24
Al-% 1.5 Mg	100	15	0.28

Grafit partiküllerinin kompozit malzemelerde sürtünme katsayısını düşüren en önemli takviye fazlarından biri olduğu bilinen bir gerçektir. Şekil 2-33 de piston alaşı-
mı olarak kullanılan Al-Si alaşımlarında grafit partikülleri hacim oranlarının sürtünme



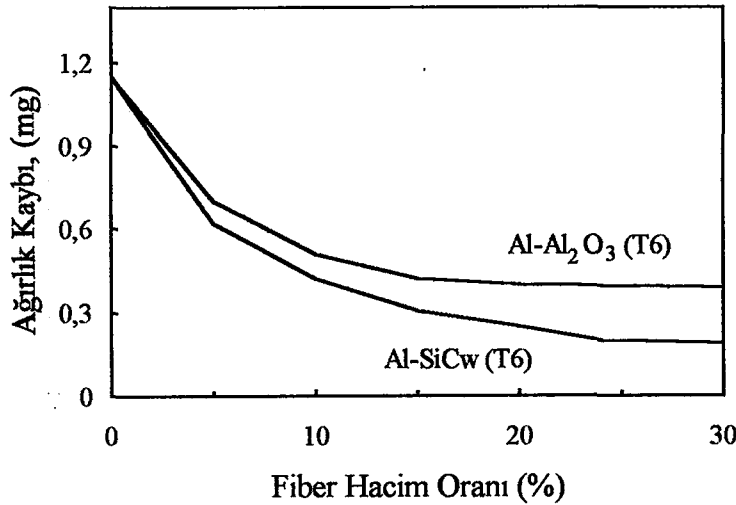
Şekil 2-33: Al-Si matrisli MMK malzemelerde grafit oranına göre sürtünme katsayısı değişimi [118].



Şekil 2-34: Saf Al ve kompozitlerinde 0.98 m/s aşındırma hızında sürtünme katsayısının değişimi [120].

katsayısını hangi ölçülerde düşürdüğü verilmektedir [118]. Şekil 2-34 de ise Roy ve arkadaşları [120] tarafından yapılan ve değişik takviye malzemeleri kullanılarak 450 HV sertliğine sahip çelik disk üstünde 160 N yükte gerçekleştirilen aşınma deneyinden elde edilen sürtünme katsayısı değerleri sergilenmektedir. Saf Al alaşımına SiC, B₄C, TiB₂ ilavesi ile elde edilen MMK malzemelerdeki sürtünme katsayısı değerlerinin matriks malzemesine göre % 30-40 oranlarında düştüğü kanıtlanmıştır. Bu çalışmada matriks olarak saf Al kullanılmasının nedeninin ise partiküllerin matriks alaşımlarının ısıtılma kinetiklerini önemli derecede etkilediği ve aşınma miktarlarının değerlendirilmesinin hassas olarak yapılamayacağı endişesinden kaynaklandığı ifade edilmektedir.

Partikül takviyeli MMK malzemelerin aşınmasında partikül dağılımının öneminin çok fazla olduğu vurgulanmaktadır. Özellikle 1µm gibi düşük partikül boyutuna sahip kompozitlerin aşındırılmasında, kompozit üretiminden veya partikül/matriks bağının zayıf olmasından dolayı partikül segregasyonu oluşmakta ve segregasyona uğrayan bu partiküller aşınmada kompozitten ayrılarak aşındırıcı bir ortam gibi malzemeyi aşındırmaktadır. Böylece aşınma miktarı takviyesiz alaşımdan bile fazla olabilmektedir. Bhansali ve Mehrabian [122], partikül dağılımının önemini araştırmışlar ve homojen bir partikül dağılımına sahip, 20 µm boyutlu, % 20 Al₂O₃ ve % 20 SiC partikül takviyeli 2014 Al matriksli kompozitlerde aşınma miktarlarının AISI 1345 ve AISI 1020 çeliklerine hemen hemen eşit olduğunu kanıtlamışlardır.



Şekil 2-35: SiC_w ve % Al₂O₃ takviyeli 6061-T6 MMK malzemelerde fiber hacim oranına göre meydana gelen ağırlık kayıpları. Aşınma mesafesi; 100 m, aşınma hızı; 0.94 m/s [124].

Kısa fiber veya whisker takviyeli MMK malzemelerin aşınma davranışlarının partikül takviyeli malzemelerin aşınma davranışlarına benzediği ifade edilmektedir. Bununla birlikte Wang ve Rack' a [125] göre, SiC whisker takviyeli MMK malzemelerin aşınma dayanımları SiC partikül takviyeli malzemelere göre daha yüksektir. Ekstrüzyonla üretimden veya takviye fazlarının bir preform olarak kullanılması durumunda, preformun tabiatından kaynaklanan düzlemsel olarak rastgele dağılmış kısa fiberli kompozitlerde, aşınmanın fiberlere dik veya paralel kesitlerde değerlendirilebilecek kadar fazla değişmediği bildirilmekle beraber fiberlere dik kesitlerdeki aşınma dayanımının paralel kesitlere göre biraz daha yüksek olduğu kaydedilmektedir. Lee ve arkadaşları [124], yaptıkları araştırmalarda; % 20 SiC_w ve % 24 Al₂O₃ hacim oranlarına kadar Saffil kısa fiber takviyeli 6061 Al alaşımının aşınma davranışını etüd etmişlerdir. Şekil 2-35, Lee ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmalarda 6061 T6, SiC_w ve Al₂O₃ takviyeli kompozitlerin 550 HV sertliğe sahip AISI 4140 çelik disk üstünde ve 30 N yükte fiber hacim oranına göre ağırlık kayıplarının değişimlerini elde ettikleri deneysel sonuçları özetlemektedir. Yapılan bu aşınma deneylerinde Saffil Al₂O₃ takviyeli kompozitlerin takviyesiz alaşıma göre % 580, SiC_w takviyeli kompozitlerin ise % 1000' lere varan oranlarda daha az aşındıkları tesbit edilmiştir. Değişik aşınma hızlarında yapılan denemelerde, çok düşük aşınma hızlarında malzeme yüzeyinde fiberlerin kırıldığı ve aşınmanın arttığı ifade edilmiştir. Bunun sebebinin düşük hızlarda malzeme yüzeylerinde sürtünme kuvvetlerinin artması olarak belirtilmiştir. Aşınma yüzeyi incelemelerinde ise Al₂O₃ takviyeli MMK malzemelerin, SiC_w takviyeli malzemelere göre daha fazla hasara uğradığı gözlemlenmiştir. Aşınmanın yüzeyden tabakaların kalkması şeklinde olduğu ve aşınma mekanizmasının adhesiv ve abrasiv aşınmanın bir karışımı olarak olduğu iddia edilmiştir.

Kısa fiber takviyeli kompozitlerin sürtünme davranışları konusundaki veriler, bir değerlendirme yapacak kadar yeterli değildir ve birbirleriyle oldukça çelişkilidir. Wang ve Rack' ın [126] yaptığı bir çalışmaya göre, MMK malzemelerde artan SiC_w hacim oranı ile sürtünme katsayısı artmaktadır. Bunun yanında aşınma izleri derinliklerinin ise azaldığı rapor edilmektedir. Saffil kısa fiber takviyeli MMK malzemelerdeki sürtünme çalışmalarında da çelişkili sonuçlar ortaya çıkmaktadır. % 10 saffil fiber takviyeli Al- % 9.5 Si MMK malzemelerdeki aşınma çalışmalarında, kompozitlerdeki sürtünme katsayısı değerlerinin matriks alaşımından düşük olduğu tesbit edilirken [127], Arıkan ve Murphy' nin [128], Saffil fiber takviyeli Çinko-Alüminyum metal matriksli kompozitlerde yaptıkları çalışmalardan, fiberlerin sürtünme katsayısını arttırdığı sonuçları elde edilmektedir.

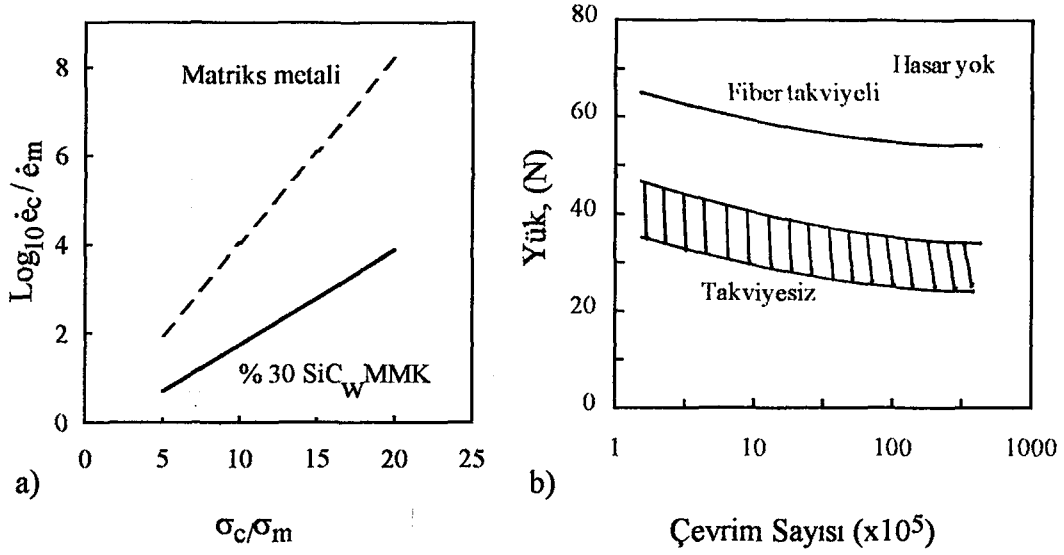
2.3.8.6. Diğer Mekanik Özellikler

MMK malzemelerin başta aşınma olmak üzere elastik modül ve çekme mukavemeti dayanımları daha önemli görülüp çalışmaların çoğu bu özellikler üzerine yoğunlaşırken, bu malzeme sistemlerinin sürünme, yorulma, kırılma toklukları ve termal özellikleri gibi davranışları daha az ilgi çekmiştir. Buna rağmen MMK malzemelerin bahsedilen bu özellikleri üzerine de birtakım çalışmalar yapılmıştır.

MMK malzemelerde, yüksek modüle sahip seramiklerin bulunmasının; sürünme [129] ve yorulma [130] dayanımlarını olumlu yönde etkilediği tesbit edilmiştir. Sürekli fiberlerle takviye edilmiş olan MMK' lerde, fiberlerin sürünme esnasında elastik olarak deforme olduğu, matriksin ise üssel ilişkili sürünmeye maruz kaldığı, gerilmelerin matriks tarafından fiberlere transfer edildiği ve dolayısıyla sürünme direncinin önemli derecede arttığı tesbit edilmiştir. Sürekli fiberlerle takviyeli MMK' lerde fiber hacim oranının % 10 dan % 40 a çıkmasının, sürünme direncini % 400 ler oranında artırdığı ifade edilmiştir [131].

MMK malzemelerde metallere benzer şekilde sürünme uzaması-zaman eğrisinde üç safhanın da meydana geldiği, ancak kararlı hal sürünmesi süresinin daha yüksek olduğu ifade edilmektedir [1]. MMK malzemelerde sabit hacim oranlı bir kompozitte sürünmeyi en etkin olarak fiber/matriks arayüzey tabiatının etkilediğine işaret edilmektedir. Arayüzey bağının zayıf olduğu MMK malzemelerde, sürünmede oluşan kayma gerilmelerinin karşılanamamasından dolayı sürünme dayanımının düştüğü belirtilmektedir [131].

Kısa fiber veya whisker takviyeli MMK malzemelerde sürünme hızının sürekli fiber takviyeli malzemelere göre daha yüksek olduğunun belirtilmesine rağmen matriks alaşımına göre oldukça yüksek sürünme dayanımı sağladıkları vurgulanmaktadır. Şekil 2-36a da % 30 SiC_w takviyeli 6061 Al alaşımında, sürünme hızının uygulanan gerilmeye göre değişimi verilmekte ve kompozit malzemenin sürünme hızının takviyesiz alaşıma göre daha düşük olduğu gösterilmektedir [1]. Şekil 2-36 dan, uygulanan sabit bir gerilmelerde matriksin sürünme hızının kompozit malzemenin sürünme hızından 2-3 kata varan oranlarda daha yüksek olduğu gözlenmektedir. Saffil (δ -Al₂O₃) fiber takviyeli Al-% 7 Si-% 3 Cu-Mg alaşımlarında yapılan sürünme deneylerinde, Saffil takviyeli kompozitlerde matriks alaşımıyla kıyaslandığında sürünme dayanımının artış gösterdiği tesbit edilmiştir. Ancak kritik fiber boyu ve kritik bir gerilme sınırında, sürünmenin ilk safhasında bile oluşan gerilmeleri karşılayamayan fiberlerin kırıldığı ifade edilmiştir [132].



Şekil 2-36: a) % 30 SiC_w takviyeli bir kompozit ve matriks alaşımında uygulanan kompozit (σ_c) ve matriks gerilme (σ_m) oranları ile kompozit ($\dot{\epsilon}_c$) ve matriks ($\dot{\epsilon}_m$) sürünme hızlarının değişimi [1]. b) % 20 hacim oranında Saffil fiber takviyeli Al-% 12 Si metali ve kompozitinde 1000 saat süresince uygulanan çevrim sonucunda elde edilen yorulma eğrileri [67].

MMK malzemelerden elde edilen bir diğer üstün özelliğin ise yorulma dayanımlarının matriks alaşımlarına göre son derece üstün değerler vermeleri olduğu ifade edilmiştir. Sürekli fiber takviyeli kompozitlerde elastik modül değerlerinin yorulmada çok iyi korunduğu, emniyet çalışma gerilmesinin yükseldiği ifade edilmektedir [130]. Kısa fiber takviyeli MMK malzemelerin yorulma özellikleri konusunda yapılan çalışmalar oldukça sınırlıdır. Yorulma dayanımı, genelde sürekli fiber ve partikül takviyeli kompozitler için incelenmiştir. Dinwoodie' un [67]. % 12 Si içeren bir Al alaşımında yaptığı yorulma deneylerinde elde ettiği sonuçlar (Şekil 3-36b), % 20 Saffil kısa fiber takviyeli kompozitlerde emniyet gerilmesinin takviyesiz alaşıma göre % 50-60 oranında arttığı ifade edilmiştir. Benzer bir çalışma, SiC_w takviyeli 2124 Al alaşımında yapılmış ve yorulma ömrünün matriks alaşımına göre yükseldiği bildirilmiştir [133.]

Tablo 2-11: 6061 Al matriks alaşımı ve SiC partikül, SiC_w takviyeli MMK malzemelerde kırılma tokluğu değerleri [134].

Matriks	Takviye Malzemesi	Takviye Hacim Oranı(%)	Kırılma Tokluğu (MNm ^{-3/2})
6061 Al (T6)	-	-	37.0
6061 Al (T6)	SiC _w	20	7.1
6061 Al (T6)	SiCp	25	15.8

MMK malzemelerde arzulanmayan tek olumsuz mekanik özelliğin ise kırılma tokluğu değerlerinin düşmesi olduğu vurgulanmaktadır. Tablo 2-11 de görüldüğü gibi, 6061 Al alaşımına ilave edilen SiC partikül ve whiskerleri, matriks metalinin kırılma tokluğunu düşürmektedir. Partiküllerin çatlakları daha iyi absorbe etmelerinden dolayı, partikül takviyeli kompozitlerde kırılma tokluğundaki düşüş, whisker takviyeli kompozitlerdeki düşüşten daha alt seviyelerde kalmaktadır [134].

Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde kırılma enerjileri hakkında bilgi elde edebilmek için Al-% 12 Si ve Al-% 4 Zn-% 2 Mg alaşımlarına Friend ve Nixon [135] tarafından çentikli darbe deneyleri yapılmış ve kompozitlerde darbe tokluğunun matriks alaşımlarına göre düşük değerler verdiği tesbit edilmiştir.

2.3.9. MMK Malzemelerin Geleceği

Ticari olarak elde edilebilecek ve kullanılacak MMK malzemelerin özelliklerinin ve üretim proseslerinin geliştirilmesi üzerinde büyük ilerlemeler olmaktadır. MMK malzemelerin üretimi ve uygulamaya aktarılmasındaki ana engelin maliyet olduğu kaydedilmektedir. Maliyetin yüksek olmasının ana sebebinin sadece hammaddelerin elde edilebilirliğindeki güçlüklerden değil, aynı zamanda ikincil işlemler olarak adlandırılan kompozit üretim tekniklerinin pahalılığı ve aynı zamanda üretim proseslerinin hala yeterli bilgi donanımı ile gerçekleştirilemediğinden dolayı oluştuğu rapor edilmektedir. Ancak MMK malzemelerin yerlerine kullanımlarının amaçlandığı malzemelere göre çok üstün özellikler sergilemeleri, bu malzemelerin üretimlerinin ileride belirli standartlara bağlanacağı ve geleneksel hafif ve düşük mukavemetli alaşımların yerini alacaklarına kesin gözüyle bakılmaktadır. MMK malzemelerin üretim maliyetlerinin yüksek olmasına rağmen bugün bile bu maliyet yüksekliğinin MMK malzemelerin yüksek spesifik özellikleri, dayanım sürelerinin uzunluğu, yakıt tüketimini azaltmaları gibi üstünlüklerinden dolayı uzun vadede geleneksel alaşımlara göre daha ekonomik olduğunu iddia eden araştırmacılar mevcuttur [136]. TOYOTA firmasının otomobil pistonlarında Al-kısa fiber takviyeli MMK malzemeler kullanarak piston ağırlığını ve yakıt tüketimini düşürdüğü çok spesifik bir örnek olarak verilmektedir [6]. Trumper'ın [14] ifade ettiğine göre 2000 li yıllarda otomobil ve havacılık sanayinde MMK malzemeler seramik matriksli kompozitlerle beraber çelik, Al alaşımları, Ti ve alaşımları gibi metallerin yerini alacaktır. Kaldı ki günümüzde MMK malzemelerin, otomobillerin çok değişik parçalarında kullanıldığını gösteren deliller mevcuttur [136]. Tablo 2-12 de, otomotiv endüstrisinde başarılı olarak kullanılan ve uygulama alanlarının daha da yaygınlaşacağı ifade edilen MMK'ler ve avantajları özetlenmektedir.

Tablo 2-12: Otomotiv endüstrisinde metal matrisli kompozitlerin potansiyel uygulamalarına bazı örnekler [136].

Bileşen	Malzeme	Avantaj
Fren pedalı	Al-SiC _p	Hafiflik ve uzun ömür
Piston kolu	Al-Al ₂ O ₃ fiber	Hafiflik, yüksek mukavemet ve modül
Segman	Al-SiC _p	Yüksek aşınma dayanımı
Pistonlar	Al-Al ₂ O ₃ fiber	Yüksek sıcaklık mukavemeti
Pistonlar	Al-SiC _p	Yüksek aşınma dayanımı ve
Kasnaklar	Al-SiC _p	Yüksek aşınma dayanımı ve hafiflik
Selektör çataları	Al-SiC _p	Yüksek aşınma dayanımı ve hafiflik

MMK malzemelerin kullanımlarının artırılması ve uygulamaya aktarılması konusundaki çalışmalar bütün hızıyla devam ederken bu güne kadar çok değişik üretim sistemlerinin denendiği de ifade edilmektedir. Bunlardan biri ise MMK malzemelerin uzay işlemleridir. NASA ve ESA' nın çok değişik uçuş programlarında uzayda tekrar ergitilip dökülen MMK malzemelerin çok daha üstün özellikler sergilediğine işaret edilmektedir. Tablo 2-13 de uzay işlemleri uygulanan bazı MMK sistemleri verilmektedir. Uzay işlemleri ile bu malzemelerden elde edilen üstün özelliklerden dolayı bu çalışmaların devam ettirildiği ifade edilmektedir. Ayrıca uzay işlemlerine benzer çalışmaların yeryüzünde de gerçekleştirilebilmesi olanakları araştırılmaktadır. Uzay işlemleri ile NASA tarafından 10^{-4} ve 10^{-5} g gibi çok düşük gravitelerde ve çok yüksek vakum ortamlarında yapılan çalışmalarda porozitesiz, iyi bir arayüzey bağ yapısına sahip, homojen dağılım gösteren ve segregasyonsuz MMK malzemelerin üstün mekanik özellikler verecek şekilde üretildikleri vurgulanmaktadır. Uzay çalışmalarının yeni

Tablo.2-13: Dökümle üretilen MMK malzeme sistemleri içinde uzay işlemler ile elde edilen malzeme sistemleri [38].

Sistem	Program	Amaç	Sonuç
Mg-ThO ₂	SPAR I	Mikron altı ThO ₂ 'nın dispersiyonu	Gaz, boşluk, çekme boşluğu yok
Mg-ThO ₂	SPAR II	Mikron altı ThO ₂ 'nın dispersiyonu	Üniform dağılım, aglomerasyon yok.
Be-BeO	SPAR III	Tane inceltme	Üniform dağılım, aglomerasyon zamanı uzun
Ag-SiC	Skylab	Whiskerle sertleştirilmiş kompozit	Üniform dağılım, iyi özellikler
InBi-Cu fiber	Apollo 14	Cu fiberlerin dispersiyonu	Üniform dağılım
InBi-SiC _w	Apollo 14	SiC whiskerlerin dispersiyonu	Üniform dağılım
InBi-W	Apollo 14	Islatılabilirliği zayıf W' un dispersiyonu	İyi ıslanma, üniform dağılım
Al-Pb	Texas I	Islatılabilirlik temas açısının düşürülmesi	İdeal dağılım yakın bir dağılım
Ag-cam	Texas I	Islatılabilirlik ve homojen dağılım	Segregasyon düşük ve daha ince yapı

malzemeler üzerinde denendiği, ancak bu çalışmaların gizlilik içinde yürütüldüğü de ifade edilmektedir [38].

MMK malzemelerde kısa fiberler ve partikül takviye malzemelerinin ucuz oldukları için kullanıldıkları ve gelecekteki kullanımlarının sürekli fiberlere göre daha fazla olacağı ifade edilmesine rağmen [9], sürekli fiberlerin de yeni üretim teknikleri ile daha düşük maliyetle üretilebileceği de belirtilmektedir [13]. Yeni fiber üretim ve kaplama tekniklerinin geliştirilmesinin, yüksek modül ve mukavemete sahip sürekli fiberlerin kullanımlarının askeri ve özel uygulamaları aşım ticari olarak da MMK malzeme üretimindeki yerini alacağı ifade edilmektedir [31].

Üretimlerindeki kolaylık ve maliyetlerinin düşük olmasından dolayı MMK malzeme üretiminde kullanılan ve bu çalışmada da takviye malzemesi olarak değerlendirilen düzlemsel olarak rastgele dağılmış olan kısa $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ (Saffil) fiberlerin de MMK malzemeler için çok iyi bir takviye malzemesi adayı olduğu ifade edilmektedir. Bu fiberlerin yüksek elastik modül ve mukavemet değerlerinden dolayı çok ideal yüksek sıcaklık takviyeleri olacaklarına inanılmaktadır [39, 68].

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Çalışma Programı

Bölüm 2 den anlaşılacağı gibi MMK malzemeler üzerindeki çalışmalar son 20 yılda özellikle gelişmiş ülkelerde doruk noktasına ulaşmıştır. Gelişen Dünya teknolojisi ile beraber insanoğlunun ihtiyaçları günden güne artmaktadır. Araştırmacılara birikimlerini uygulamaya aktarma olanaklarının verilmesi, endüstriyel kuruluşların araştırma ve geliştirme çalışmalarına verdiği önem neticesinde çelik, dökme demir, Al, Mg gibi birçok metal ve alaşımının yerine kullanılabilen yeni ve üstün özelliklere sahip malzemeler geliştirilmektedir. Bu malzemeler içinde Metal Matriksli Kompozit (MMK) malzemeler en önemli malzeme gruplarından birisi olarak gösterilmektedir. Günümüzde MMK malzemelerin mekanik, fiziksel ve kimyasal üstünlüklerinin tartışıldığı, ancak üretim işlemlerinin ve kullanılan takviye malzemelerinin uygulamaya aktarılacak nitelikte düşük maliyette elde edilmesi konusunda fikir ayrılığı olduğu gözlenmektedir. Geliştirilen ve geliştirilecek yeni, başarılı ve düşük maliyetli üretim teknikleri ile bu malzemelerin ileriki yıllarda vazgeçilemeyecek bir malzeme grubu olacağına kesin gözüyle bakılmaktadır.

Ülkemizin hammadde kaynakları açısından hiçte küçümsenmeyecek rezervlere sahip olması gerçeği göz önüne alındığında, yukarıdaki gelişmeler doğrultusunda ülkemizin de gelişmiş ülkelerle beraber benzer konuları çalışması, dışa bağımlılığın azaltılması ve hatta geliştirilecek yeni üretim teknikleri ve malzemelerle Dünya pazarlarında kendine yer bulması hiçte imkansız değildir.

Bu çalışmada, geleneksel piston alaşımı olarak kullanılan LM 13, Al-Si-Cu (ETİAL 145) alaşımının kısa δ -Al₂O₃(Saffil) fiberleri ile takviye edilerek özelliklerinin incelenmesi amaçlanmıştır. Bu alaşım içerdiği Cu, Ni ve Mg elementlerinden dolayı yaşlanma sertleşmesi gösterebilen bir alaşım olup yüksek mukavemet ve aşınma dayanımından dolayı otomobil pistonlarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Literatürde bu alaşımın seramiklerle takviye edilmesi durumunda ortaya çıkaracağı özellikler üzerinde yeterli bilgi bulunmamaktadır. Yalnızca Dudek ve arkadaşları [91] tarafından yapılan

bir çalışmada sadece fiber/matriks arayüzündeki etkileşimler incelenmiştir. Bir başka çalışmada ise Al-% 12 Si alaşımı % 20 hacim oranında Saffil fiberle takviye edilmiş olup yorulma özellikleri etüd edilmiştir [67]. Bahsedilen bu piston alaşımının seramik fiberler ile takviye edilmesi ile bileşen mikroyapı değişimi detaylı olarak incelenmemiş, yaşlanma kinetiği özellikleri üzerinde de herhangi bir araştırmaya rastlanmamış, bunun yanında elastik modül ve mukavemet gibi temel mühendislik özellikler, LM 13 bileşimine yakın bileşimdeki MMK' lerde incelenmesine rağmen LM 13 matriksli kompozitler için araştırılmamıştır. Benzer şekilde LM 13 alaşımının fiber hacim oranına ve uygulanan yüke bağlı olarak aşınma davranışları bu güne değin incelenmemiştir. Bu çalışmada LM 13 matriksli kompozitlerin aşınma ve sürtünme davranışları da araştırılmıştır.

Bu çalışmanın ilk aşamasında, bünyelerinde % 10, % 15, % 20, % 25 ve % 30 hacim oranında Alümina kısa Saffil fiber bulunduran preformlara vakum altında, Azot gazı basıncı ile sıvı Alüminyum alaşımı emdirilmiştir. Fiber preformların sıvı metal ile doldurulması, 0.1 MPa dan 3 MPa ' a kadar değişen Azot gazı basınçlarında yapılmış olup infiltrasyon kinetiği incelenmiştir.

Elde edilen kompozit malzemelere sertlik, yoğunluk, çekme, aşınma ve direnç ölçümü testleri uygulanmıştır. Bunun yanında metalografik incelemeler hem optik ve hem de taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Deneysel olarak ölçülen mukavemet ve elastik modüllere çeşitli kompozit modelleri uygulanarak teori ile karşılaştırmalar yapılmıştır. Direnç ölçümü, mikrosertlik ve X-Işınları analiz yöntemleri ile alaşımların yaşlanma kinetikleri araştırılmıştır. Disk üstünde silindir yöntemi (pin on-disk) ile kompozit ve takviyesiz alaşımlarda meydana gelen aşınmalar hem hacimce ve hemde ağırlıkça ölçülmüş ve malzemelerin sürtünme katsayıları tesbit edilmiştir.

3.2. Kullanılan Deney Malzemeleri

3.2.1. Matriks Alaşımı

MMK malzemelerin üretilmesinde matriks alaşımı olarak LM-13 (ETİAL 145) Al-Si-Cu alaşımı kullanılmıştır. Otomotiv endüstrisinde çok yaygın olarak kullanılan bu alaşım, sahip olduğu üstün mekanik ve fiziksel özelliklerinin yanında kompozisyonunda bulundurduğu Cu, Ni ve Mg gibi elementlerden dolayı ısıtma işlemi uygulanabilir bir alaşımdır. Ticari piston malzemelerinin üretilmesinde çok yaygın olarak kullanılan LM-13 alaşımı Al-Si denge diyagramında ötektikaltı bileşime sahip olup, yüksek

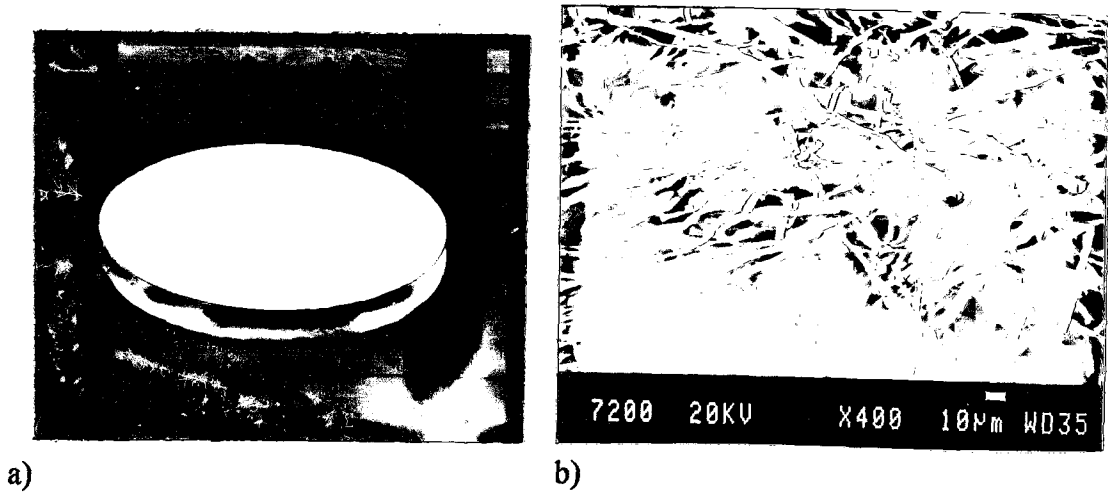
akışkanlığa sahiptir. Kullanılan matriks alaşımının bileşimi Atomik Absorbsiyon Spektroskopisinde (AAS) tesbit edilmiştir. Matriks alaşımının bileşimi Tablo 3-1 de gösterilmektedir.

Tablo 3-1: Matriks alaşımı LM-13 ' ün(ETİAL 145) kimyasal kompozisyonu (% ağırlık).

Si	Cu	Mg	Ni	Zn	Mn	Fe	Pb	Ti	Cr	Sn	Al
12.0	1.16	1.21	0.90	0.17	0.12	0.48	0.006	0.05	0.001	0.001	Kalan

3.2.2. Takviye Malzemeleri

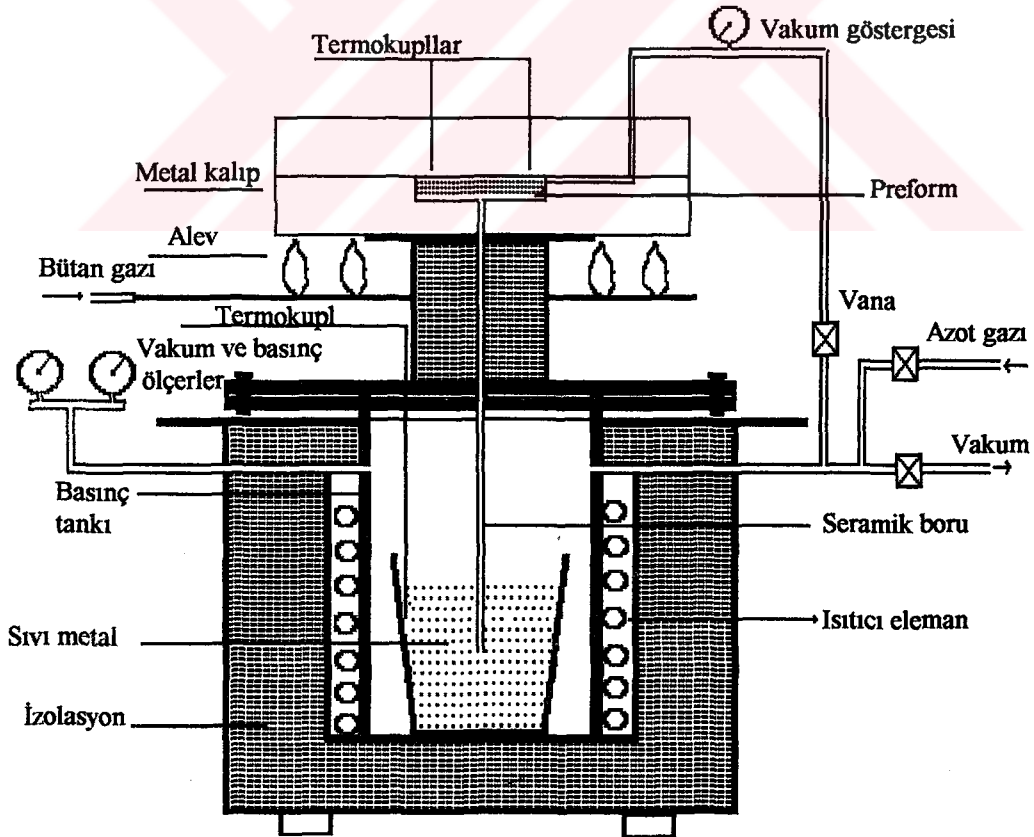
İnfiltrasyonla MMK üretimi deneylerinde RF tipi (δ - Al_2O_3) Saffil fiberlerin düzlemsel olarak rastgele (random planar) dağılmış olduğu 10x100 mm boyutlarında ve disk şeklinde, % 10, % 15, % 20, % 25 ve % 30 hacim oranlarında fiber içeren preformlar kullanılmıştır. Saffil fiberlerin ortalama çapları 3 μ m olup boyları ise 100-180 μ m aralığında değişmektedir. I.C.I. firmasından (İngiltere) temin edilen Saffil fiber preformlardan bir örnek Şekil 3-1a da verilmekte iken, preform içindeki kısa fiberlerin düzlemsel olarak dağılımları ise Şekil 3-1b deki Taramalı Elektron Mikroskopundan (SEM) elde edilen mikroyapıda gösterilmektedir.



Şekil 3-1: a) İnfiltrasyon deneylerinde kullanılan Saffil preformlardan bir örnek ve b) % 20 hacim oranında Saffil fiber içeren bir preformda fiberlerin üniform çap, boy ve dağılımlarını gösteren paralel kesit SEM yapısı.

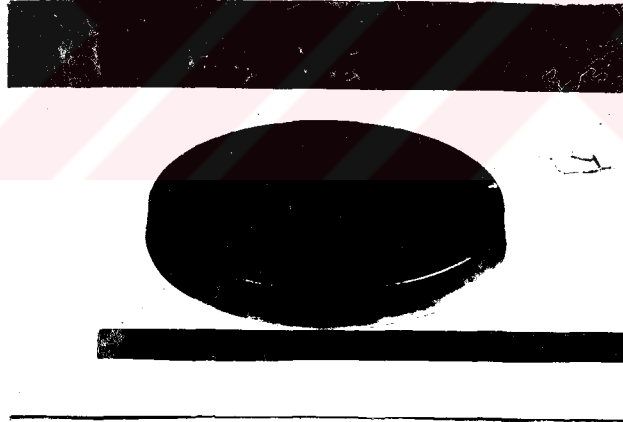
3.3. MMK Malzemelerin Üretilmesi

Fiber takviyeli MMK malzemelerin üretilmesinde kullanılan infiltrasyon cihazı, kullanılan kalıbın şekline göre hemen hemen her şekildeki MMK malzemenin üretilmesi için uygun olabilen ve tamamen özgün bir yaklaşımla laboratuarda dizayn edilen bir cihazdır. Bölüm 2 de, infiltrasyonla kompozit üretiminde fiberlerin fırın içinde bir kuartz tübe yerleştirilerek sıvı metalle doldurulması yöntemi detaylı olarak anlatılmış idi. Laboratuarda dizayn edilen ve ilk kez bu çalışmada denenilen bu sistemle, bilinen infiltrasyon yöntemlerine göre daha kompleks ve daha büyük kütleli parçaların üretilmesine imkan doğmaktadır. Bu sistemle, yalnızca, sistemde bulunan kalıbın değiştirilmesi gibi basit bir operasyonla değişik şekildeki kompozit elemanların üretilmesine imkan doğmaktadır. Şekil 3-2 de, kullanılan cihazın şematik görüntüsü verilmektedir. Sistem 4 temel üniteden oluşmaktadır: (1) İnfiltrasyonun gerçekleştirildiği basınç tankı ünitesi ve metal kalıp, (2) sıcaklık kontrol ve ölçüm ünitesi, (3) basınç kaynağı ünitesi (N_2 gazı) ve (4) vakum pompası.



Şekil 3-2: Sıvı infiltrasyonu ile fiber takviyeli MMK malzemelerin üretilmesinde kullanılan basınçlı infiltrasyon cihazının şematik olarak gösterilişi ve sistemi meydana getiren elemanlar.

Sistemin çalışma prensibi ve MMK malzemelerin üretilmesinde takip edilen yol şöyle özetenebilir: İlk aşamada değişik hacim oranında fiber içeren seramik preformlar kalıp boşluğuna yerleştirilerek kalıp kapatılıp ısıtılmaktadır. Kalıbın ısıtılması esnasında ısı kaybını engellemek için kalıp kaolen yünü ile izole edilmektedir. Aynı anda ayrı bir fırında matriks metali LM 13, kontrollü azot gazı atmosferinde ergitilmekte ve sıvı metal sıcaklığı 900 °C' ye çıkarılmaktadır. Ergitme fırınından alınan sıvı metal 500 °C' ye ön ısıtılmış basınç tankına yerleştirilmekte ve basınç tankı zaman kaybetmeksizin hemen kapatılmakta ve hem kalıp, hemde sıvı metalin bulunduğu fırın haznesinin havası bir vakum pompası ile alınmaktadır. Basınç tankına yerleştirilen sıvı metal sıcaklığının 850 °C ' ye düşmesinden sonra fırın haznesine vakum uygulaması kesilip hızla azot gazı verilmekte, bu arada 450 °C sıcaklığa ön ısıtılmış olan metal kalıba vakum uygulaması hala devam ettirilmektedir. Uygulanan azot gazı basıncı ile sıvı metalin kalıbı ve dolayısıyla seramik preformu doldurması, kalıp üzerine yerleştirilen iki termokupldaki sıcaklıkların ani yükselmeleri sayesinde anlaşılmaktadır. Basınç tankındaki sıvı metalin preforma tamamen dolmasını sağlamak için azot gazının uygulama süresi sabit basıçlarda 5 dakika boyunca sürdürülmekte ve takiben sistemden azot gazı geri boşaltılıp yine 5 dakika sonra MMK malzemeler kalıptan alınmaktadır.



Şekil 3-3: Saffil fiber preformlara LM 13 alaşımının infiltre edilmesi işleminin tamamlanmasından hemen sonra kalıptan alınan kompozit numunenin şekli.

Bu çalışmada yapılan çok sayıdaki ön denemeler sonucunda, kalıp sıcaklığının 450 °C ve sıvı metal sıcaklığının ise 850 °C olduğu şartların optimum deney şartlarını oluşturduğu tesbit edilmiştir. Sıvı metal ve preform sıcaklıklarının bu şartlara getirilmesinden sonra kapatılan sistemin vakuma alınmasını hemen takiben sırasıyla 0.1, 0.2, 0.5, 1.0, 2.0, 3.0 MPa gaz basıncı uygulanarak preformlara metal emdirilmeye çalışılmıştır. 2.0 MPa' a kadar uygulanan basınç altında üretilen malzemelerde, infiltrasyon

basıncının preformlara metal dolmasına etkileri, yani özetle infiltrasyon kinetiği araştırılmıştır. 3.0 MPa basınçta tüm hacim oranlarındaki preformların infiltrasyonu herhangi bir makro porozite oluşmadan başarıyla gerçekleştirilmiştir. Üretilen Saffil fiber takviyeli bir kompozitin kalıptan alındıktan hemen sonraki hali Şekil 3-3 de gösterilmektedir. Özelliklerin karşılaştırılması için fiber takviyeli malzemelerin yanında aynı şartlarda takviyesiz LM 13 alaşımı da üretilmiştir.

3.4. Yoğunluk Deneyleri

Saffil fiber preformlar ile MMK malzemelerin üretilmesinde uygulanacak basınç miktarının en kritik parametrelerden biri olduğu, bu konu üzerine çalışan tüm araştırmacılar tarafından rapor edilmiştir [35, 48, 52]. Bu sebeple herhangi bir makro porozite olmaksızın kompozitlerin üretilmesi için kritik basınç miktarının tesbit edilmesi amacıyla 0.1 MPa' dan başlayıp 3 MPa' a kadar değişen azot gazı basınçlarında çok sayıda ön infiltrasyon deneyi gerçekleştirilmiştir. Belirtilen basınçlarda saf su tekniği kullanılarak, kompozit malzemeler ile aynı şartlarda üretilen takviyesiz LM 13 alaşımının ölçülen yoğunluğu esas alınmış ve üretilen kompozitlerin içerdikleri Saffil fiber hacim oranına bağlı olarak karışım kuralına göre, kompozitlerin teorik ve deneysel yoğunlukları bulunmuştur. Deneylerin yapılışında aşağıdaki işlem sırası takip edilmiştir. Öncelikle üretilen kompozit malzemelerden 70x10x10 mm boyutlarında numuneler alınarak düzgün bir yüzey sağlamak amacıyla en son 1000 meshlik zımpara kademesi uygulanmıştır. Daha sonra bu numuneler 120 °C ' deki etüvde 1 saat bekletilerek bağl nemlerinin tamamen uçması sağlanmıştır. Etüvden alınan numuneler hemen 10⁻⁵ g. hassasiyetindeki terazide tartılmışlar ve ağırlıkları kaydedilmiştir. Ağırlıkları ölçülen numuneler hacmi ve ağırlığı daha önceden ölçülen ve iki kez distile edilmiş bir beher içindeki saf suya çok ince bir telle su içinde asılı duracak şekilde daldırılmışlardır. Numune yüzeyinde olabilecek muhtemel açık porozitelerin içine su nüfuz etmesini engellemek amacı ile numune yüzeyleri cilalanarak düzgün yüzeylerde ince bir film tabakası oluşturulmuştur. Saf suyun yoğunluk değeri 1g/cm³ olarak kabul edildiğinden, numuneler su içersine daldırıldığında numunenin sahip olduğu hacim kadar saf suyun beher içine ilave edildiğini düşünmek yanlış olmamaktadır. Dolayısıyla teraziden ölçülen ağırlık farkı, numunenin hacmine eşit olmaktadır. Daha sonra aşağıda gösterilen yoğunluk-ağırlık-hacim eşitliklerinden numunelerin yoğunlukları ve porozite miktarları tesbit edilmiştir.

$$d_{cd} = \frac{m_c}{V_c} \quad (3.1)$$

Burada; d_{cd} = kompozit malzemelerin deneysel olarak ölçülen yoğunlukları, m_c = numunelerin hassas terazide tartımları sonucu elde edilen ağırlıkları ve V_c ise numunelerin saf suya daldırıldıktan sonra numunenin hacmi kadar olduğu kabul edilen saf suyun ağırlığı ve dolayısıyla kompozit numunenin hacmi.

İçerdikleri fiber hacim oranına göre MMK numunelerin teorik yoğunlukları (d_{ct}) eşitlik (3.2) deki gibi karışım kuralından hesaplanmaktadır;

$$d_{ct} = d_f V_f + d_m (1 - V_f) \quad (3.2)$$

yukarıdaki eşitlikte , d_f fiberin yoğunluğu, V_f fiberlerin kompozitteki hacim oranı ve d_m ise matriksin yoğunluğudur (deneysel olarak ölçülen yoğunluk). Ölçülen yoğunluklardan hareketle kompozitlerdeki porozite miktarları (% P) aşağıdaki (3.3) eşitliği ile bulunmaktadır;

$$\% P = \frac{d_{ct} - d_{cd}}{d_{ct}} \times 100 \quad (3.3)$$

3.5. Metalografi Çalışmaları

Sahip oldukları kompleks yapılarından dolayı, kompozit malzemelerin metalografik olarak inceleme amacıyla hazırlanması oldukça güç ve tecrübe gerektiren bir işlemdir. Sistemin temel güçlüğü yumuşak olan matriks fazı ile beraber sert ilavelerin birlikte parlatılması zorunluluğundan kaynaklanmaktadır. Zımpara ve parlatma işlemlerinin, sert ve kırılğan fazların matriksten sökülüp uzaklaşmayacak derecede hassasiyetle yapılması gerekmektedir.

3.5.1. Optik Metalografi Çalışmaları

Üretilen MMK malzemelerin mikroyapılarının karakterizasyon çalışmaları için hazırlanacak numuneler sırasıyla 220-320-500-1000 meshlik zımpara kademelerinden geçirilmiştir. Zımpara kademesinden hemen sonra numuneler ultrasonik titreşim cihazında temizlenerek ilk önce 6 μm lik ve arada tekrar ultrasonik titreşim cihazında temizlendikten sonra 1 μm lik elmas pasta içeren disklerde parlatılmışlardır. Numuneler, OLYMPUS B 071 optik mikroskobunda incelenerek fiberlere dik ve paralel kesitlerdeki fiber morfolojileri ile orijinal LM 13 alaşımının yapısında meydana gelen değişimler incelenmiştir. Takviyesiz alaşım ve MMK malzemelerde primer α -Al dendritlerinin boyutları optik mikroskopta 500 büyütmede ölçülüp ortalamaları hesaplanmıştır. MMK malzemelerdeki δ - Al_2O_3 fiberlerin boyları ve fiberler arası mesafeler ise

optik mikroyapı fotoğraflarından ölçülmüş ve ortalamaları alınmıştır. Fiber dağılımı incelemelerinde alaşımlar dağlanmamış, matrikste meydana gelen değişimleri ortaya çıkarabilmek için takviyesiz alaşım ve kompozitler Kellers ile dağlanmışlardır. İncelemeler hem döküm hali ve hem de ısıtılma uğratılan alaşımlarda ayrı ayrı gerçekleştirilmiştir.

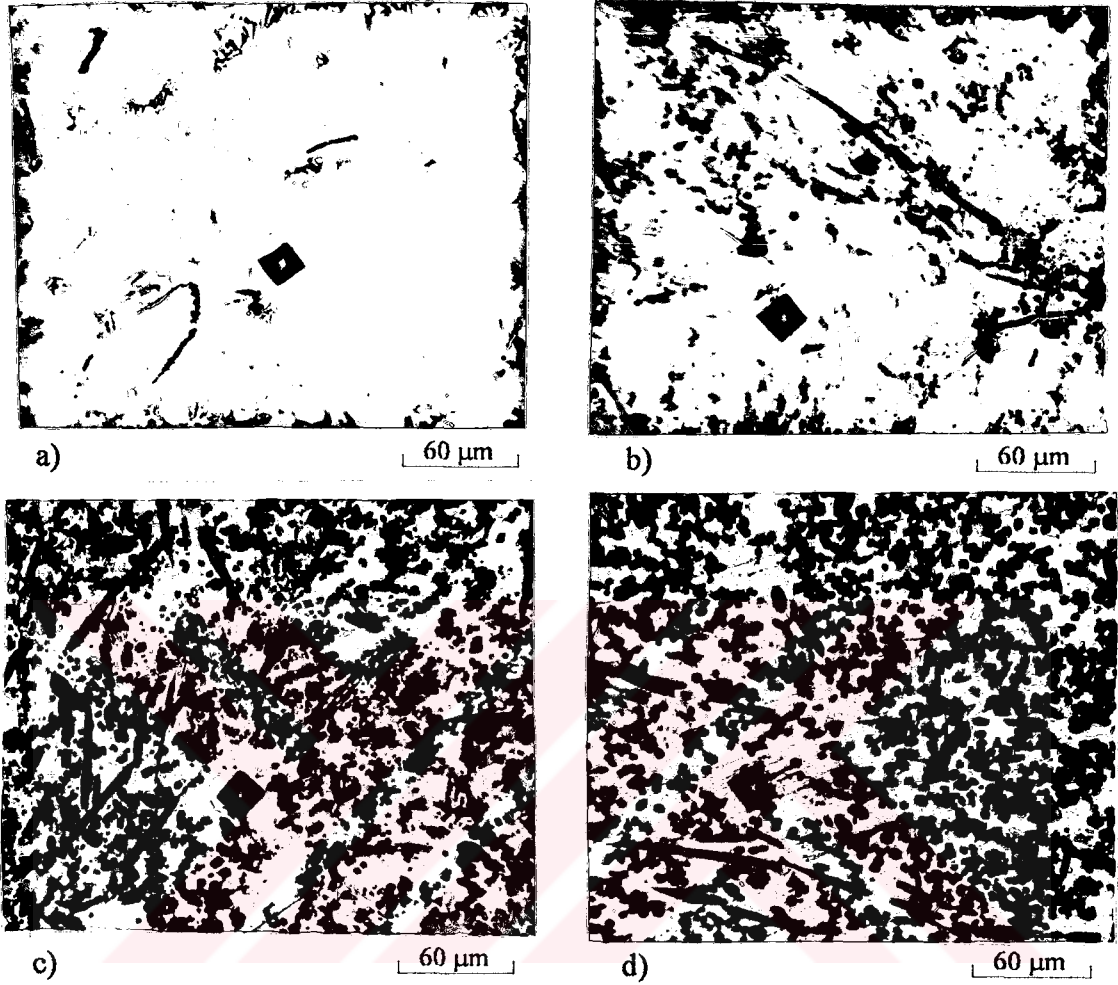
3.5.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri

SEM incelemelerinde iki değişik mikroskop kullanılmıştır. Parlatılmış takviyesiz alaşım ve kompozitlerdeki mikroyapı ve çekme numunelerinin kırık yüzeylerinin incelenmesi, JEOL 840A SEM cihazında gerçekleştirilmiştir. Parlatılmış numunelerin mikroyapı incelemelerine başlamadan önce numune yüzeyleri bir grup alaşımda Kellers reaktifi ile dağlanmış, diğer bir grup alaşımda ise numunelerdeki mikroyapı detayını görebilmek için % 1 HCl asit dağlayıcısı kullanılmıştır. Numuneler HCl asit çözeltisinde 24 saat bekletildikten sonra SEM de incelemeye alınmışlardır. Hem parlatılmış numunelerdeki mikroyapı incelemelerinde ve hemde kırık yüzeylerin incelenmesinde numune yüzeyleri yaklaşık 200 Å'lık Altın tabakası ile kaplanmışlardır. Aşınma numunelerinin yüzey topografyalarının etüd edilmesinde ise Cambridge marka SEM kullanılmış olup yüzeylerin herhangi bir alaşımla kaplanmasına gereksinim duyulmadan incelemeler gerçekleştirilmiştir.

3.6. Sertlik Deneyleri

Üretilen kompozitlerin sertlik deneylerinde iki değişik sertlik ölçme yöntemi kullanılmıştır. Brinell sertlik cihazı kullanılarak döküm hali ve standart T6 ısıtılma uğratılmış numunelerde, (515 °C' de 8 saat çözeltiye alma, 100 °C' de suda su verme ve 171 °C' de 15 saat suni yaşlandırma) fiberlere dik ve paralel kesitlerdeki sertlik değerleri ölçülmüştür. Ölçümler, 187.5 Kg yükte 2.5 mm bilya çapına sahip Brinell Sertlik cihazında, 30 sn yük uygulanarak herbir numuneden en az 10 alandan ölçüm yapıp bunların ortalaması alınarak gerçekleştirilmiştir. İkinci aşamadaki sertlik ölçümleri ise Leitz Mini Load Mikrosertlik cihazında 400 büyütmede, fiberlere dik kesitte primer α - dendritlerinden alınan mikrosertlik ölçümleridir. Ölçümler, 25 g yük ve yükün uygulama süresi 30 sn seçilerek gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri, 515 °C' de 8 saat çözeltiye alınmış numunelerde Griffin Grundy marka fırında (hassasiyet ± 1 °C). yarım saat aralıklarla yaşlandırılan numunelerde yapılmıştır. Brinell sertlik ölçümlerinde olduğu gibi ölçümler yine en az 10 alandan yapıp ortalamaları alınmış ve ayrıca sertlik ölçümlerinin standart sapmaları da hesaplanmıştır. Şekil 3-4 de sırasıyla takviyesiz, % 10, % 20 ve % 30 fiber takviyeli numunelerde

fiberlere dik kesitlerde, yük uygulama sonucu ortaya çıkan izler görülmektedir.



Şekil 3-4: a) Takviyesiz alaşım, b) % 10 δ - Al_2O_3 , c) % 20 δ - Al_2O_3 , d) % 30 δ - Al_2O_3 takviyeli kompozitlerde 25 g yük uygulama sonucu Al dendritlerinde oluşan batıcı uç izleri.

3.7. Çekme Deneyleri

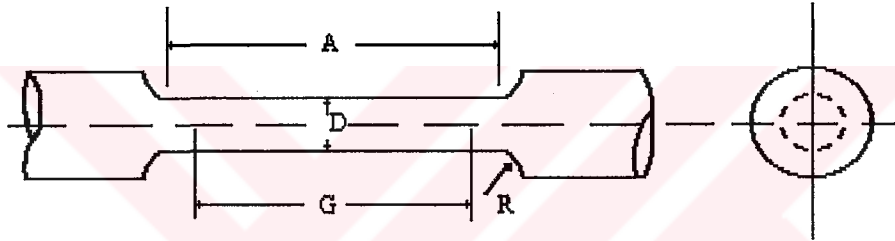
3.7.1. Elastik Modül Ölçümü

ASTM E 8-81 (AASHTO No: T68) standardına göre Şekil 3-5 de gösterilen boyutlarda hazırlanan numunelerde, yarım köprü konfigrasyonu kullanılarak "strain gauge" ler (genleme ölçerler) yardımıyla uzamaları ölçülmüştür. Genleme ölçerlerde; ölçü boyu 6 mm, ölçü elemanı direnci $120 \pm 0.3 \Omega$, ölçü faktörü 2.12 dir. Genleme ölçerler özel bir yapıştırıcı yardımıyla numunelerin orta kesitine sabitleştirilmiştir. Her bir grup malzemede ikişer numune üzerinden ölçüm yapılarak Young modülleri tesbit

edilmiştir. Fiberlere paralel yöndeki elastik modül ölçümleri, Üniversal Instron cihazında 0.016 mm/sn deformasyon hızında, yük uygulama ve boşaltma metoduna göre gerçekleştirilmiştir. Herbir malzemeden en az iki adet numune hazırlanıp modülleri ölçülmüş ve ortalamaları alınmıştır.

3.7.2. Çekme Mukavemeti Ölçümü

Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerin çekme deneyleri Üniversal Instron çekme cihazında yapılmıştır. Deneylerde kullanılan çekme numuneleri elastik modül ölçümü numuneleri ile aynı ölçülerdedir. Çekme deneylerinin yapılması sırasında her bir malzeme için kullanılan numune sayısı en az iki ve uygulanan çekme hızı elastik modül ölçümlerinde olduğu gibi 0.016 mm/sn. dir.



A= 32 mm, Daralan kesitin boyu

G= 25 mm, Ölçü uzunluğu

D= 6 mm , Numune Çapı

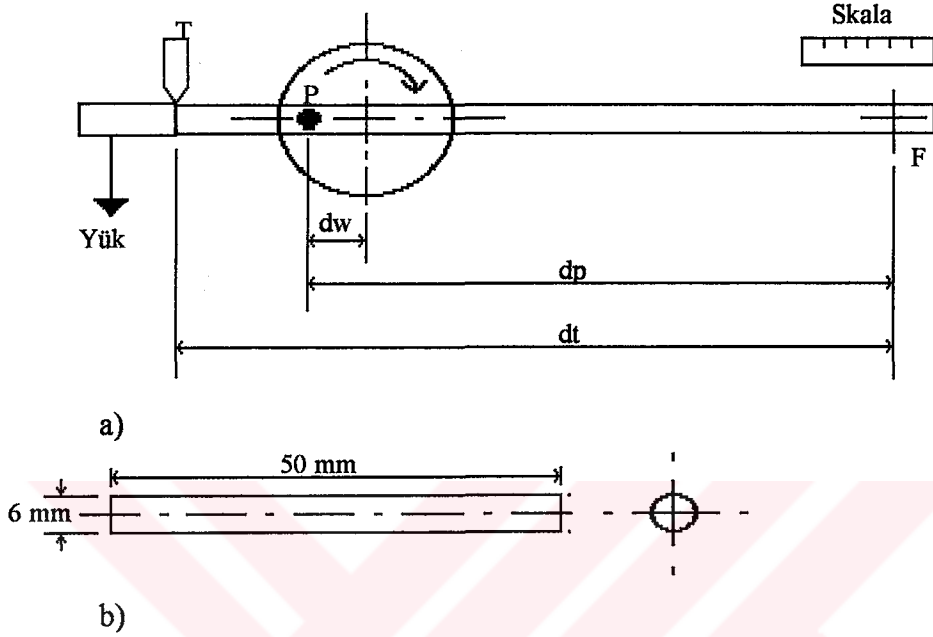
R= 5 mm, Eğrilik Çapı

Şekil 3-5: Elastik modül ve çekme mukavemeti ölçüm deneylerinde kullanılan ASTM E 8-81 AASHTO No: T68 standardına göre hazırlanan yuvarlak kesitli numunelerin şematik olarak gösterilişi.

3.8. Aşınma Deneyleri

Aşınma deneyleri Şekil 3-6 da şematik olarak gösterilen ve DIN 50324 standardına göre dizayn edilmiş pin on-disk (disk üstünde silindirik numune) prensibine göre çalışan aşınma cihazında yapılmıştır. Aşındırıcı olarak kullanılan disk, 62 Rc (150 Kg yükte) sertliğinde, 0.3 µm yüzey pürüzlülüğüne sahip , %1 C, % 0.7 Si, % 0.5 Mn, % 1.2 Cr bileşimindeki çelik bir disk. Numunelerin aşınma deneyine başlamadan önce, diskler gibi numuneler de 0.3 µm yüzey pürüzlülüğüne sahip olacak şekilde hassas olarak taşlanmışlardır. Numuneler takiben metil alkol içinde 15 dakika ultrasonik titreşim cihazında temizlenmişlerdir. Disk daha sonra doğru akım motoru

tarafından döndürülen ve yataklanmış başka bir çelik diske vida yardımıyla bağlanmıştır. Disklerin yatağa uygun bir şekilde oturmasına dikkat edilerek yatak da metil alkol ile temizlenmiştir.



Şekil 3-6: a) Aşınma cihazının şematik olarak temsili. Şekilde; T= Sürtünme transdüseri, P= Hacimsel aşınma transdüseri, F= Mesnet, dw= Disk merkezine göre pin çapı, dp= Mesnet noktasına göre pin çapı ve dt= Mesnet noktasına göre sürtünme transdüseri çapı. b) Deneylerde kullanılan aşınma numunesinin boyutları.

Deneyler, tüm numunelerde fiberlere dik kesitteki yüzeylerde yapılmıştır. Deneylerin tümü 1m/sn lik aşınma hızlarında yapılmış ve numuneler 1 saat süreyle, toplam aşınma mesafesi 3600 m' ye varıncaya kadar aşındırılmışlardır. Numunedeki hacimce kaybı ve sürtünme katsayısını tesbit etmek için Şekil 3-6 da T noktasına, normal yüke dik olacak bir transdüser monte edilmiştir. Böylece açısal sürtünme kuvveti ölçülmüştür. Benzer şekilde, P noktası ile gösterilen bölgeye ve tam aşınma numunesinin üstüne gelecek şekilde bir başka transdüser yerleştirilmiştir. Bir amplifikatör yardımıyla numune boyutlarında ve sürtünme kuvvetinde zamanla meydana gelen yükseklik kayıpları (h_v) ve ikincil kuvvetler kaydedilmiştir. Aşınma deneyleri her bir numunede en az iki ölçüm yapılarak gerçekleştirilmiş ve bunların ortalamaları alınmıştır. Deneyler sırasıyla her bir numunede; 5 N, 10 N, 20 N, 40 N ve 60 N' luk normal yükler uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyinden elde edilen yükseklik

kaybı değerleri hacim kayıplarını elde etmek amacıyla (3.4) eşitliğinde kullanılmışlardır.

$$\text{Hacimsel Aşınma} = (\pi R^2/4) h_v \quad (3.4)$$

Burada R, aşındırılan numunenin çapı, h_v ise aşınma cihazından elde edilen numune yükseklik kaybıdır. Aşınma cihazında, numune yükseklik kaybını veren eğriler 50mV/200 hassasiyetine ayarlanmış olup, amplifikatör yardımıyla elde edilen grafiklerde 1 mm lik deplasman, numune boyunda 3.448×10^{-3} mm lik düşüşü göstermektedir. Aşınma sırasında malzeme sürtünme katsayısı (μ) değerlerinin, sürtünmede oluşan açılal sürtünme kuvvetinin (F_L), uygulanan normal yüke olan oranına (F_N) göre değiştiği bilindiğinden, (3.5) denklemini kullanılmıştır. Kullanılan bu eşitlik ile herbir numunenin değişik deney şartındaki sürtünme katsayısı hesaplanmıştır.

$$\mu = \frac{F_L}{F_N} \times \frac{d_t}{d_p} \quad (3.5)$$

Eşitlik (3.5) deki d_t/d_p oranı cihaz sabitidir. Cihazdan elde edilen sürtünme eğrileri, sürtünme kuvvetlerinin hesaplanmasında kullanılmıştır. Ölçümler 2mV/200 da yapılmış ve grafiklerde 1 mm lik deplasman, 0.294 N luk sürtünme yükünü göstermektedir.

Numune boyutlarında meydana gelen yükseklik ve dolayısıyla hacim kaybının yanısıra ağırlık kayıpları da ölçülmüştür. Aşınma deneyi öncesi (m_1) ve sonrası (m_2) 10^{-5} g hassasiyetindeki terazide ölçülen ağırlık farkları ile numunelerde meydana gelen ağırlık kayıpları da kaydedilmiştir.

3.9. Direnç Ölçümü

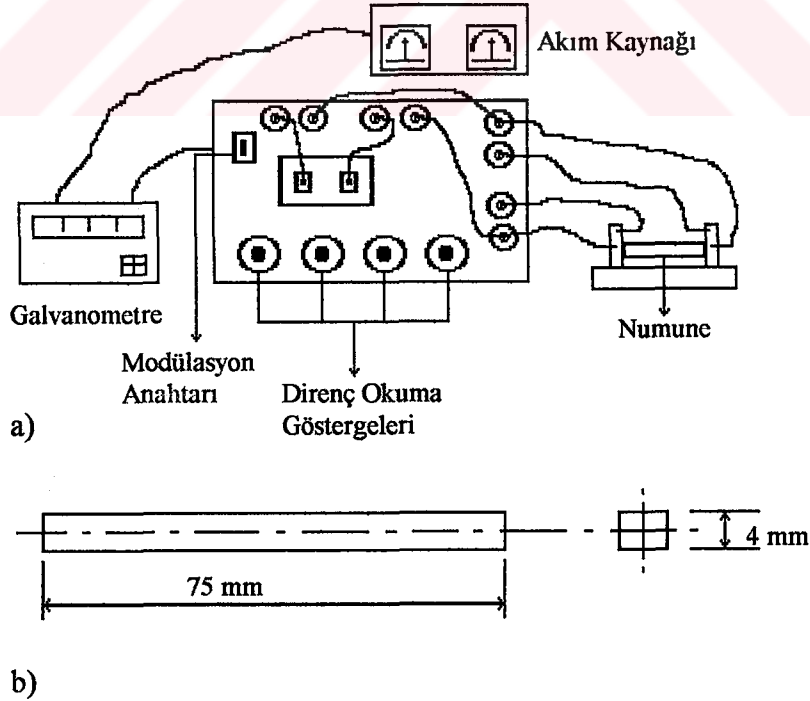
Çözeltiye alınıp 171 °C' de belirli aralıklarla suni olarak yaşlandırılan numunelerde sertliğin yanısıra direnç ölçüm testleri de gerçekleştirilmiştir. Numune dirençleri, 0.1 $\mu\Omega$ m hassasiyetindeki Technische Meßbrücke Th-Wh cihazında yapılmıştır. Cihaz temel olarak 4 ana ünitelerden meydana gelmektedir ve cihazın işletim prensibi ile kullanılan numune şekil ve boyutları, Şekil 3-7 de verilmektedir. Cihaz üniteleri;

- 1) Doğru akım kaynağı,
- 2) Thompson köprüsü,
- 3) Galvanometre,
- 4) Numune bağlama aparatı

Direnç ölçümlerinin gerçekleştirildiği LM 13 ve kompozit numuneler infiltrasyonla üretilen dökümlerden kesilerek 75x4x4 mm boyutlarına gelinceye kadar tornada hassas olarak işlenmişlerdir. Şekil 2-7 den görüleceği üzere numuneler özel olarak hazırlanmış bir aparata, elektrolitik saflıktaki ve 2 mm kalınlığındaki bakır plakalar ile bağlanmışlardır. Numuneler yaşlanma işleminin yapıldığı fırından her 30 dakikada bir çıkarılıp soğuk suda soğutulmuşlar ve ölçümler oda sıcaklığında 20 °C' de yapılmıştır. Ölçümler, numuneler fırından alındıktan sonra maksimum 10 dakika içinde tamamlanmıştır. Ölçümlerin yapılması dört uçlu doğru akım tekniği kullanılarak gerçekleştirilmiştir. 2.5 amperlik bir doğru akım 75 mm boyundaki numuneden geçirilerek elektrolitik saflıktaki bakır plakaların iç kısmındaki iki uç arasındaki voltaj düşmesi esas alınarak direkt olarak direnç değerleri elde edilmiştir. Elde edilecek değerlerin hassasiyetini arttırmak için sisteme bir galvanometre eklenerek çok küçük direnç değişimlerdeki sapmalar bile ölçülebilmektedir. Elde edilen direnç değerlerinden aşağıdaki eşitlik yardımıyla öz direnç değerlerine gidilmiştir.

$$\rho = RA / L \quad (3.6)$$

Burada: R= Ölçülen direnç değeri, L= İki uç arası mesafe, A= Kesit alanı.



Şekil 3-7: a) Direnç ölçümlerinin yapıldığı Thompson köprüsü esasına göre çalışan cihazın şematik görünüşü ve b) ölçümlerin yapıldığı numunelerin boyutları.

3.10. X-Işınları Analizi

Takviyesiz alaşım ve kompozit malzemelerin yaşlanma karakteristiklerini incelemek amacıyla üretilen malzemelerden seçilen bir grup numune PHILIPS marka cihazda, X-ışınları difraksiyon analizi ile $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1.54178 \text{ \AA}$) radyasyonu kullanılarak analiz edilmiş ve yaşlanma sürelerine bağlı olarak ortaya çıkan fazların difraksiyon paternleri çıkarılmıştır. Elde edilen X-ışınları paternleri, yaşlanma süresince elde edilen mikrosertlik değerleri ile beraber tartışılmışlardır.



BÖLÜM 4

DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME

4.1. Giriş

MMK malzeme üretmek için kullanılan kalıbın, arzulanan malzeme şekli ve ağırlığına göre değiştirilebilir olmasından dolayı bu çalışmada kompozit üretimi için kullanılan infiltrasyon cihazı benzerlerinden oldukça farklıdır. Bu farklılıktan dolayı klasik infiltrasyon deneyleri için çıkarılan basınç ve sıcaklık ilişkilerinin bu uygulamaya aktarılması mümkün olamamaktadır. Uygulanacak optimum basınç, sıvı metal ve preform sıcaklıklarını tahmin etmek için literatürdeki bu çalışmaya en yakın olan bazı çalışmalardaki üretim detayları incelenmiştir. Klipfel ve arkadaşları [55] tarafından ifade edildiğine göre % 30 hacim oranında Saffil fiber içeren bir preformun Al - % 4 Mg alaşımı ile başarılı olarak infiltre edilmesi için 1.0 MPa basınç yeterli olmaktadır. Bu çalışmada uygulanacak optimum basınç miktarını tesbit etmek ve değişik basınçlarda sıvı alaşımın preformu doldurma kinetiğini incelemek veya bir başka ifadeyle uygulanan basınç miktarının preformun matriks tarafından ıslatılabilirliğini görmek amacıyla üretim işlemlerine 0.1 MPa'dan başlanmış ve 3.0 MPa gaz basıncına kadar çıkmıştır. Tüm üretim şartlarında LM 13 matriksinin preformu doldurma oranları incelenirken mekanik testlerin tümü 3.0 MPa Azot gazı basıncında üretilen kompozitlerde gerçekleştirilmiştir.

4.2. Saffil (δ -Al₂O₃) Fiber Takviyeli MMK' lerde İnfiltrasyon

Saffil (δ -Al₂O₃) fiber takviyeli MMK malzemelerin infiltrasyon yöntemi ile üretilmesinde proses parametrelerinin çok iyi kontrol edilmesi gerekmektedir. İnfiltrasyon işleminde uygulanacak basınç miktarı en önemli parametredir. Ancak, preform sıcaklığı, sıvı metal sıcaklığı, uygulanacak vakumun mertebesi ve hatta sıvının bileşimi de preformların sıvı matriks metali tarafından ıslatılabilirliğini kontrol etmek için, oldukça önemlidir [53]. Sıvı matriks metalinin fiberleri ıslatabilmesi ve yüksek akışkanlık için sıcaklığının yüksek olması gerektiği konusunda literatürde kesin bir fikir birliği olmasına rağmen, yüksek sıcaklıklarda kontrol edilmesi oldukça güç olan reaksiyonların meydana gelebilmesi ve fiberin takviye etkisinin düşmesi, oksitlenme ihtimalinin

nin artması ve kompozitin katılaşması sırasında çekilme boşluklarının oluşması gibi problemler ortaya çıkmaktadır [48]. Preform sıcaklığının da tercihen likidüs sıcaklığının altında olması istenmektedir. Çok yüksek preform sıcaklıklarında, düşük katılaşma hızlarından dolayı mekanik özelliklerde düşme gözlenebilmektedir. Preformun sıvı metal ile teması sonucu açığa çıkan gizli ısı nedeniyle preform içinde katılaşmış olan matriks metali tekrar ergiyerek çözünen elementlerin segregasyon ihtimalini arttırmaktadır. Tekrar ergiyip katılaşma işleminden dolayı çekilme boşlukları özellikle fiberler arasında meydana gelmekte ve sıvı metalin bu boşlukları besleyememesi neticesinde çekilme boşlukları gözlenebilmektedir [19]. Uygulanacak vakumun yüksek olması, hem oksitlenmeyi engelleyerek ıslatılabilirliği arttıran Mg ve Li gibi elementlerin buharlaşmasını önlemekte ve hem de uygulanan basınçta destek olarak infiltrasyon önünde, fiberler arasındaki kılcal boşlukların ortaya çıkardığı ters basınç etkilerini düşürmektedir. Dolayısıyla uygulanan basınç, infiltrasyon önünde çok büyük pozitif değerlere çıkabilmektedir [50]. Metal alaşımlarının, özellikle ötektik alaşımların yüksek akışkanlıklarından dolayı saf metallere göre infiltrasyon için daha uygun malzemeler olduğu tüm araştırmacılar tarafından kabul edilmektedir. Literatürde belirtilen ve ancak üzerinde yeterince durulmayan bir diğer parametre ise preformun morfolojisi ve preform bünyesinde fiberlerin dağılımlarıdır. Sabit bir fiber hacminde hegzagonal düzende sıralanmış olan fiber preformlarının, karesel olarak dizilen fiberlere göre daha yüksek fiberler arası mesafeye sahip oldukları, daha homojen dağılım gösterdiği ve dolayısıyla infiltrasyonlarının daha kolay olacağı ifade edilmektedir [4]. Fiberlerarası mesafenin çok düşük olması durumunda uygulanacak basınç ne denli yüksek olursa olsun kompozitte porozite kalabilmektedir.

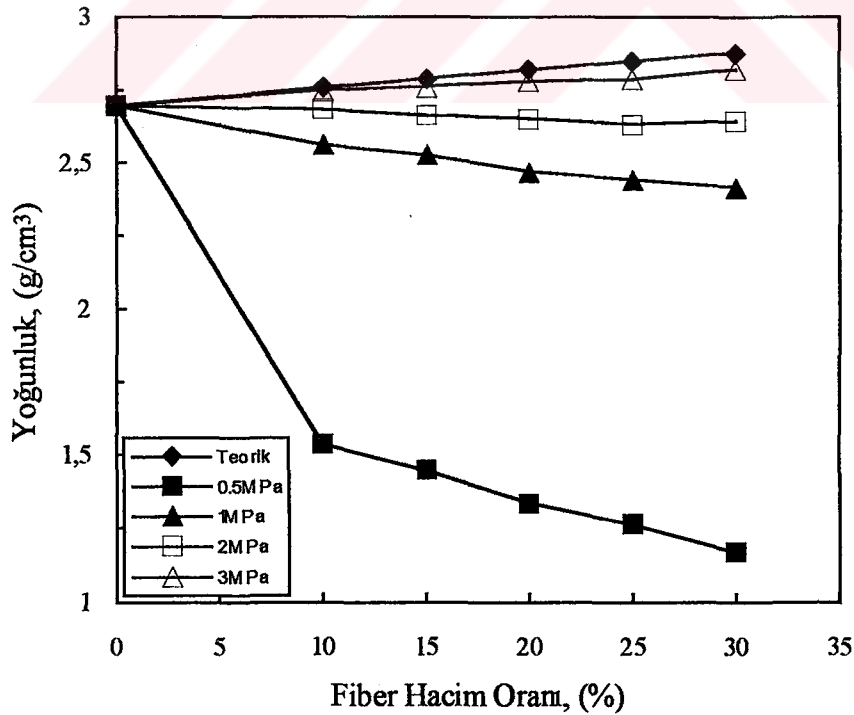
4.2.1. Basınç-Yoğunluk İlişkisi

Vakum altında, 0.1 MPa dan başlayarak 3.0 MPa' a kadar değişik basınçlarda üretilen takviyesiz alaşım ve kompozitlerdeki yoğunluk değişimleri Tablo 4-1 de verilmektedir. Kompozitlerde değişik infiltrasyon basınçlarındaki yoğunluk değerlerinin hesaplanmasında kullanılan matriks yoğunluğunun, değişen basınçlarla fazla değişmediği ve meydana gelen çok düşük değişimlerin deneysel hatalardan dolayı olabileceği düşünülerek her bir basınç değerinde matriks yoğunluğu eşit kabul edilmiş ve kompozitlerin yoğunluklarının hesaplanmasında, 3 MPa basınçta üretilen takviyesiz alaşımın yoğunluk değeri esas alınmıştır. Fiber hacim oranının değişimi ile kompozit malzemelerin yoğunluklarında meydana gelen değişiklikler Şekil 4-1 de grafiksel olarak da hazırlanmışlardır. 0.1 MPa basınçta hiçbir numunede, 0.2 MPa azot gazı basınçlarında ise % 20 hacim oranında ve daha yüksek fiber takviyelerinde sıvı metal, preformlara infiltrare edilememiştir. İnfiltrasyon basıncının 0.5 MPa' a çıkarılması ile yüksek oranda

makro porozite olmasına rağmen, tüm hacim oranlarındaki preformlara metal emdirilmesi mümkün olmuştur. 0.5 MPa basınçta, artan fiber hacim oranı ile kompozitlerin yoğunluk değerlerinin giderek düştüğü belirlenmiştir. İnfiltrasyon basıncının 1.0 MPa a çıkarılması ile yoğunlukların aniden yükseldiği ve uygulanan basıncın sırasıyla 2.0 ve 3.0 MPa değerine yükseltilmesi ile yoğunluk değerlerinin karışım kuralından hesaplanan teorik yoğunluklara ulaşma hızında fazla artış gözlenmediği saptanmıştır.

Tablo 4-1: Uygulanan basınca göre farklı hacim oranında fiber içeren preformlardaki yoğunluk (g/cm^3) değişimleri.

% Saffil Fiber	Basınç(MPa)					
	0.1	0.2	0.5	1.0	2.0	3.0
0	-	2.698	2.698	2.698	2.698	2.698
10	-	0.973	1.356	2.563	2.683	2.759
15	-	0.896	1.446	2.528	2.665	2.789
20	-	-	1.366	2.471	2.654	2.819
25	-	-	1.262	2.443	2.634	2.849
30	-	-	1.168	2.416	2.645	2.879



Şekil 4-1: Uygulanan gazı basıncına göre değişik hacim oranında Saffil ($\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$) fiber içeren MMK malzemelerde ölçülen yoğunluk değişimleri.

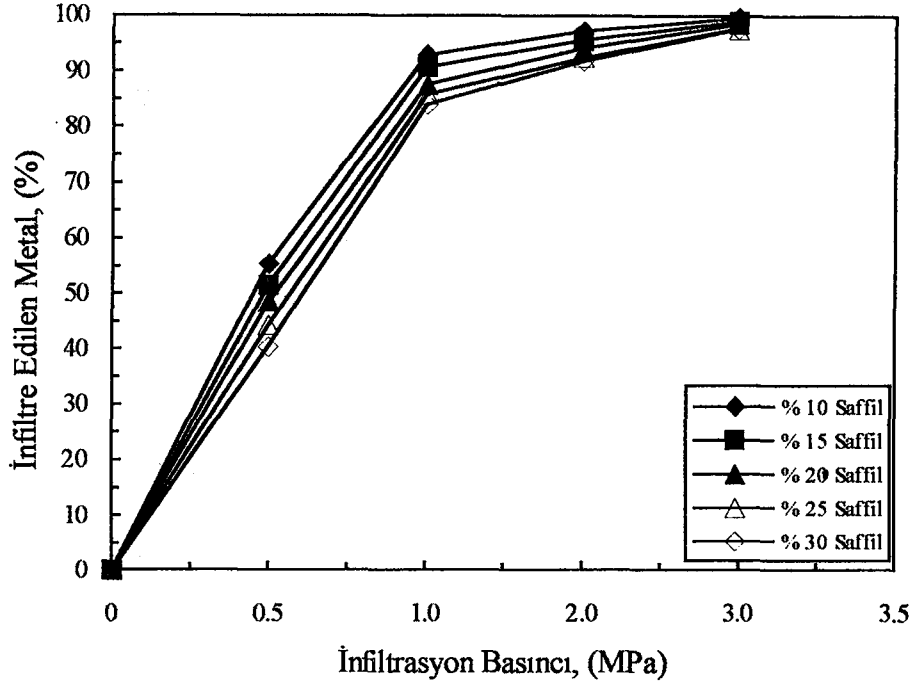
4.2.2. Basınç-İnfiltrasyon Edilen Metal Miktarı İlişkisi

MMK malzemelerin üretimleri için kullanılan Saffil preformlarda sırasıyla % 90, % 85, % 80, % 75 ve % 70 hacim oranında boşluk, bir diğer ifadeyle matris metal tarafından doldurulması gereken porozite bulunmaktadır. Değişik basınç seviyelerinden hareketle elde edilen deneysel yoğunluklar ile teorik yoğunluklar arasındaki ilişkilerden hesaplanan ve preform bünyesinde fiberler arasında bulunan porozitelere sıvı metalin ne oranda infiltrasyon edildiğini veren sonuçlar Tablo 4-2 de sunulmaktadır.

Tablo 4-2 deki sonuçlardan, uygulanan infiltrasyon basıncı ile bir bakıma Saffil alümina fiberlerin LM 13 alaşımı ile ıslatılabilirlik seviyeleri hakkında bilgi edinilmektedir. Uygulanan basınç seviyelerine göre preformların sıvı metal ile doldurulma veya ıslatılabilirlik ilişkisi, Şekil 4-2 deki grafikten de görülmektedir. Tablo 4-2, 0.1 MPa infiltrasyon basıncında hiçbir preforma metal infiltrasyon edilemediğini göstermektedir. Basıncın 0.2 MPa' a çıkarılması ile ancak, % 10 ve % 15 hacim oranında fiber içeren preformlara % 30 lar mertebesinde metal emdirilebildiği sonucu çıkmaktadır. Azot gazı basıncının 0.5 ve daha sonra 1.0 MPa değerine çıkarılmasından sonra preformlara dolan metal oranı, % 90 lara çıkmaktadır. Benzer şekilde artan azot gazı basıncı ile preformların doldurulabilirlik oranı daha da artmaktadır. Nitekim 3.0 MPa basınçta, özellikle düşük hacim oranında fiber içeren preformlarda (% 10-15 Saffil) metal infiltrasyon oranı % 99' un üzerine çıkmaktadır. İnfiltrasyon basıncı ile Saffil preformlardaki boşluklara (porozitelere) infiltrasyon edilen metal miktarı arasındaki ilişki Şekil 4-2 de gösterilmektedir. Şekilde aynı zamanda preformlardaki fiber hacim oranının da infiltrasyona etkisi görülebilmektedir. 0.1 MPa infiltrasyon basıncında hiçbir preformda, 0.2 MPa basınçta ise sadece % 10 ve % 15 hacim oranlı preformlarda az bir miktar metal infiltrasyon edilebildiğinden dolayı Şekil 4-2 de dikkate alınmamışlardır.

Tablo 4-2: Uygulanan farklı basınçlarda ve değişik hacim oranlı kompozitlerde Saffil preformlara infiltrasyon edilen metal (%).

% Saffil Fiber	Basınç(MPa)					
	0.1	0.2	0.5	1.0	2.0	3.0
10	0	35.256	55.568	92.885	97.257	99.636
15	0	32.128	51.584	90.685	95.588	99.041
20	0	0	48.455	87.667	94.156	98.576
25	0	0	44.284	85.753	92.456	97.780
30	0	0	40.555	83.926	91.885	97.740

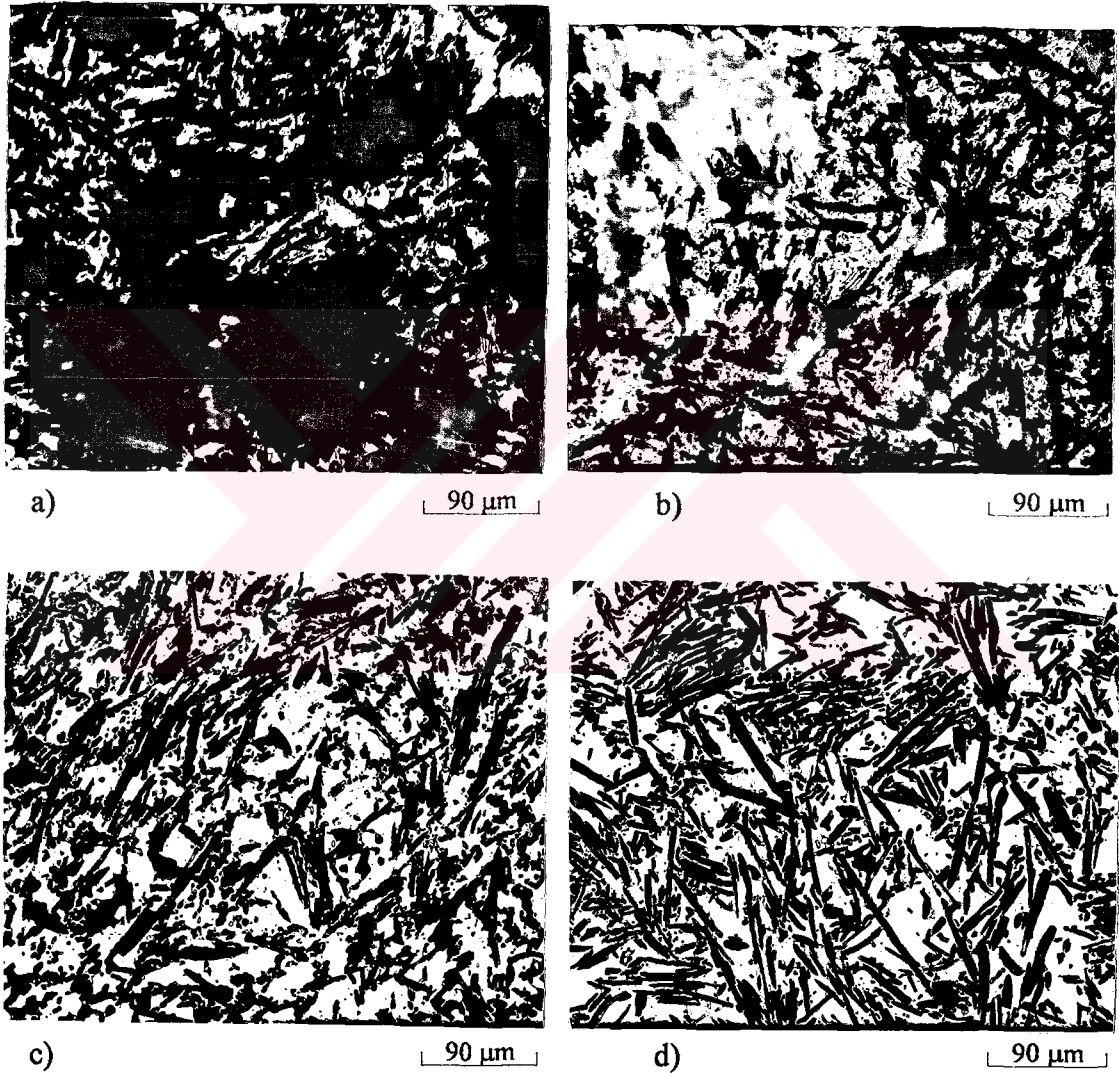


Şekil 4-2: İnfiltrasyon basıncının değişimi ile % 10 - % 30 hacim oranı aralıklarında δ - Al_2O_3 içeren MMK malzemelerde infiltre edilen metal miktarı (%).

Şekil 4-2 ye bakıldığında 0.5 MPa infiltrasyon basıncında, Saffil preformlarda bulunan porozitelerin ancak % 40 - % 55 oranında sıvı metalle doldurulabildiği gözlenmektedir. Artan fiber hacim oranı ile fiberler arası mesafelerin azalmasına bağlı olarak doldurulması gereken boşluk oranının düştüğü saptanmıştır. Fiberlerarası mesafelerin azalmasına bağlı olarak sıvı metal infiltrasyonunun daha yüksek basınçlara gereksinim duyduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 4-2 den görüleceği gibi infiltrasyonunun önemli bir kısmı 1.0 MPa azot gazı basıncında gerçekleşmektedir. 1.0 MPa azot gazı basıncında sıvı haldeki LM 13 alaşımının tüm hacim oranındaki preformlar göz önüne alındığında % 84-93 ü seramik preformlara emdirilmektedir. Şekilden görüleceği gibi infiltrasyon basıncının 0.5 MPa dan 1.0 MPa a çıkarılması ile infiltre edilen metal % si, ortalama olarak % 50 lerden % 90 lara tırmanmaktadır. İnfiltrasyon basıncının 1.0 MPa dan 2 MPa' a ve daha sonra 3 MPa çıkarılması, infiltre edilen metal % sini % 100 e yaklaştırmasına rağmen Şekil 4-2 de infiltre edilen metal eğrilerinden anlaşılabileceği üzere, infiltrasyon hızında önemli bir artış gözlenmemektedir. Buradan anlaşıldığına göre, Saffil fiber takviyeli LM 13 matriksli MMK malzemelerde infiltrasyonun önemli bir kısmı 1.0 MPa basıncında gerçekleşmektedir. Öyle ki 0.5 MPa basıncında ortalama % 50 civarında olan infiltre edilen metal % si basıncın 1.0 MPa değerine yükseltilmesi ile ortalama % 90 mertebelerine ulaşmaktadır. Kısacası uygulanan basıncın 0.5 MPa dan 1.0 MPa' a

çıkarılması, ilave olarak yaklaşık % 40 dolayında sıvı metalin preforma dolmasını sağlamaktadır. Takiben, uygulanan basınç 1.0 MPa' dan 2.0 MPa' a çıkarıldığında preformda kalan boşlukların sadece % 4 kadarı daha doldurulabilmektedir. Benzer şekilde basınç 3.0 MPa olduğunda infiltrasyon hızı daha da azalmaktadır. LM 13 matriksli MMK malzemelerin infiltrasyon yöntemi ile üretilmesinde meydana gelen bu olay infiltrasyon hızı için kritik bir basınç değerinin mutlaka aşılması gerektiğini ortaya çıkarmaktadır. Bu çalışma için tesbit edilen kritik basınç değerinin 1.0 MPa olduğu



Şekil 4-3: % 25 Saffil fiber içeren preformda; a) 0.5 MPa, b) 1.0, c) 2.0 MPa ve d) 3.0 MPa infiltrasyon basınçlarında üretilen kompozitlerin optik mikroyapıları.

anlaşılmaktadır. Bu değere kadar preforma infiltre edilen metal miktarı hızla artmakta, basınç değerinin daha fazla artması ile infiltrasyon hızında düşme meydana gelmektedir.

Şekil 4-3, % 25 hacim oranında fiber takviyeli MMK' lerde, uygulanan infiltrasyon basıncına bağlı olarak sıvı metalin preformlara hangi ölçüde infiltre edilebildiğini göstermektedir. Şekil 4-3a, 0.5 MPa basınçta preform bünyesinde büyük miktarda poroziteler olduğunu ve porozitelerin mikroyapıda gelişigüzel dağıldıklarını göstermektedir. Basıncın 1.0 MPa değerine yükseltilmesi ile mikroyapıda yine porozitelerin olduğu anlaşılmakta, ancak porozitelerin genellikle birbirine yakın ve temasta olan fiberler arasında meydana geldiği gözlenmektedir (Şekil 4-3b). Şekil 4-3c den de anlaşılacağı gibi basınç miktarının 2.0 MPa olması halinde fiberlerarası porozite miktarlarının daha da azaldığı tesbit edilebilmektedir. İnfiltrasyon basıncının 3.0 MPa değerine çıkarılması ile mikroyapıda porozite gözlenmediği, birbirine yakın fiberler arası boşlukların da başarılı olarak sıvı metal ile dolduğu anlaşılmaktadır (Şekil 4-3d).

Saffil preformlara sıvı metal infiltrasyonunun, kritik bir infiltrasyon basıncı sonrasında daha zor olacağı ve infiltrasyonun tamamlanması için daha yüksek basınçlara gereksinim duyulacağını doğal olduğu ifade edilmektedir [55]. Herhangi bir seramik iskelete veya bir preforma sıvı metal infiltrasyonu proseslerinde sıvı metal öncelikle büyük boşlukları doldurmaya meyletmektedir. Seramik preformlar ne kadar başarılı olarak üretilirse üretilsin, pratik olarak üniform fiber dağılımlarının olduğu preformlarda bile bir kısım fiberler birbirine ortalama fiberler arası mesafeden daha yakın iken, aynı preform içinde ortalama fiberler arası mesafeden birbirine daha uzak olan fiber gruplarının olmasının normal olduğu bildirilmektedir. Yüksek hacim oranında fiber içeren preformlarda ortalama fiberler arası mesafeden sapmaların daha fazla olacağı ifade edilmektedir [4, 67]. Dolayısıyla bu çalışmada 1.0 MPa infiltrasyon basıncında % 90 dolayındaki boşlukların, infiltrasyon için kritik bir fiberler arası mesafeye sahip olduğu ve sıvı metalin kolayca bu boşlukları doldurabildiği ortaya çıkmaktadır. Geriye kalan % 10 civarındaki porozitelerin ise birbirine yakın olan fiberler arasında bulunduğu ve infiltre edilmesinin daha zor olduğu kabul edilmektedir. Şekil 4-3 teki farklı infiltrasyon basınçlarının infiltrasyona etkisini gösteren mikroyapılar ise bu sonuçların doğruluğunu kanıtlamaktadır. Şekil 4-4 de de 2.0 MPa basınçta üretilen % 15 fiber takviyeli kompozitte porozitelerin fiberler arsında bulunduğu ispatlanmaktadır. Masur ve arkadaşları [52], 80 mm kalınlığındaki fiber-fraks refrakter malzemeleri, klasik infiltrasyon cihazında 99.999 saflıktaki Al ile doldurmaya çalışmışlar ve bu çalışmayla benzer sonuçlar elde etmişlerdir. Preformların infiltrasyonunda, 2.5 MPa değerine kadar preformların hızla dolduğunu, bu basınç değerinden sonra infiltrasyon hızının düştüğünü tesbit etmişlerdir. 2.5 MPa basınçta infiltrasyonun yaklaşık % 99 unun gerçekleştiğini, ancak 3.5 MPa basınçta tam bir infiltrasyon gerçekleştiğini ispat etmişlerdir. Düşük basınçlarda büyük boşlukların dolduğunu, fiberlerin birbirine çok yakın olduğu alanlarda ters basınç etkisi sonucu porozite oluştuğunu gözlemişlerdir.



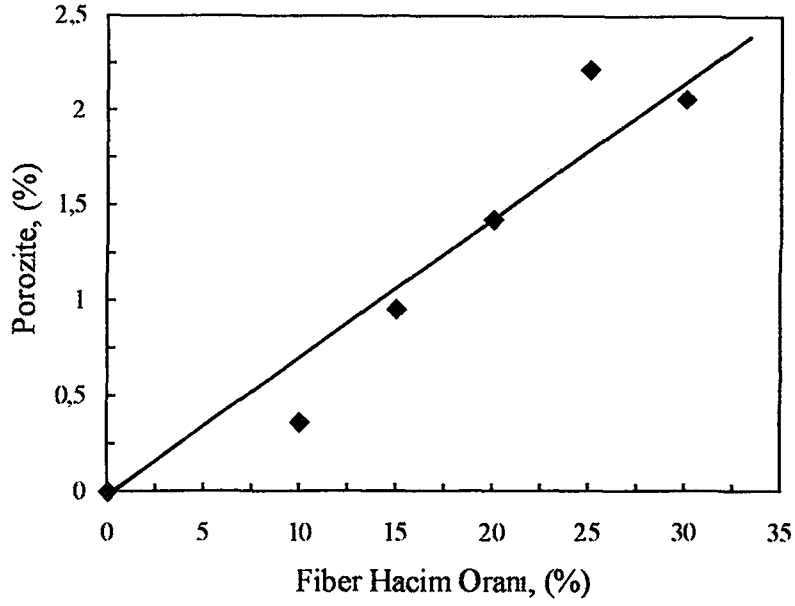
Şekil 4-4: 2.0 MPa basınçta % 15 fiber takviyeli MMK' de fiberlerarası poroziteler.

Preforma infiltre edilen sıvı metal önce büyük boşlukları doldurmaktadır. Eğer sıvı metal ve preform sıcaklığı uygun seçilmiş ise ince gözenekler de dolmaktadır. İnfiltrasyon işlemi ancak kapiler ters basınç etkilerinin mağlup edilmesi ile gerçekleşmektedir. Bu nedenle birbirine yakın fiberler arasındaki boşlukların infiltre edilmesinin daha güç olduğu ifade edilmektedir. Fiberler arası mesafelerin çok küçük veya fiberlerin birbirine temasta olduğu bazı preformlarda uygulanması gereken basıncın çok yüksek olduğu ve hatta bazen sonsuz olabileceği vurgulanmaktadır [19].

Sıvı metal sıcaklığı ve preform sıcaklığının sabit tutulması ve infiltrasyon basıncının değiştirilmesi sonucu üretilen MMK malzemelerin 3.0 MPa azot gazı basınçlarında başarıyla üretildikleri tesbit edilmiş olup, mekanik özellikler sadece bu basınçta üretilen kompozitlerde araştırılmıştır. Tablo 4-3 de, karışım kuralından hareketle hesaplanan yoğunluk değerlerinden yararlanarak üretilen kompozitlerin içerdikleri porozitelerin hacim oranı verilmektedir. Tablodan görüleceği üzere doğal olarak düşük hacim oranında Saffil preform içeren MMK malzemelerde poroziteler oldukça düşük oranlardadır (<% 1). Artan fiber hacim oranı ile porozite miktarı % 25 fiber içeren kompozitte maksimum olmaktadır (% 2.22). Şekil 4-5 de fiber hacim oranının değişmesi ile kompozit malzemelerde meydana gelen porozite değişimleri görülmektedir.

Tablo 4-3: MMK' lerde teorik ve deneysel yoğunluklar ile % porozite miktarları.

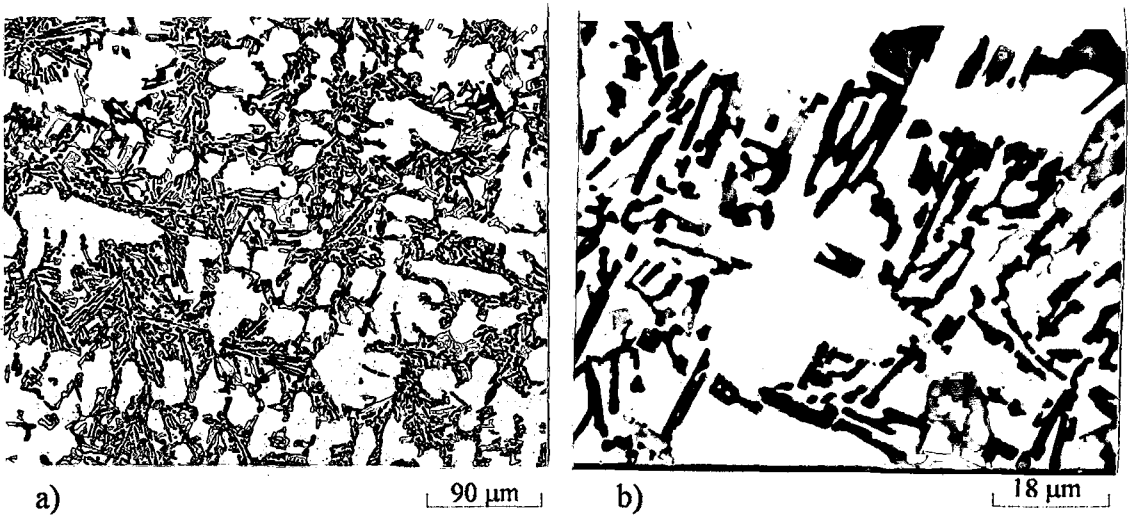
% Saffil Fiber	δ -Al ₂ O ₃ (%)	Teorik Yoğ. (g/cm ³)	Deneysel Yoğ (g/cm ³)	Porozite (%)
0	-	2.698	2.698	-
10	10	2.759	2.749	0.364
15	15	2.789	2.762	0.959
20	20	2.819	2.779	1.424
25	25	2.849	2.787	2.220
30	30	2.879	2.821	2.060



Şekil 4-5: 3.0 MPa sabit basınçta üretilen Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde fiber hacim oranı ve porozite ilişkisi.

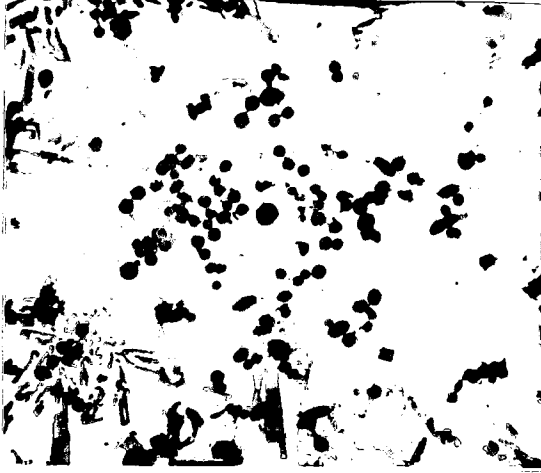
4.3. Saffil Fiber Takviyeli MMK Malzemelerin Mikroyapısı

Takviyesiz alaşımın farklı büyütme ölçeklerinde döküm hali yapısını gösteren iki optik mikroyapı, Şekil 4-6 da gösterilmektedir. Hem mikroyapı ve hemde mekanik özelliklerin kolayca karşılaştırılabilmesi için takviyesiz alaşımlar da kompozitlerle benzer sıvı metal ve kalıp sıcaklıkları şartlarında ve 3.0 MPa basınçta üretilmişlerdir. Matriks



Şekil 4-6: MMK malzemelerle aynı şartlarda üretilen takviyesiz LM 13 alaşımına ait iki optik mikroyapı (Dağlayıcı: Kellers).

alaşımının bileşiminden beklendiği gibi, yapı Al-Si (% 12 Si) ikili faz sisteminde ötek-
tik altı yapıyı temsil etmekte ve Alüminyum' ca zengin primer α -dendritlerinden ve bu
primer fazları çevreleyen Al-Si ötektik yapısından oluşmaktadır.



36 μm a)



90 μm



36 μm b)



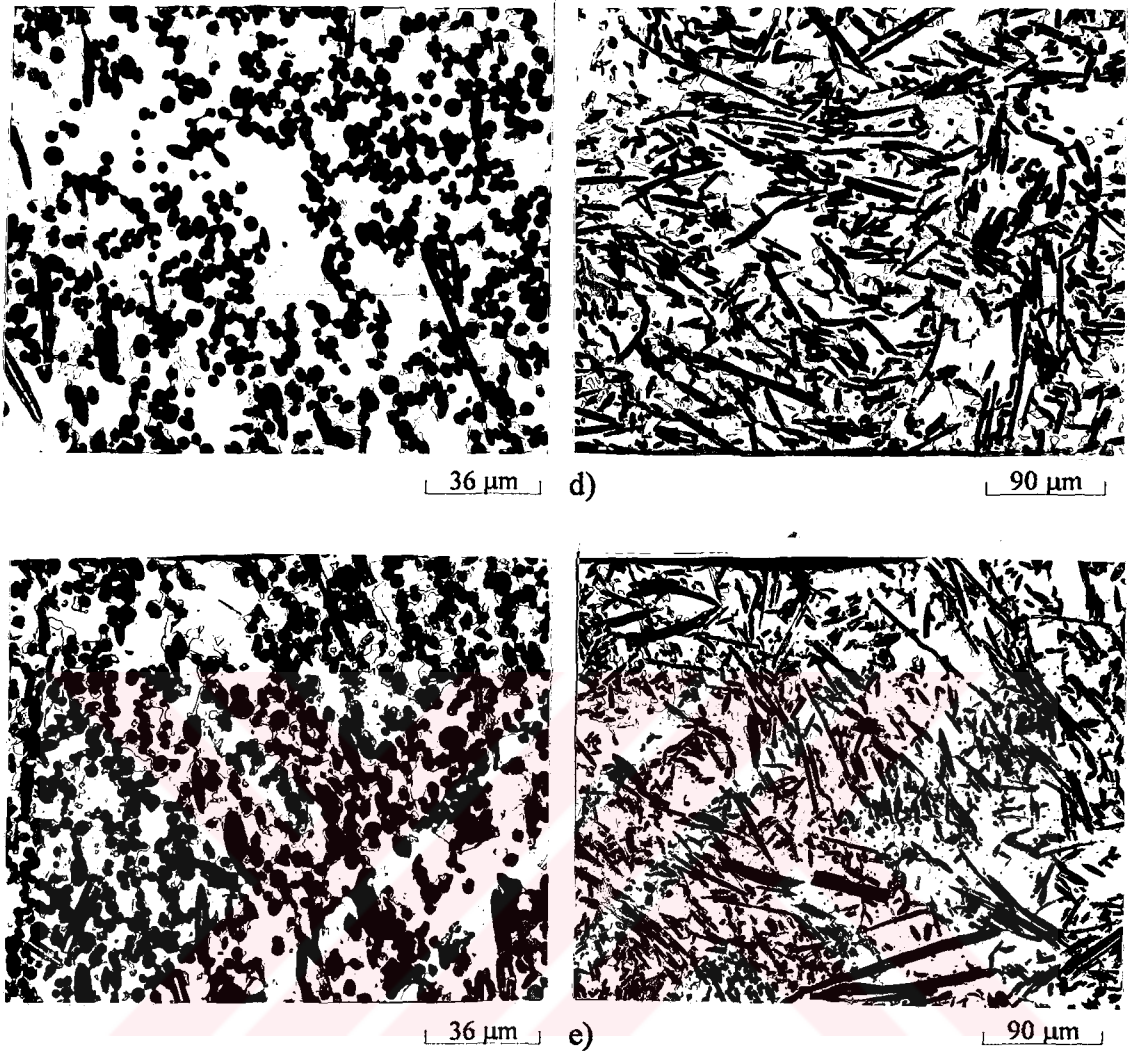
90 μm



36 μm c)



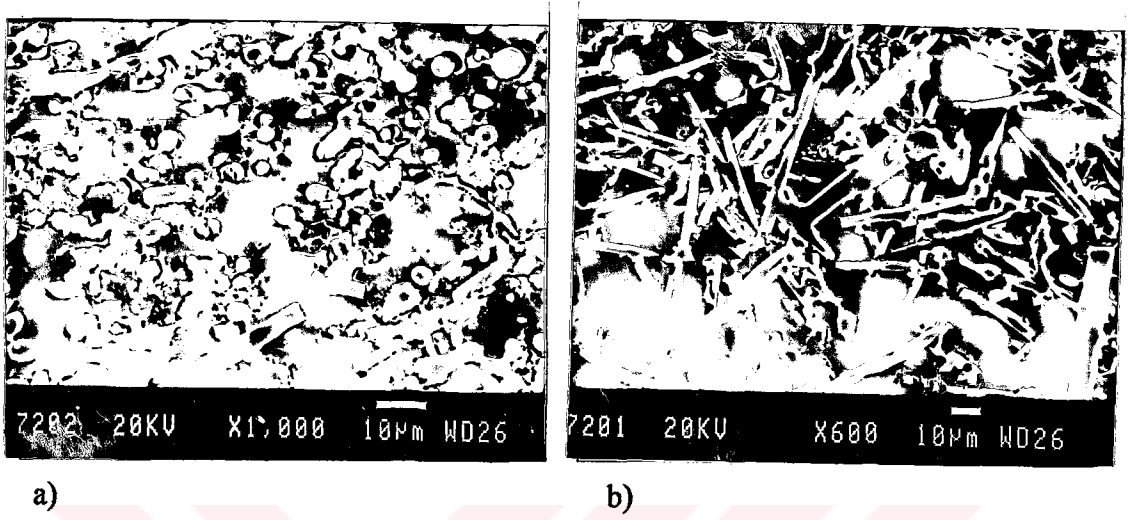
90 μm



Şekil 4-7: a) % 10, b) % 15, c) % 20, d) % 25 ve e) % 30 Saffil fiber takviyeli MMK numunelerin fiberlere dik ve paralel kesit mikroyapıları.

İnfiltrasyonla üretilen MMK malzemelerde fiber dağılımlarının, fiber hacim oranına bağlı olarak değiştiği tesbit edilmiştir. Şekil 4-7 de sırasıyla % 10, % 15, % 20, % 25 ve % 30 hacim oranında fiber içeren kompozit malzemelerin fiberlere dik ve paralel kesitlerdeki mikroyapıları verilmektedir. Mikroyapılardan, fiberlerin kompozitlerde düzlemsel olarak rastgele düzende bulundukları gözlenmektedir. Şekil 4-7a ya bakıldığında fiberlerin ilk katılacak primer α - dendritlerinden, en son katılacak ötektik alanlara doğru itildiği ve bunun sonucu olarak fiberlerin ötektik alanlarda segregasyona uğradıkları tesbit edilmiş olup aynı zamanda alümina fiberlerin hem Si kristallerini ve hem de primer α - dendritlerini incelttikleri görülmektedir. Şekil 4-7 deki optik mikroyapılar dikkatle incelendiğinde, hem fiberlere dik ve hemde paralel kesitlerde fiberlerin ötektik alanlarda biriktikleri ve Silisyum kristallerinin fiberlerin üzerinde

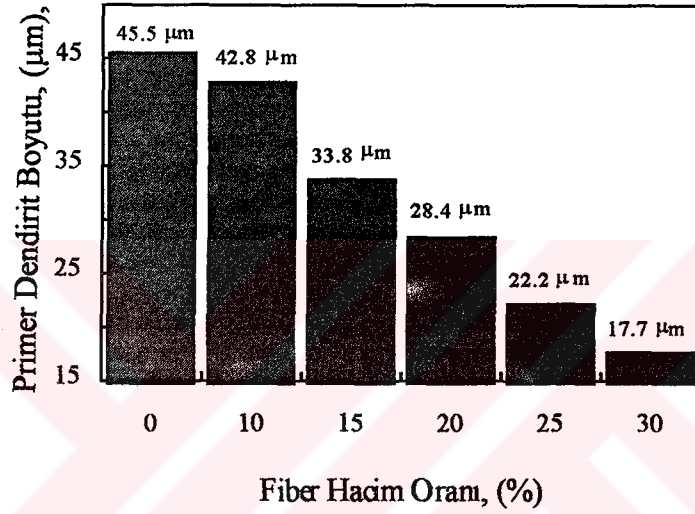
çekirdeklenerek büyüdükları ortaya çıkmaktadır. % 20 hacim oranında fiber içeren kompozit numunede fiberlerin etrafının Si ile çevrelendiğı fiberlere dik ve paralel kesitlere ait SEM mikroyapıları sırasıyla Şekil 4-8a ve 4-8b de gösterilmektedir.



Şekil 4-8: % 20 Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde; a) fiberlere dik ve b) paralel SEM mikroyapıları (Dağlayıcı: Kellers).

Düşük hacim oranında fiber içeren kompozitlerde yüksek hacim oranında fiber içeren MMK malzemelere göre segregasyonun daha şiddetli olduğu, bir diğer ifadeyle fiber dağılım homojenitesinin bozulduğu gözlenmektedir. Şekil 4-7 deki optik mikroyapılar % 10-30 fiber içeren MMK' lerde, fiber dağılımlarını ve matriksin inceltme derecesini göstermektedir. Şekil 4-7 dikkatle incelendiğinde fiberlerin matrikste, artan fiber hacim oranı ile daha homojen olarak dağıldıkları açık olarak anlaşılmaktadır. Alümina fiberlerin yapıyı inceltme etkilerini daha rahat irdeleyebilmek için optik mikroyapılarda takviyesiz alaşım ve kompozitlerde primer α - dendirit büyüklükleri ölçülmüş ve artan fiber hacim oranı ile α - dendiritlerinin % 30 oranında fiber içeren kompozitte, takviyesiz alaşıma göre yaklaşık 2.5 kat düştüğü tesbit edilmiştir. Şekil 4-9 da fiber hacim oranının artışına bağlı olarak alüminyum dendiritlerinin ortalama boyutlarının değişimi gösterilmektedir. Takviyesiz alaşımda ortalama 45.5 μm olan primer dendirit boyutları, % 10 fiber içeren kompozitte 42.8 μm ve % 30 oranında kısa fiber ile takviye edilen alaşımda ise 17.7 μm ye kadar düşmektedir. Fiber hacim oranının artması ile primer dendiritlerin boyutlarında meydana gelen bu düşüşler, yaklaşık lineer olarak gerçekleşmektedir. Kompozit malzemeler üzerinde ortalama (λ_α) dendirit boyutlarının yanında fiberler arası mesafeler optik mikroskopta ölçülmüş ve elde edilen ortalama fiberler arası mesafelerin (S_d) standart sapmaları hesaplanmış (σ_{S_d}) ve teorik

fiberler arası mesafeler (S_f) ile birlikte Tablo 4-4 de özetlenmişlerdir. Tablo 4-4 e baktığında, deneysel ortalama fiberlerarası mesafelerin standart sapmalarının artan fiber hacim oranı ile azaldığı açıkça farkedilmektedir. Yukarıdaki mikroyapı incelemelerinden, artan fiber hacim oranı ile fiberlerin Al-Si matriksinde daha homojen bir dağılım sergiledikleri vurgulanmıştır. Dolayısıyla ortalama fiberler arası mesafelerdeki standart sapmanın, artan fiber hacim oranı ile düşmesi, mikroyapılardan elde edilen sonuçları kalitatif olarak desteklemektedir.

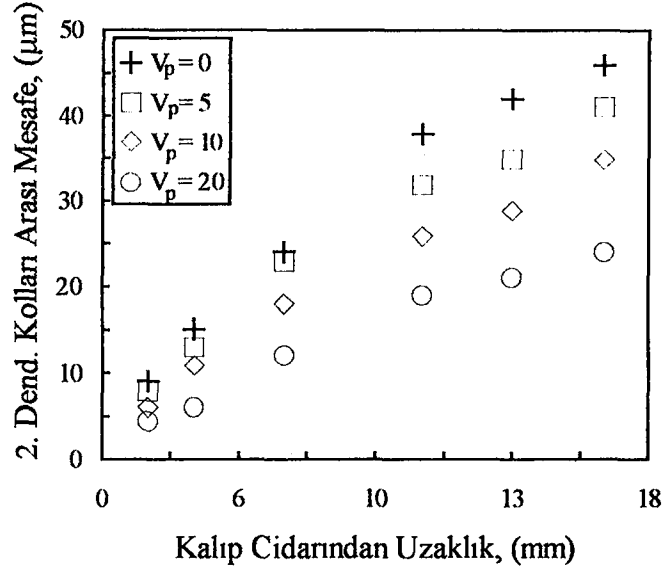


Şekil 4-9: Matriks alaşımında ve MMK numunelerde fiber hacim oranının değişimi ile primer α - dendiritlerinin boyutlarında (λ_α) meydana gelen değişimler.

Tablo 4-4: Takviyesiz LM ve Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde teorik (S_t) ve deneysel (S_d) fiberlerarası mesafeler, fiberlerarası dendirit boyutu standart sapmaları (σ_{Sd}) ve primer dendirit boyutları (λ_α).

	Fiber Hacim Oranı (%)					
	0	10	15	20	25	30
$S_t(\mu m)$	-	5.42	3.87	3.02	2.32	1.86
$S_d(\mu m)$	-	6.54	4.25	3.62	2.92	2.34
σ_{Sd}	-	3.60	2.25	2.18	2.02	1.96
λ_α	45.5	42.8	33.8	28.4	22.2	17.7

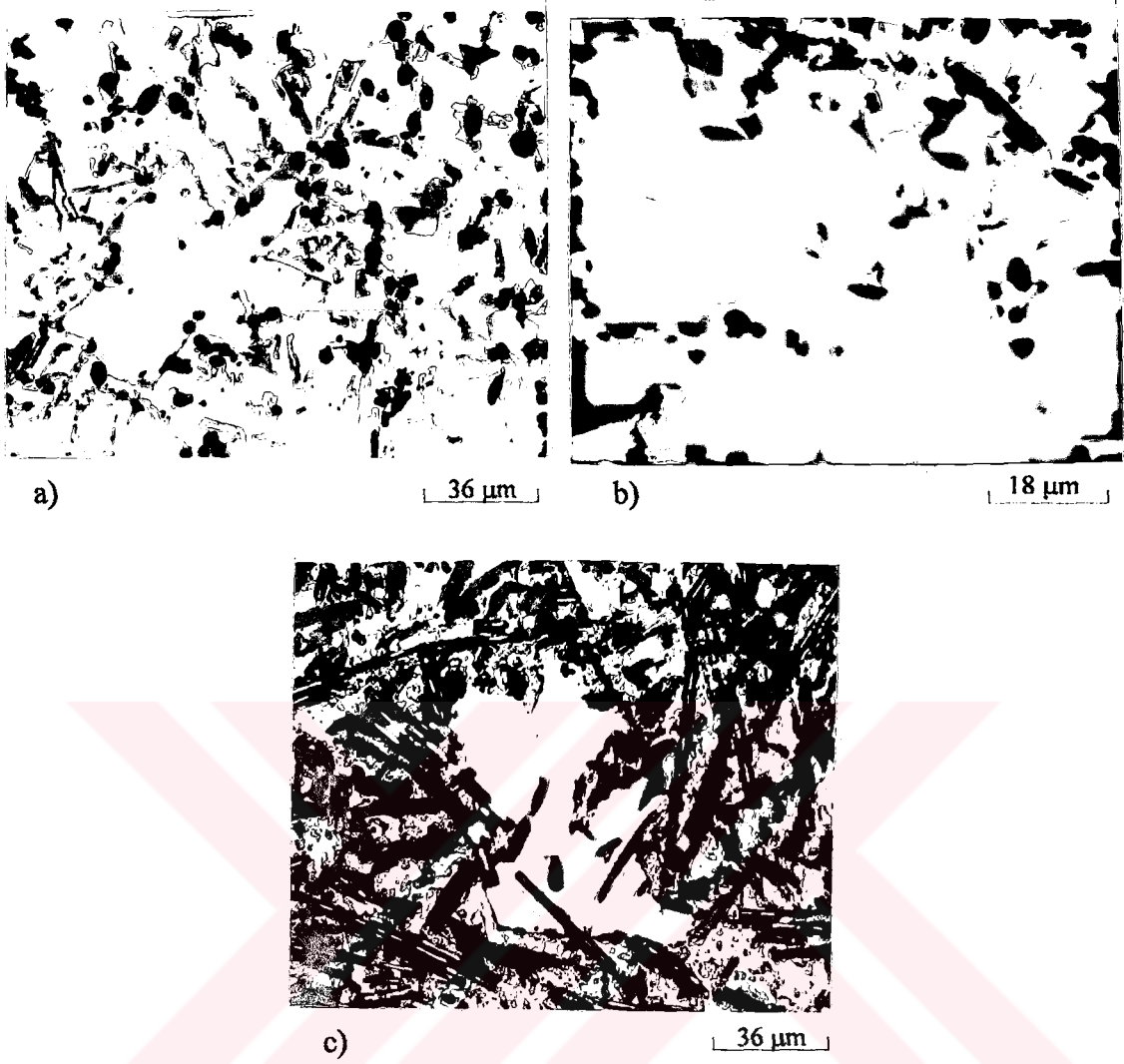
İnfiltrasyon esnasında katı metalin fiberler üzerinde çekirdeklenmesi ile alümina fiber ve Al matriks sistemlerinde tane boyutunun fiberlerarası mesafenin de bir fonksiyonu olarak takviyesiz alaşıma göre birkaç kat düştüğü Mortensen ve Jin [19] tarafından da vurgulanmaktadır. Matriks yapısının modifiye olmasının katı fiberler ve sıvı



Şekil 4-10: Al-% 7 Si matriksi ve MMK' lerde, su ile soğutulan Cu kalıpta, kalıp dışından merkeze doğru ikincil dendirit kolları arası mesafeler (SDAS) [137].

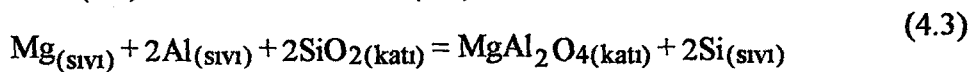
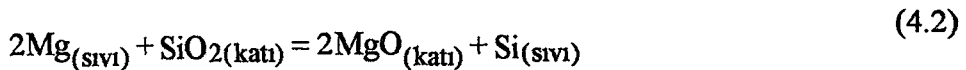
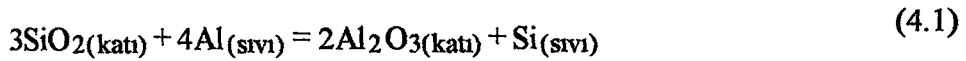
matriksin temas etmesi sonucu likidüs sıcaklığının altında bir sıcaklığa sahip olan fiberlerin yüksek çekirdeklenme hızları sağlamaları ve heterojen çekirdekleyici olarak rol oynamalarından ileri geldiği rapor edilmektedir [19, 38]. Heterojen çekirdeklenme etkisi ile matriksteki taneler incelmekte ve eş eksenli taneler halini almaktadır. Wu ve arkadaşları [137], Al-% 7 Si alaşımlarını değişik hacim oranında SiC partikülleri ile takviye ederek, alaşımları dökümden hemen sonra su ile soğutulan Cu bir kalıba dökmüşlerdir. Kalıp dış cidarından başlayarak merkeze doğru ikincil dendirit kolları (SDAS) arasındaki mesafeyi ölçmüşler ve artan partikül hacim oranı ile kalıp merkezinde % 20 SiC takviyeli MMK malzemede mesafenin, matrikstekinden yaklaşık 2 kat düşük olduğunu tesbit etmişlerdir (Şekil 4-10). Bu çalışmadaki deneysel verilerle Wu ve arkadaşlarının elde ettiği veriler karşılaştırıldığında, sonuçların uyum içinde olduğu saptanmıştır.

LM 13 MMK' lerde, özellikle yüksek hacim oranında fiber içeren kompozitlerde, fiberlerin yoğun olduğu alanlarda, primer Si kristallerinin olduğu gözlenmiştir. Şekil 4-11'deki yüksek büyütme mikroyapılardan da gözleneceği gibi primer Si kristalleri bölgesel olarak oluşmakta ve genellikle fiber segregasyonunun olduğu ötektik bölgelerde, fiberler üzerinde çekirdeklenerek düzlemsel olarak büyümektedirler. Al-Si denge diyagramına göre matriks alaşımının ötektik altı bileşimde olmasına rağmen takviyesiz alaşımda görülmeiyip kompozitlerde ortaya çıkan primer Si kristallerinin varlığı oldukça ilginçtir. Mortensen ve Jin [19] tarafından da ifade edildiğine ve bu çalışmada elde edilen deneysel gözlemlere göre genelde, kompozit numunelerde primer α -Al



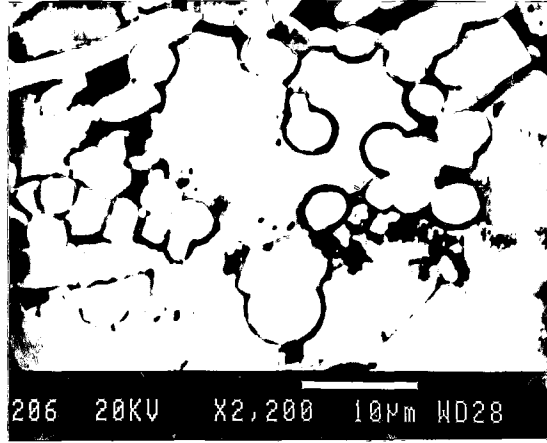
Şekil 4-11: Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde primer Si kristalleri: a) % 15, b) % 20 ve c) % 30 fiber takviyeli MMK malzemeler.

dendiritleri ile beraber Si kristalleri de incelmektedir. Bu gözlemin doğal olduğu ve takviye fazlarının primer dendiritleri ve Si kristallerini hızlı çekirdekleşme ve büyüme ile incelttikleri Rohatgi [38] tarafından da ifade edilmektedir. Oluşan primer Si kristallerinin, fiberlerin çekirdekleyici etkisinden ve/veya matriks ve fiberler arasındaki kimyasal reaksiyonlardan dolayı meydana geldikleri tahmin edilmektedir. Petitcorps ve arkadaşlarının [34] ifade ettiklerine göre sıvı Al ve katı fiberlerin teması sonucunda



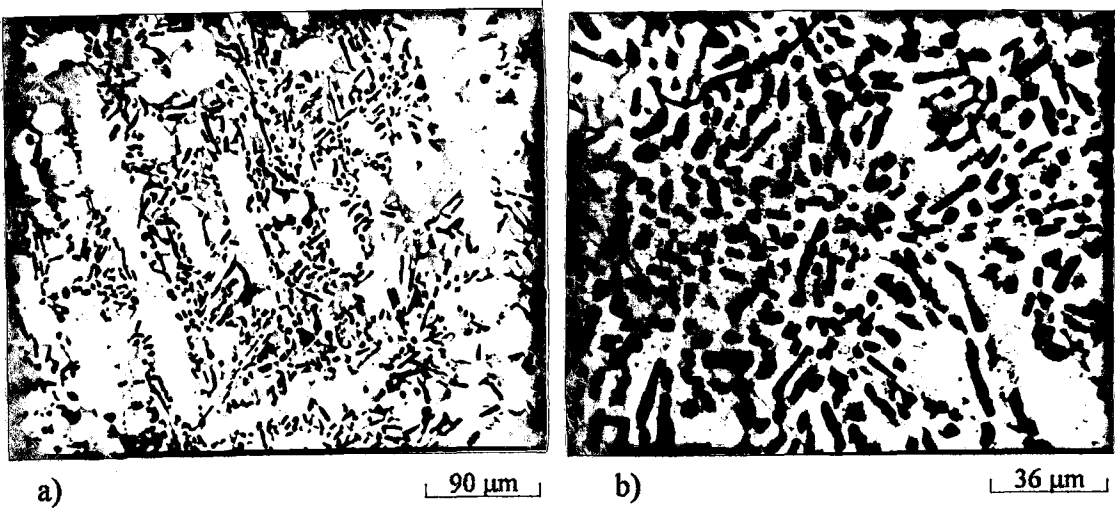
reaksiyonları meydana gelmektedir. Preformlar içinde bulunan ve $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ fazının oda sıcaklığında bile kararlı kalmasını sağlayan ve ayrıca bağlayıcı görevi gören SiO_2 , sıvı Al ile reaksiyona girerek sıvı bileşimini bölgesel olarak ötektik üstüne kaydırmaktadır. Bu görüşün literatürde desteklenme oranının az olmasına rağmen, yaşlanma kinetiği için X-ışınları ile analiz edilen deney numunelerinde özellikle % 30 fiber içeren MMK malzemede görülen MgAl_2O_4 fazı, bahsedilen reaksiyonların gerçekleştiğini göstermektedir.

Araştırmacılar tarafından daha makul görülen görüşe göre, seramik takviyeler primer fazlar için heterojen çekirdekleyici rolü oynamaktadırlar. Bu görüş doğrultusunda, LM 13 matriksinde katılaşmada Si atomları, fiberlerle birlikte büyüyen dendritlerden ötektik alanlara doğru itilip fiberler üzerinde çekirdeklenmektedir. Nitekim Mortensen ve Jin [19], ötektik altı bileşime sahip metalik matrikslerde ilk katılan dendritlerin, takviye malzemelerini ötektik alanlara doğru ittiğini ve bu bölgelerde takviye elemanınca ve ötektik fazı ile zengin fazların oluştuğunu belirtmektedirler. Fiberlerin Si kristallerini çekirdeklemeleri ile hem çok ince Si kristalleri oluşmakta ve hem de çekirdeklenen bazı Si kristalleri katılaşmanın devam etmesi ile primer olarak büyümektedirler. Ötektik üstü Al-Si alaşımlarında alümina fiberler, ötektik Si kristallerini inceltmekte ve primer Si kristallerinin miktarını arttırmaktadır. Benzer sonuçlar Rohatgi [38] tarafından da tesbit edilmiştir. SiC ve grafit partikülleri ile takviye edilen ötektik üstü Al-Si alaşımlarında Si kristallerinin takviye malzemeleri üzerinde çekirdeklenildiği ve matrikse doğru büyüdüğü tesbit edilmiş olup, modifiye olan Si kristalleri ile birlikte primer Si kristallerinin takviye edilmemiş alaşımlarda görülen keskin köşeli ve levhasal kristaller yerine daha kaba ancak küresele yakın şekiller aldıkları tesbit edilmiştir. Rohatgi [138] başka bir çalışmada, Al-% 7 Si alaşımlarının % 15 SiC partikülleri ile takviye edilip 700 °C'de 2 saat bir çelik boru içinde bekletilmeleri sonucu, partiküllerin boru tabanında çökmesi sonucu bu bölgelerde primer Si çekirdeklenildiğini ispatlamıştır. Oluşan primer Si ise partiküllerin çekirdekleyici rolünden dolayı meydana geldiğini ifade etmiştir. Yılmaz [139] ise, Al-% 12-20 Si alaşımlarının alümina borular içinde yönlenmiş olarak katılaştırılması çalışmalarında, seramik borunun çekirdekleyici olarak davranıp, Si kristallerinin primer olarak büyümesine yol açtığını tesbit etmiştir. Deneysel veriler ve literatür araştırmaları sonucu bu çalışmada oluşan primer Si kristallerinin hem kimyasal reaksiyon ve hemde çekirdeklenme etkisi neticesinde oluştukları sonucuna varılmıştır. Şekil 4-12, 24 saat HCl çözeltisinde dağlanmış ve Al matriksinin yapıdan uzaklaştırılması sonucu sadece fiber ve Si kristallerinin bünyede kaldığı kompozitin SEM mikroyapısını sergilemektedir. Şekil, dik kesitteki mikroyapıda Si kristalleri ve alümina fiberleri göstermektedir.



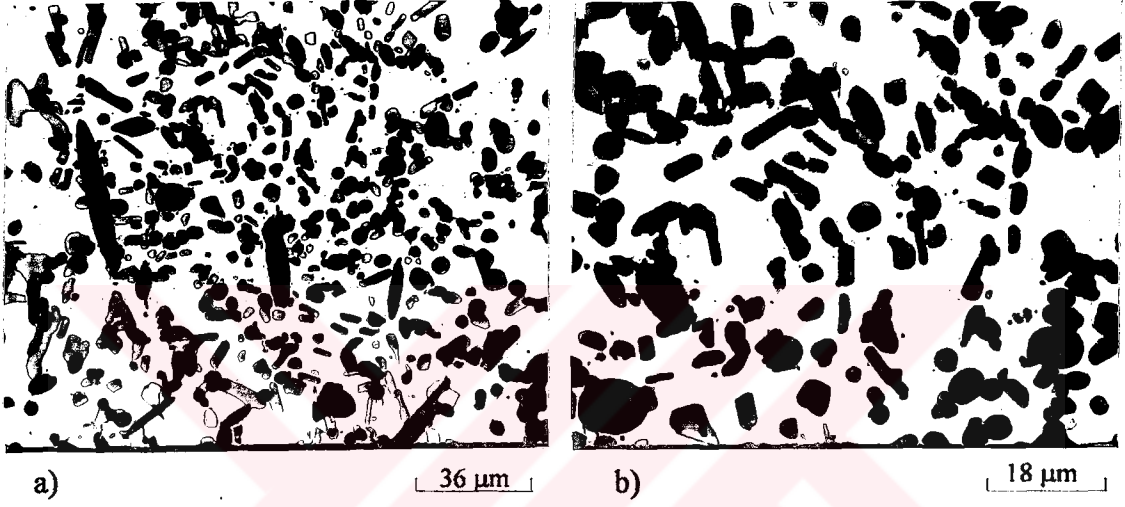
Şekil 4-12: % 15 Saffil fiber takviyeli MMK malzemede fiberlere dik kesitteki primer Si kristalleri ve alümina fiberlerini gösteren SEM mikroyapısı, (Dağlama: % 1 HCl de 24 saat).

Mikroyapı incelemelerinden gözlenen diğer bir sonuç ise, T6 ısıtılmasına maruz bırakılan takviyesiz ve kompozit numunelerde döküm hali yapılar da levhasal olan Si kristallerinin, küresel şekilde bulunmalarıdır. Takviyesiz alaşımda, keskin köşeli ve levhasal olan Si kristalleri, ısıtılma etkisiyle oval bir görünüm kazanmışlardır (Şekil 4-13). Si kristallerinin kompozit numunelerde de ısıtılma etkisi ile oval hale geldikleri, Şekil 4-14 deki optik mikroyapılardan da gözlenmektedir. Si kristallerinin

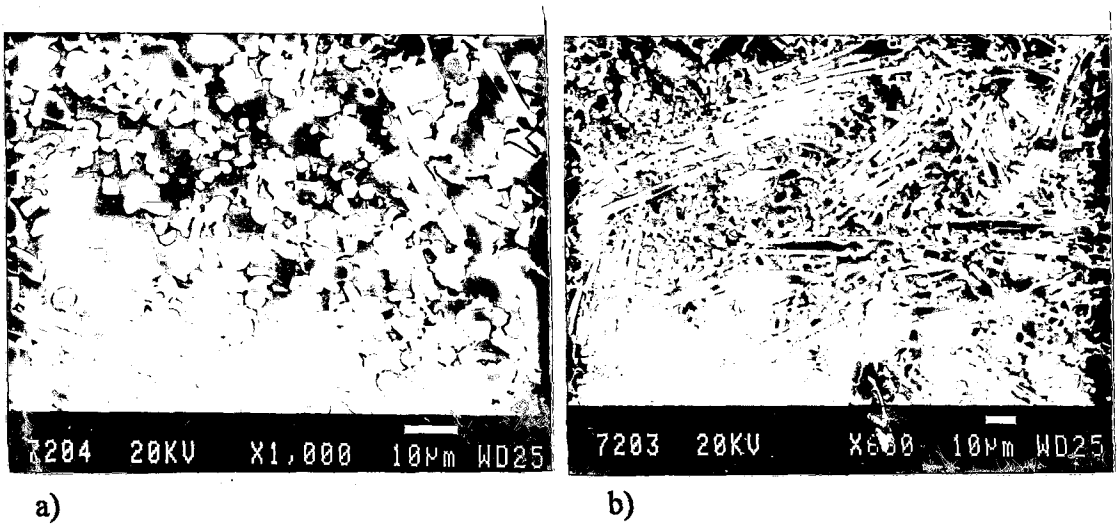


Şekil 4-13: Isıtılma uygulanan takviyesiz LM 13 alaışımına ait iki optik mikroyapı (Dağlayıcı: Kellers).

bu morfolojileri, SEM mikroyapılarından da gözlenebilmektedir. Şekil 4-15, % 30 hacim oranında fiber içeren MMK malzemelerin fiberlere dik ve paralel kesitteki SEM mikroyapılarını göstermektedir. Mikroyapılardan, fiberler etrafını çevreleyen Si kristallerinin yanı sıra matriks içinde oval Si kristallerinin dağıldığı görülmektedir. Isıl işleme maruz bırakılan numunelerde Si kristallerinin oval morfolojiye sahip oldukları, Şekil 4-16 da % 1 HCl asit içinde 24 saat dağlanan % 15 fiber içeren kompozit malzeme açıkça farkedilmektedir.



Şekil 4-14: Isıl işlem uygulanan MMK numunelerde fiberlere dik kesitteki optik mikroyapılar ve oval Si kristalleri. a) % 15 ve b) % 25 fiber takviyeli (Kellers).



Şekil 4-15: % 30 hacim oranında fiber takviyeli MMK malzemelerde; a) fiberlere dik ve b) fiberlere paralel SEM mikroyapıları (Dağlayıcı: Kellers).



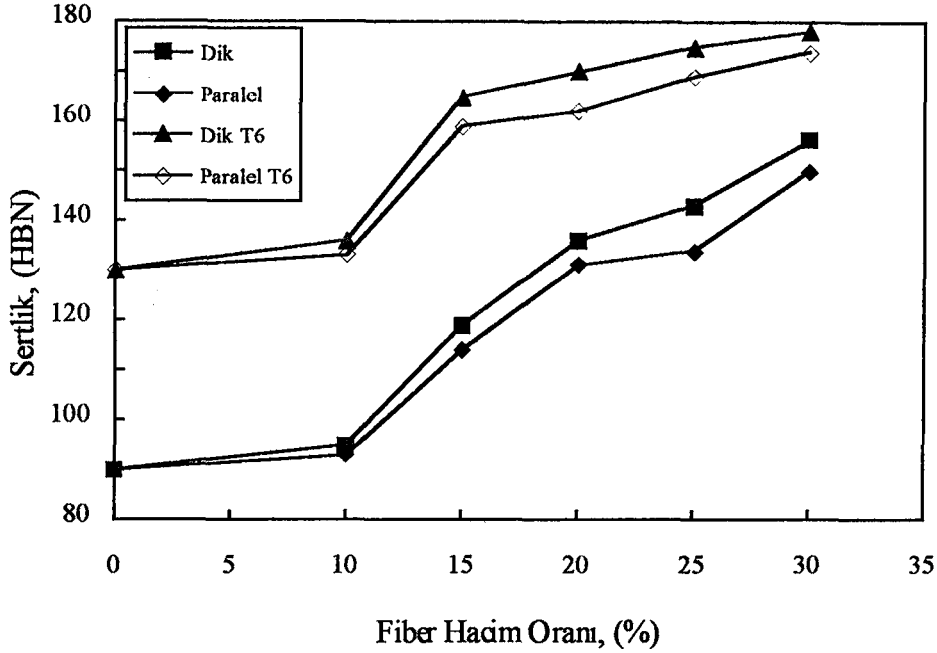
Şekil 4-16: Isıl işlem uygulanan ve % 15 hacim oranında fiber takviyeli MMK numunede oval Si kristallerini gösteren SEM mikroyapısı, (Dağlayıcı: % 1 HCl, 24 saat).

4.4. Saffil (δ - Al_2O_3) Fiber Takviyeli MMK Malzemelerde Sertlik

T6 ısıt işlemi ile suni olarak yaşlandırılan ve yaşlandırılmayan takviyesiz LM 13 alaşımı ve kompozit numunelerde 187.5 Kg yük, 2.5 mm çapında çelik bilya kullanılarak Brinell sertlik değerleri ölçülmüştür. Ölçümler önce döküm hali numuneler üzerinde yapılmış, aynı numuneler T6 ısıt işleminden sonra tekrar benzer şartlarda test edilmişlerdir. Ölçümler, her bir numuneden 10 ar alandan yapılarak bunların ortalamaları alınmıştır. Üretilen disk şeklindeki numunelerden, fiberlere dik ve paralel yüzeylerden alınan ölçüm sonuçları, Tablo 4-5 ve Şekil 4-17 de verilmiştir.

Tablo 4-5: LM 13 matrisi alaşımı ve Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde fiberlere dik ve paralel yüzeylerde ölçülen Brinell sertlik değerleri.

% Saffil Fiber	Döküm Hali		Isıl İşlem Sonrası		Isıl İşlem - Döküm	
	Dik	Paralel	Dik	Paralel	Δ Dik	Δ Paralel
0	90	90	130	130	40	40
10	95	93	136	133	41	40
15	119	114	165	159	46	45
20	136	131	170	162	34	31
25	143	134	175	169	32	35
30	156	150	178	174	22	24

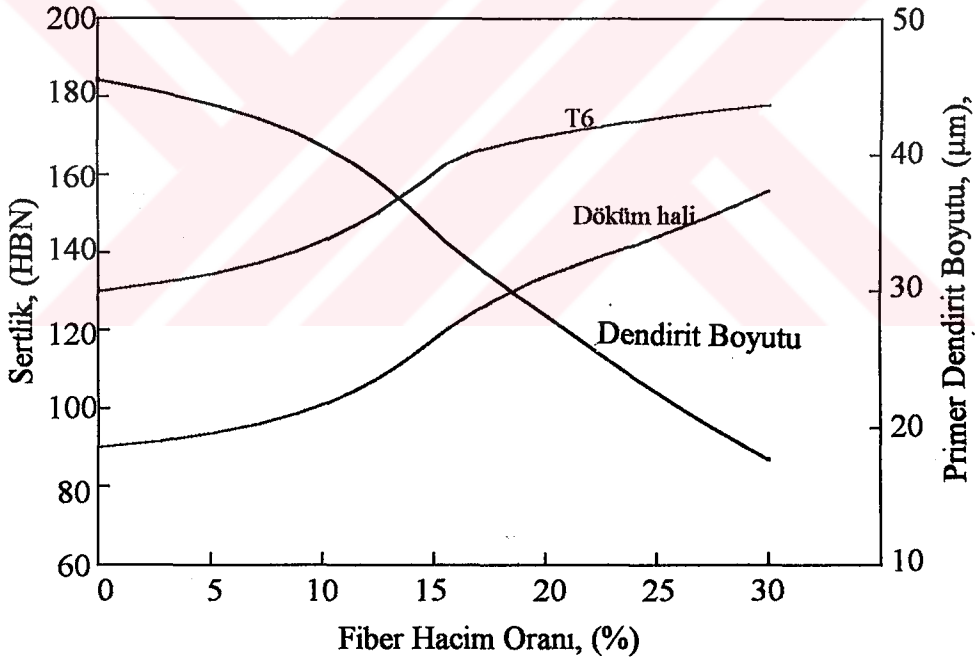


Şekil 4-17: Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerin döküm hali ve ısıtma işlem sonrasındaki Brinell sertlik değerlerinin fiber hacim oranı ile değişimi.

Şekil 4-17 ye bakıldığında ilk olarak döküm hali ve ısıtma işlem sonrası fiberlere dik ve paralel yönlerdeki sertliklerin fiber hacim oranı ile değişimi benzer davranış göstermektedir. Fiberlere dik ve paralel kesitlerdeki sertlikler arasındaki fark önemli bir seviyede değildir. Dik kesitlerdeki sertlikler, paralel kesitlerden 2-9 Brinell sertliği arasında yüksek değerler vermektedirler. Ayrıca, kompozitlerin döküm hali ve ısıtma işlem sonrası sertliklerinde % 10 fiber hacim oranına kadar önemli bir artış gözükmemekte, fakat % 10-15 oranı aralığında hızlı bir artışın meydana geldiği ve bu artışın % 15 fiber hacim oranı üzerindeki oranlarda yaklaşık kararlı bir şekilde doğrusal olarak devam ettiği görülmektedir. Bu durum, kompozitlerin sertlik davranışlarında % 10-15 hacim oranı arasındaki fiberlerin önemli olduğunu ve kritik bir hacim oranını oluşturduğunu göstermektedir.

Şekil 4-18 de ise fiber hacim oranının değişimi ile döküm hali ve ısıtma işlem uygulanan numunelerde fiberlere dik Brinell sertlik değerlerinin matriks tane boyutuna göre değişimi gösterilmektedir. MMK malzemelerde sertlik artışının birinci nedeninin takviye malzemelerinin yüksek sertlik değerlerine, katılaşmada veya ısıtma işlem sırasında fiber ve takviye fazları arasındaki yüksek termal genleşme katsayıları farkının bir sonucu olarak oluşan yüksek dislokasyon yoğunluğuna bağlı olmasının yanı sıra, matriksin fiberler tarafından modifikasyonuna da bağlı olabileceği birçok araştırmacı tarafından vurgulanmaktadır [19, 38, 72, 138]. İnfiltrasyon deneylerinde matriks olarak seçilen

LM 13 alaşımlarının hem primer α - dendirit boyutlarının azaldığı ve hemde Si kristallerinin fiberler üzerinde çekirdeklenmelerinden dolayı çok daha ince olabildikleri mikroyapı çalışmalarından da gözlenmişti. MMK malzemelerde sertlik ve mukavemet artışları birbiriyle doğru orantılıdır. Takviye fazlarının doğalarından dolayı ve en önemlisi katılaşmada sıvı metalle temas halinde iken katı durumda bulunmaları, birer aşılama gibi davranarak çekirdeklenme hızını ve dolayısıyla katılaşma hızını arttırmaktadırlar. Nitekim, katılaşma hızının artışı ile tane boyutunun küçüldüğü, malzeme biliminde temel kavramlardan biridir. Ayrıca yüksek dislokasyon yoğunluğunun tane büyümesini engellediği de bir gerçektir. MMK malzemelerde sertlik artışının bu faktörlerin bir kombinasyonu olduğunu düşünerek Şekil 4-18 deki gibi fiber hacim oranı, ortalama primer α - Al dendiritleri boyutu ve sertliği bir arada düşünmek oldukça mantıklı olmaktadır. Şekil 4-18 den görüldüğü gibi fiber hacim oranının artması ile sertlik yaklaşık lineer olarak artarken matris tane boyutu bunun tam tersi bir davranış ortaya koymaktadır.



Şekil 4-18: Fiberlere dik döküm hali ve T6 ısıt işlem görmüş numunelerde Brinell sertlik değerlerinin ve ortalama primer α -Alüminyum dendiritleri boyutlarının fiber hacim oranına göre değişimi.

Sertlik deneylerinden ortaya çıkan diğer önemli bir veri de Tablo 4-5 ve Şekil 4-17 nin dikkatle incelenmesi sonucu ortaya çıkmaktadır. Açıkça görüldüğü gibi, takviyesiz matris alaşımlarının uygulanan ısıt işlem sonucunda sertliği 90 Brinell' den 130' a

yükselmiş ve ısıtıl işlem sonucu matris malzemesinde önemli (40 HBN) bir sertlik artışı sağlanmıştır. Daha sonra bu fark % 15 fiber oranına kadar artan bir hızla devam etmiş, fakat % 15 fiber hacim oranından sonra hızla düşmeye başlamış ve % 30 fiber içeren kompozitte ısıtıl işlem sonrası ve döküm hali sertlik farkı yaklaşık 20 HBN' a düşmüştür. Normal olarak, kompozitlerde matris hacim oranının azalması ile yaşlanma sonrası sertlik farkının da azalması beklenir. Ancak burada görülen azalma beklenenin oldukça altında gerçekleşmiştir. Bu sonuçlar, kompozit malzemelerin ısıtıl işlem özelliklerine fiber hacim oranının önemli etkileri olduğunu ortaya çıkarmaktadır.

4.5. Fiber Takviyeli MMK Malzemelerde Elastik Modül ve Mukavemet

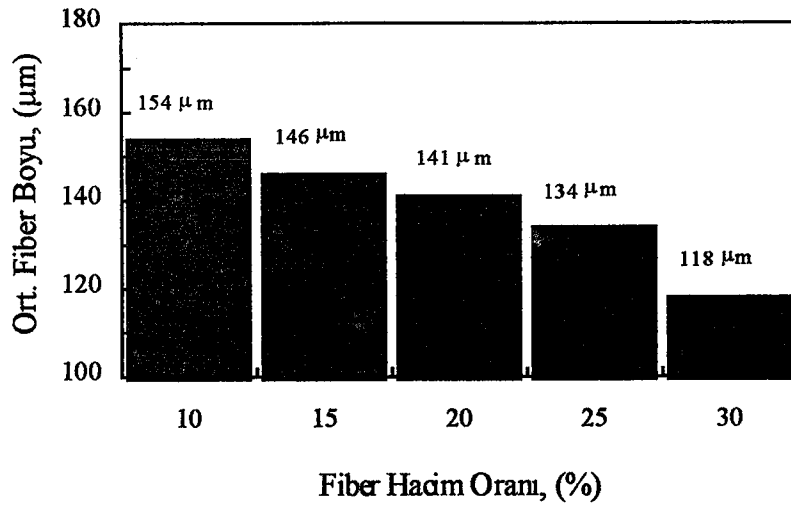
Literatür incelemelerinde de belirtildiği üzere Saffil kısa fiberlerin birçok seramik takviye malzemesinden daha ekonomik oluşları ve mukavemetlerinin diğer kısa fiberlere göre daha üstün oluşları, bu malzemelerin yüksek mukavemet istenen alanlarda kullanımlarını yaygınlaştırmaktadır. Çekme deneyi ile malzemelerin birçok özelliği hakkında bilgi edinilebilmesi ve diğer test metodlarına göre nisbeten daha kolay uygulanabilmesinden dolayı, malzeme özellikleri karakterizasyonunda çok kullanılmaktadır. Bu çalışmada, 3.0 MPa infiltrasyon basıncında üretilen takviyesiz alaşım ve MMK malzemelere fiberlere paralel yönlerde elastik modül ve çekme mukavemeti testleri uygulanmıştır. Ölçümler, T6 ısıtıl işlemine maruz bırakılan takviyesiz LM 13 alaşımı ve kompozit numuneler üzerinde, Universal Instron çekme cihazında yapılmıştır. Fiberlere paralel olarak herbir numuneden en az iki numune üzerinde test gerçekleştirilmiş ve bunların ortalamaları alınmıştır. Elde edilen sonuçlar Tablo 4-6 da gösterilmektedir.

Tablo 4-6: Takviyesiz LM 13 ve Saffil fiber takviyeli MMK numunelerde çekme mukavemeti ve elastik modül değerleri

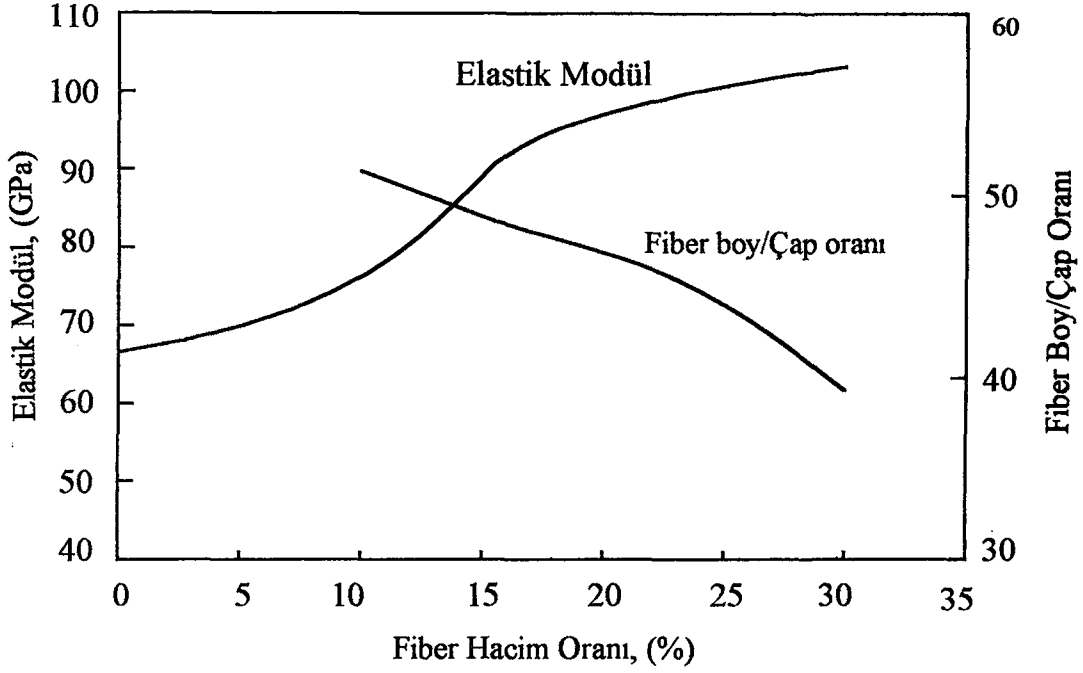
% Saffil Fiber	Elastik Modül (GPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	ΔÇekme Mukavemeti (MPa)
0	66.6	243.7	0.0
10	71.3	261.8	18.1
15	92.1	300.5	56.8
20	97.4	278.6	34.9
25	101.0	223.4	-20.3
30	103.1	230.6	-13.1

4.5.1. MMK Malzemelerde Elastik Modül

Tablo 4-6 daki elastik modül değerlerine bakıldığında, artan fiber hacim oranı ile elastik modül değerlerinin arttığı gözlenmektedir. Fiber hacim oranının artışı ile karışım kuralından bekleneneği gibi elastik modül artışlarının lineer olması gerekmektedir. Ancak, fiber hacim oranının artışı ile elastik modül değerlerinin artışının lineer olarak gerçekleşmediği, hacim oranının artışı ile elastik modül değerlerinin artış hızlarının düştüğü saptanmıştır. Artan fiber hacim oranı ile elastik modül değerlerinin artış hızlarının düşmesine çeşitli sebepler yol açmaktadır. Bunlardan en önemlileri; fiberlerin matriks alایشının yaşlanma kinetiğini etkilemeleri ve matriks alایشı için maksimum mukavemetin elde edildiği yaşlanma zamanlarında kompozitlerin aşırı yaşlanabilme özellikleri ve artan fiber hacim oranı ile fiberlerin ve kompozit malzemelerin üretim kademelerinden kaynaklanan fiber boy/çap oranlarının düşmesidir. Kompozitlerin yaşlanma karakteristikleri üzerindeki detaylı açıklamalar yaşlanma kinetiği bölümlerinde verilecektir. Optik mikroyapılarda, herbir numuneden ölçülen çok sayıda fiberin boylarının ölçölüp ortalama fiber boylarının elde edilmesi sonucu, bu çalışmada kullanılan fiber boylarının herbir hacim oranındaki preformlar için farklı olduğu saptanmıştır. Şekil 4-19 da infiltrasyonla üretilen MMK malzemelerde ölçülen fiber boylarının fiber hacim oranına göre değişimi verilmektedir. Şekil 4-19 dan açıkça görüldüğü üzere artan fiber hacim oranı ile fiber boyları düşmektedir. Şekil 4-20 de ölçülen elastik modül değerlerinin ve fiber boyu/çap oranlarının fiber hacim oranına göre değişimi verilmektedir. Şekilden anlaşılacağı gibi artan fiber hacim oranı ile elastik modül



Şekil 4-19: Fiber preformlara metal infiltrasyonu sonucunda ölçülen fiber boylarının, fiber hacim oranına göre değişimi.



Şekil 4-20: Deneysel elastik modül değerleri ve fiber boyu/çap oranlarının fiber hacim oranına göre değişimi.

değerleri artışlar kaydederken fiber boyu/çap oranları düşmektedir. Fiber boyu/çap oranlarının düşmesi durumunda kompozit malzemelerde elastik modül ve mukavemet değerlerinin düşeceği tüm araştırmacılar tarafından ifade edilmektedir [1, 79, - 88]. Bilindiği gibi MMK malzemelerde matris plastik olarak deforme olmaya çalışırken, takviye fazlarının yüksek elastik deformasyon kabiliyetinden dolayı matris de elastik deformasyona zorlanmaktadır. Dolayısıyla matris fazı uygulanan yükü fiberlere transfer ederek sistemin elastik olarak davranmasına yol açmakta ve elastik enerji artmaktadır. Ancak fiber boylarının düşük olduğu MMK malzemelerde fiber uçlarında meydana gelen maksimum kayma gerilmeleri, kritik fiber boyunun ve dolayısıyla fiberlerden elde edilecek takviye özelliklerinin düşmesine sebebiyet vermektedir [80, 88]. Fiber takviyeli kompozit malzemelerde kritik fiber boyu yaklaşık olarak fiber boyunun yarısı kadardır [1].

Yüksek hacim oranında fiber içeren seramik preformlarda, fiber boylarının ve ya bir diğer ifade ile fiber boyu/çap oranlarının düşük fiber hacim oranlı preformlara göre daha düşük olduğu Dinwoodie ve arkadaşları [11] tarafından da ifade edilmektedir. Fiber üretim işlemleri esnasında kısa fiberlerin, çeşitli bağlayıcı ve stabilize edici malzemelerle harmanlanması esnasında fiberlerin mekanik etkileşimlerden dolayı kırıldıkları vurgulanmaktadır [68]. Böylece yüksek hacim oranlı MMK malzemelerin üretilmesinin arzulandığı alanlarda ister istemez fiber boylarının düşmesi dezavantajına

katlanılmaktadır. Saffil preformlara sıvı metalin infiltrasyonu yoluyla üretilen MMK malzemelerde, katılaşmadaki metal ve preform arasındaki etkileşimlerin de fiberlerin kırılmasına yol açtıkları ifade edilmektedir. Katılaşma sırasında matriksin katılaşması ile fiber preformlar deforme olmakta ve metal tarafından preformlara gerilim yüklenmektedir. Bu gerilim ile de fiberler kırılma eğilimi göstermekte ve fiber hacim oranının artması ile fiberlerin kırılması hızlanmaktadır. Yüksek hacim oranında fiber içeren MMK malzemelerin mikroyapılarından da fiberlerin kırıldığı gözlenmektedir.

Brinell sertlik verilerinde rastlanana benzer şekilde % 10 Saffil fiber hacim oranına kadar elastik modül değeri çok az artmaktadır. Fiber hacim oranının % 15'e çıkarılması ile elastik modül değeri aniden yükselmektedir. Bu durum % 10 ve % 15 hacim oranı arasında kritik bir fiber hacim oranının olduğunu ve ancak bu kritik fiber hacim oranından sonra fiberlerin matriksin elastik modülünü önemli sayılabilecek ölçülerde arttırdığını göstermektedir.

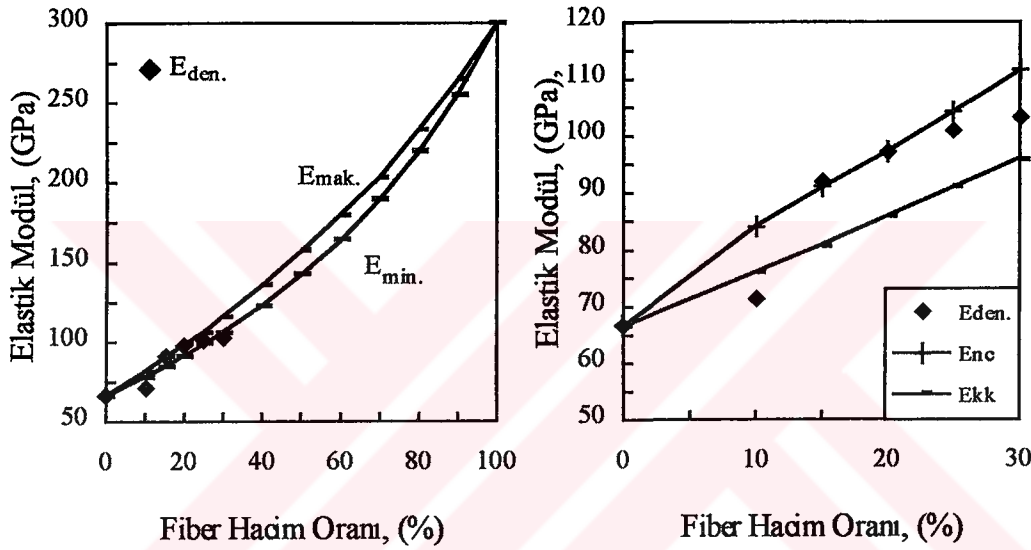
4.5.1.1. Deneysel Sonuçların Kompozit Modelleri ile Karşılaştırılması

Bölüm II' de geniş olarak belirtildiği gibi MMK malzemelerin elastik modüllerinin değişen takviye fazı hacim oranı, takviye fazının özellikleri ve şekillerinin dikkate alınması ile hesaplanabilmesine dayalı çok çeşitli kompozit modelleri geliştirilmiştir. Sürekli fiberler ile takviye edilen MMK malzemelerin elastik modüllerinin hesaplanmasında karışım kuralı yaklaşımlarının oldukça makul sonuçlar verdiği ifade edilirken, fiberlerin matriks fazında değişik yönlerde dizilmeleri durumunda karışım kuralı denklemlerinin yetersiz kaldığı ifade edilmektedir.

Bu çalışmada kullanılan Saffil kısa fiber takviye malzemeleri, şekilleri ve özellikleri açısından oldukça yeni malzemelerdir. Dolayısıyla geleneksel sürekli fiber, whisker veya partiküller için uygulanan kompozit mukavemet veya elastik modül modelleri Saffil fiber takviyeli MMK malzemeler için yanıltıcı sonuçlar vermektedir. Polimer matriksli kompozit üretiminde kullanılan whisker veya kısa karbon fiberleri, Saffil fiberlere benzemektedir. Ancak Saffil fiberlerin düzlemsel olarak rastgele dağılımları ve boy/çap oranlarının bahsedilen fiberlerden oldukça farklı olmaları, whisker ve diğer kısa fiber takviyeli kompozitler için geliştirilen modellerin de Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerin özelliklerinin tahmin edilmesinde yetersiz kalacağı belirtilmektedir [5]. Bu amaçla, bu çalışmada deneysel sonuçların teorik modellere uygulanmasında, kullanılan modellerdeki birtakım malzeme sabitleri de deneysel olarak tesbit edilmiştir. Bu çalışmadan elde edilen deneysel elastik modüller ve farklı modellerin uygulanması sonucu hesaplanan elastik modül değerleri Tablo 4-7 de özetlenmektedir.

Tablo 4-7: Deneysel olarak ölçülen kompozit elastik modül değerleri ve değişik model uygulamaları ile hesaplanan MMK malzeme elastik modül değerleri.

Kompozit Elastik Modülü, E_c (GPa)						
% Fiber (Hacim)	Deneysel Sonuç	Modifiye Karışım Kuralı	Kayma Meka.	Nielsen ve Chen	Hashin ve Strikman $E_{min.}$	$E_{mak.}$
0	66.6	66.6	66.6	66.6	66.6	66.6
10	71.3	76.2	89.2	84.2	78.6	82.2
15	92.1	81.0	98.8	91.0	85.1	90.5
20	97.4	86.0	111.6	97.4	92.0	99.0
25	101.0	91.0	123.5	104.3	99.0	107.8
30	103.1	96.0	134.4	111.5	106.7	117.0



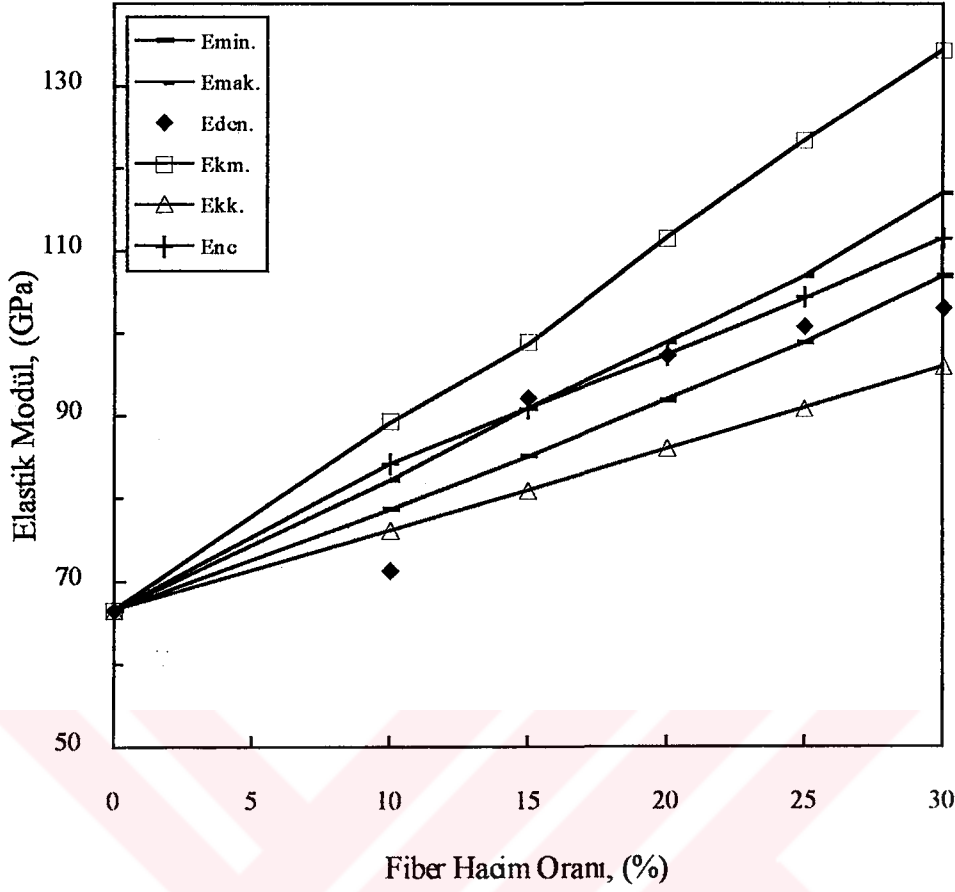
Şekil 4-21: a) Hashin-Strikman minimum (E_{min}) ve maksimum (E_{mak}) yaklaşımları ve deneysel sonuçlar; ($v_m=0.33$, $v_f=0.17$, $E_f=300$ GPa, $E_m=66.6$ GPa, b) Nielsen-Chen (E_{nc}), karışım kuralı (E_{kk}) ve deneysel sonuçların karşılaştırılması.

Şekil 4-21a da Hashin-Strikman minimum ($E_{min.}$) ve maksimum ($E_{mak.}$) elastik modül değerleri ile deneysel sonuçlar beraber verilmekte iken Şekil 4-21b de ise modifiye edilmiş karışım kuralı yaklaşımı ($E_{kk.}$) ve Nielsen-Chen ($E_{nc.}$) modelleri ile yine deneysel sonuçların karşılaştırılması grafiksel olarak hazırlanmışlardır. Şekil 4-21a incelendiğinde, deneysel ölçüm sonuçlarının Hashin-Strikman minimum ve maksimum elastik modül yaklaşımı değerlerinin arasında değerler aldıkları görülmektedir. Ancak % 30 hacim oranlı MMK numunedeki elastik modül değerinin minimum değerleri gösteren eğrinin altına düştüğü görülmekte, bunun da fiber boyu/çap oranlarının artan fiber hacim oranı ile düşmesi ve yaşlanma kinetiği özelliklerinin MMK malzemelerde değişik olmasından kaynaklandığı tahmin edilmektedir. Şekil 4-21b de, deneysel sonuçların modifiye edilmiş karışım kuralı ve Nielsen-Chen modellerinden hesaplanan

değerlerin arasında bir değer olduğu görülmektedir. Nielsen-Chen modelinden hesaplanan elastik modül değerleri ile modifiye edilmiş karışım kuralından hesaplanan değerler birbirinden farklılık göstermektedir. Nielsen ve Chen yaptıkları yaklaşımlarda, düzlemsel olarak rastgele dağılmış fiber takviyeli kompozit malzemelerde, kompozit malzemenin toplam elastik modülünün, Bölüm II de ifade edildiği gibi hem fiberlere paralel ve hemde fiberlere dik yönlerdeki elastik modül değerlerinin toplamından ibaret olduğunu belirtmişlerdir. Yaptıkları hesaplamalarda, fiberlere paralel ve dik elastik modül değerleri için belirli sabitler belirlemişlerdir. Bunun yanında, fiberlere dik elastik modülün, kompozitin toplam elastik modülüne katkısının beklenenden daha fazla olduğunu vurgulamışlardır. Bunun da matriks poisson oranından ileri geldiğini ifade etmişlerdir. Matriks poisson oranının düşmesi ile düzlemsel olarak rastgele dağılmış fiber takviyeli kompozitlerde fiberlere dik elastik modülün, arttığını vurgulamışlardır [4, 5].

Elastik modül modellerinin uygulanmasında kullanılan modifiye edilmiş karışım kuralı yaklaşımında ise matriks poisson oranı dikkate alınmamış ve her bir hacim oranındaki kompozit malzeme için kısa fiberlerin boyları değişiminin bir fonksiyonu olan, η_1 katsayısı hesaplanmıştır. Bununla birlikte düzlemsel olarak rastgele dağılmış olan fiberlerin yönlenme farklılıkları yoğunlukları tesbit edilmiş ve buradan da bu çalışmadaki MMK malzemeler için yönlenme farkı sabiti (η_0) hesaplanmıştır. Yönlenme farkı katsayısının hesaplanmasında Krenchel tarafından geliştirilen ve Bölüm II' de izah edilmiş olan (2.16) eşitliği kullanılmış [5] ve bu sabit 7/12 olarak tesbit edilmiştir.

Şekil 4-22 de Saffil fiber takviyeli MMK malzemelere uygulanan modellerden elde edilen sonuçlar gösterilmekte ve deneysel sonuçların teorik olarak elde edilen değerlerle son derece uyumlu oldukları görülmektedir. Şekil 4-22 ye bakıldığında, kayma mekanizmasından (E_{km}) elde edilen teorik sonuçların tüm diğer modellerden ve deneysel sonuçlardan elde edilen değerlerden yüksek oldukları gözlenmektedir. Kayma mekanizması yaklaşımında, matriksteki tüm fiberlerin yük uygulama yönünde oldukları kabul edilmektedir [1]. Hesaplamalarda fiber boy ve çaplarının dikkate alındığı bu modelde, fiber yönlenme faktörünün (η_0) elastik modüle etkisi düşünülmemektedir. Saffil fiberler ise gerçekte düzlemsel olarak rastgele dağılmışken, kayma mekanizması uygulamalarında hepsinin yük uygulama yönünde oldukları varsayılmıştır. Dolayısıyla deneysel bulgulardan daha yüksek değerler ortaya çıkmıştır. Karışım kuralı yaklaşımı ise kısa fiberler ve bu fiberlerin yönlenme farklılıklarının göz önüne alındığı modifiye edilmiş bir yaklaşımdır [5]. Klasik karışım kuralı denklemlerine fiber boyu (η_1) ve fiber yönlenme faktörleri (η_0) ilave edilmiştir. Ancak bu yeni yaklaşım, geleneksel whisker takviyeli MMK' ler için geliştirilmiştir. Saffil fiberlerin whiskerlerden

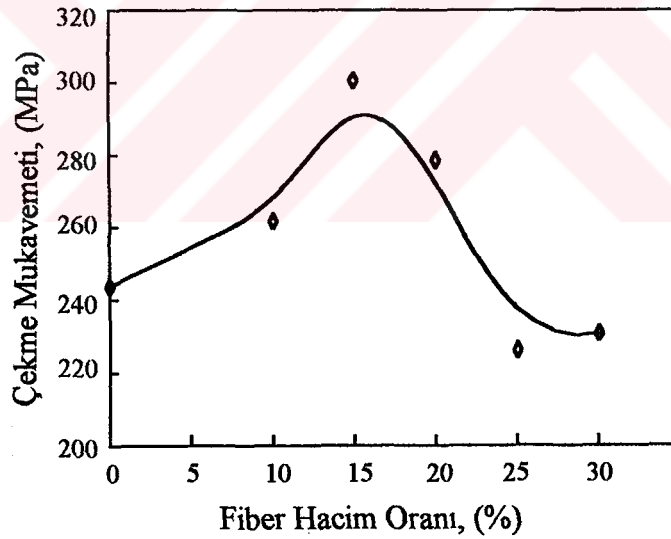


Şekil 4-22: Deneysel ve teorik yaklaşımlardan hesaplanan elastik modül değerlerinin fiber hacim oranına göre değişimi.

çok daha uzun olmaları, karışım kuralından hesaplanan değerlerin deneysel verilerden daha düşük olmasına sebebiyet vermektedir. Nielsen-Chen modeli ile elastik modülün hesaplanmasında, fiberlerin uçlarında kayma gerilmeleri oluşmadığı ve kritik fiber boyunun gerçek fiber boyuna eşit olduğu ($\ell = \ell_c$) kabul edilmektedir. Toplam elastik modülün yük uygulama yönüne paralel ve dik yönlerdeki elastik modüllerin sabit katsayılarla çarpımı sonucu elde edildiği ifade edilmektedir [5]. Saffil fiberlerin geleneksel fiberlere göre yüksek olan fiber boy/çap oranları, deneysel sonuçların, Şekil 2-22'deki gibi Nielsen-Chen modelinden hesaplanan değerlere oldukça benzer sonuçlar vermesine yol açmaktadır. Hashin-Strikman modeline göre hesaplanan $E_{mak.}$ ve $E_{min.}$ sırasıyla, bir MMK malzemedeki maksimum ve minimum elastik modülleri temsil etmektedir [83, 84]. Şekil 2-22'den görüldüğü gibi deneysel değerler, $E_{mak.}$ ve $E_{min.}$ arasındadır. Deneysel sonuçlar Hashin-Strikman modeli ile de uygunluk arz etmekte ancak özellikle yüksek hacim oranlı LM 13 matriksli MMK'lerde $E_{min.}$ a yaklaşmaktadır.

4.5.2. Saffil Fiber Takviyeli MMK Malzemelerin Çekme Mukavemeti

Tablo 4-6 da elastik modül değerleri ile beraber takviyesiz alaşım ve kompozit malzemelerin mukavemet değerleri verilmiştir. Bu tablodan görüleceği gibi takviyesiz LM 13 alaşımının çekme mukavemeti 243.7 MPa iken fiber hacim oranının artışı ile bu değerlerde beklendiği gibi artışlar kaydedilmiştir. Ancak bu artışlar % 15 fiber içeren rompozitte 330.5 MPa lık maksimum bir değere ulaştıktan sonra artan Saffil fiber oranı ile düşmeye başlamıştır. Öyle ki % 25 ve % 30 fiber takviyeli kompozitlerde çekme mukavemeti değerleri takviyesiz LM 13 alaşımı mukavemetinin altına düşmüştür. Bu durum, Şekil 4-23 den de açıkça görülmektedir. Tablo 4-6 daki çekme mukavemeti değerlerinin takviyesiz alaşıma göre yapılan karşılaştırması ve elde edilen mukavemet farklılıklarından anlaşılacağı gibi artan fiber hacim oranı ile mukavemet değerlerinin değişimi, karışım kuralından beklendiği gibi değildir. Örneğin; % 10 fiber içeren kompozitte mukavemet artışı % 7.4 iken, % 15 hacim oranında fiber içeren MMK malzemede bu artış % 23.3 e ulaşmıştır. Benzer artış hızı ilişkisi Şekil 3.23 den de görülmektedir.



Şekil 4-23: Saffil fiber takviyeli MMK numunelerde ölçülen çekme mukavemeti değerlerinin fiber hacim oranına göre değişimi.

Deneylerde kullanılan matriks alaşımının yüksek mukavemetli ve dolayısıyla plastik deformasyon kabiliyetinin çok düşük olduğu saptanmış (% 0.45), kompozit malzemelerde ise plastik deformasyon miktarlarının ölçülmesi mümkün olmamıştır. Dolayısıyla MMK numunelerde akma olmamasından dolayı akma mukavemetleri de

tesbit edilememiştir. Matriks alaşımının % 0.2 akma mukavemetinin ise 231 MPa olduğu saptanmıştır.

4.5.2.1. Karışım Kuralı Yaklaşımı İle Saffil Takviyeli MMK' lerde Mukavemet Analizi

Yüksek hacim oranında fiber takviyeli Al-Si matriksli MMK malzemelerde oda sıcaklığındaki elastik modüller önemli derecede artarken, mukavemetin ya çok az veya hiç artmadığı ve % 25-30 hacim oranında kısa fiber takviyeli bazı alaşımlarda mukavemetin düştüğü vurgulanmaktadır [11, 39]. Mevcut çalışma ile bu durum kanıtlanmıştır. Bunun yanında ticari saflıktaki Al matriks alaşımında kısa fiber takviyesi ile mukavemetin % 200 lere varan artışlar gösterdiği ifade edilmektedir [141].

Kompozitlerin mukavemetleri, basit karışım kuralı yaklaşımları ile analiz edilebilmektedir. Mamafih, süreksiz (kısa fiber) olarak ve rastgele dağılmış fiberlerle takviye edilmiş kompozit malzemelerde, fiberlerin süreksiz tabiatlarından ve takviye fazlarının matriks içinde yönelme farklılıklarından dolayı fiberlerin takviye etkisi azalmaktadır. Kritik bir fiber oranı üzerinde sürekli fiberler ile takviye edilmiş bir kompozit malzemede fiberler, aşağıdaki eşitliği ortaya koymaktadır.

$$\sigma_c = V_f \sigma_f + (1 - V_f) \sigma'_m \quad (4.4)$$

Eşitlik (4.4) de, σ_c , kompozitin mukavemetini, σ_f ve σ'_m sırasıyla fiber ve matriksin mukavemetlerini, V_f ve V_m ise yine sırasıyla fiber ve matriksin hacim oranlarını göstermektedir. σ'_m , fiber kırılma genlemesindeki matriksin mukavemetini temsil etmektedir [1, 4].

(4.4) eşitliğinin, fiberlerin kısa olmasından ötürü matriks tarafından gerilmenin fiberlere transfer edilmesini sağlayacak kritik fiber boyunu da dikkate alarak yeniden düzenlenmesi gerekmektedir. Dolayısıyla, eşitliğe kritik fiber boyu (ℓ_c) ve fiberlerin ortalama boylarının (ℓ) da sokulması durumunda ortaya, (4.5) eşitliği çıkmaktadır.

$$\sigma_c = \sigma_f V_f \left(1 - \frac{\ell_c}{2\ell}\right) + (1 - V_f) \sigma'_m \quad (4.5)$$

Fiberlerin eksenel olmayan, kısacası farklı yönlerde yönelme özelliklerini göz önüne almak için denklem (4.5) e yeni bir katsayının ilave edilmesi gerekmektedir. Bu durumda yeni eşitlik aşağıdaki gibi olmaktadır.

$$\sigma_c = C \sigma_f V_f \left(1 - \frac{\ell_c}{2\ell}\right) + (1 - V_f) \sigma'_m \quad (4.6)$$

Eşitlik (4.6) da kullanılan C terimi için çeşitli sabitler tesbit edilmiştir. Friend [141] yaptığı çalışmada C katsayısının düzlemsel olarak rastgele dağılmış fiber takviyeleri durumunda 3/8, üç boyutta rastgele dağılmış fiberler için 1/5 olduğunu tesbit etmiştir. Kaufman ve arkadaşları [111] ise Saffil fiber takviyeli Al-%9 Si alaşımlarında C sabitinin 0.27 olduğunu ifade etmektedirler. Ancak bu katsayının üretim şartlarına bağlı olarak değiştiği ve deneysel bir sabit olduğu da vurgulanmaktadır [141]. Bu çalışmada optik mikroyapı fotoğraflarından ölçülen fiber dağılım yoğunlukları sonucunda yeni bir C katsayısı hesaplanmış ve bu katsayının 7/12 olduğu tesbit edilmiştir.

Kritik fiber boylarının hesaplanmasında kullanılan eşitlik ise aşağıda verilmektedir [109].

$$\ell_c = \frac{\sigma_f d}{2\tau_o} \quad (4.7)$$

Eşitlik (4.7) de d, ortalama fiber çapı ve τ_o ise fiber matriks arayüzeyindeki kayma gerilmesidir. Kompozit malzemelerde arayüzey kayma gerilmelerinin hesaplanmasının oldukça güç olduğu ifade edilmektedir. Friend tarafından yapılan çalışmalarda, arayüzey kayma gerilmesinin matriks kayma gerilmesine eşit olduğu kabul edilmiş ve matriks kayma gerilmesinin de Tresca kriterine göre akma mukavemetinin yarısı olduğu kabul edilmiştir [141]. MMK malzemelerin mukavemetlerini hesaplayabilmek için bu çalışmada matriksin akma gerilmesi, arayüzey kayma gerilmesinin yerine kullanılmıştır. Dolayısıyla, MMK malzemelerin mukavemet denklemi;

$$\sigma_c = \frac{7}{12} \sigma_f V_f \left(1 - \frac{\sigma_f d}{2\ell \sigma_{ym}}\right) + (1 - V_f) \sigma'_m \quad (4.8)$$

şeklini almaktadır. (4.8) eşitliğindeki σ_{ym} terimi, matriksin akma mukavemetini temsil etmektedir

Modifiye edilmiş karışım kuralı analizleri, fiberlerin belirli bir gerilme seviyesine kadar kırılmadıklarını ve kırılma gerilmesinde hepsinin bir anda kırıldığını kabul etmektedir. Karışım kuralı yaklaşımında kullanılan veriler Tablo 4-7 de gösterilmektedir. Fiber boylarının her bir kompozit malzemede değiştiği elastik modül hesaplamalarında vurgulanmış ve değerler verilmiştir. Fiberlerin koptuğu andaki matriks mukavemeti (σ'_m) ise literatürde verilen Saffil alümina fiberlerin çekme eğrileri ve matriksin çekme eğrisinden hesaplanmıştır. Belirtildiğine göre [141], Saffil fiberlerin gerilme-

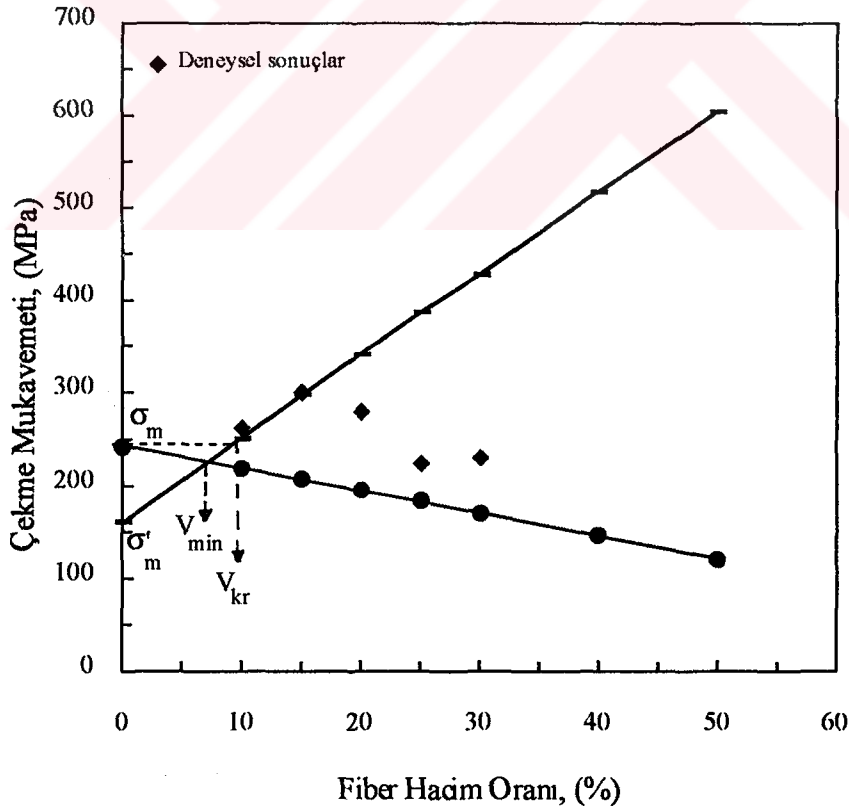
genleme eğrisinde elastik + plastik uzaması % 0.67 dir. Çekme eğrilerinden elde edilen verilere göre matriksin elastik + plastik uzaması ise % 1.08 dir. Fiber ve matriks çekme eğrilerinin beraber çizilmesi ile, $\sigma'_m = 160$ MPa olarak tesbit edilmiştir.

Tablo 4-8: Modifiye edilmiş karışım kuralı denkleminde kullanılan değerler.

σ_f (MPa)	e_f (%)	σ'_m (MPa)	σ_{vm} (MPa)	d (μ m)	C	σ_m (MPa)
2000	0.67	160	231	3.0	7/12	243.7

Tablo 4-8 deki değerlerle (4-8) eşitliği kullanılarak ve takviye malzemelerinin artan hacim oranı ile matriksteki kalıcı gerilmeyi (σ) de göz önüne alarak LM 13 matriksli kompozit sistemlerin, modifiye edilmiş karışım kuralı diyagramını çıkarmak mümkün olmaktadır. Matriksteki kalıcı gerilme ise (4-9) eşitliği ile bulunabilmektedir.

$$\sigma = \sigma_m(1 - V_f) \quad (4.9)$$



Şekil 4-24: Deneyel mukavemet değerleri ve modifiye edilmiş karışım kuralı yaklaşımına göre hazırlanan mukavemet haritası.

Şekil 4-24, bu çalışmada elde edilen sonuçlarla hazırlanmış LM 13 metal mat-riks kompozitlerin karışım kuralı diyagramını göstermektedir. Şekil 4-24 de hesapla-malar MMK matriksin, hacimce maksimum % 60 δ -Al₂O₃ fiber hacim takviyeleri içerdği düşünülerek gerçekleştirilmiştir. Deneysel bulgular ise sırasıyla, % 10, % 15, % 20, % 25 ve % 30 hacim oranında fiber takviyeleri için diyagrama aktarılmıştır.

Modifiye edilmiş karışım kuralı diyagramı iki önemli hacim oranı parametresi-nin olduğunu göstermektedir. Bunlar;

- (i) V_{min} : Fiberlerin gerçek takviye malzemesi olarak davranmaya başladığı ve fiberle-rin uygulanan yük ile gerçek mukavemetlerinin çok altında kırıldığı kritik hacim oranı
- (ii) V_{kr} : Matriks malzemesinin mukavemetinin aşılması için gerekli olan kritik fiber hacim oranı.

Kompozit sistemlerinde V_{min} değerinin fiberlerin morfolojisine ve matriks fa-zının mukavemetine bağlı olduğu belirtilmektedir. Yüksek mukavemetli matriks mal-zemelerinin kullanıldığı kompozit malzemelerde, fiberlerin takviye etkilerinin düştüğü ve kritik bir hacim oranına kadar matriksin yükü taşıdığı ve hatta fiberlerin matriks ta-rafından transfer edilen yükü taşıyamadan kırılarak matrikste çatlak oluşum bölgeleri oluşturup mukavemeti düşürdüğü ifade edilmektedir [4, 5, 141]. Düşük mukavemetli alaşımlarda ise V_{min} noktasının karışım kuralı diyagramlarında sola kaydığı ve fiber takviye etkisinin yüksek mukavemetli alaşımlardan çok daha düşük fiber hacim oranla-rında meydana geldiği vurgulanmaktadır. Buna bağlı olarak matriks mukavemetinin aşılması için gereken fiber hacim oranı V_{kr} de düşmektedir [141]. Eşitlik (4.8) in ye-niden düzenlenmesi ile, $\sigma_c = \sigma_m$ durumunda deneysel verilerin kullanılması ile V_{kr} değeri, (4.10) eşitliğinden hesaplanmaktadır.

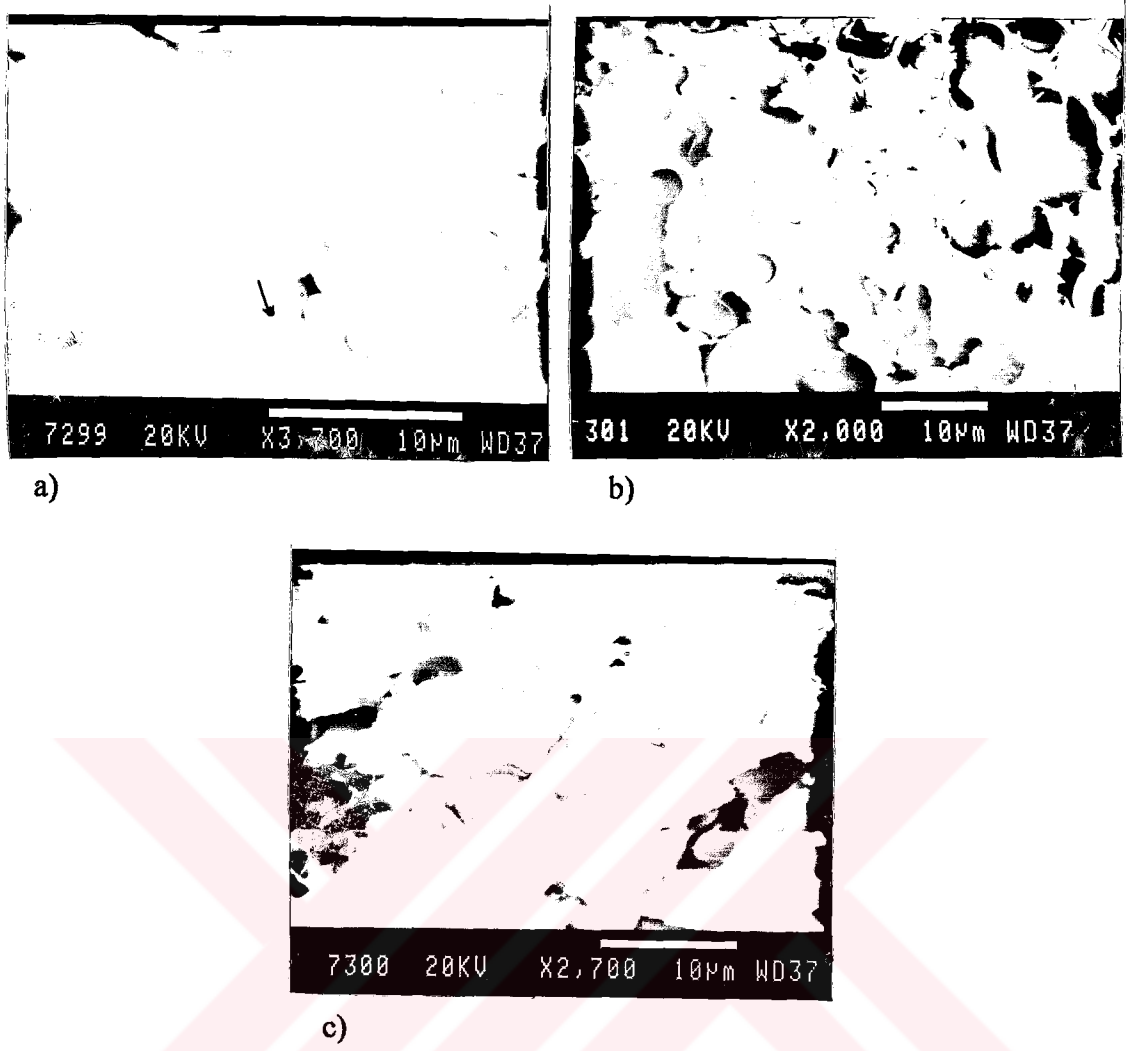
$$V_{kr} = \frac{(\sigma_m - \sigma'_m)}{(7/12)\sigma_f \left[1 - \left(\sigma_f d / 2\ell \sigma_{ym} \right) \right] - \sigma'_m} \quad (4.10)$$

Eşitlik (4.10) dan hesaplanan V_{kr} değerinin yaklaşık % 9 Saffil fiber oranına eşit oldu-ğu bulunmuştur. V_{kr} değerinin yaklaşık % 9 olduğu Şekil 4-24 deki karışım kuralı di-yaqramından da gözlenmektedir.

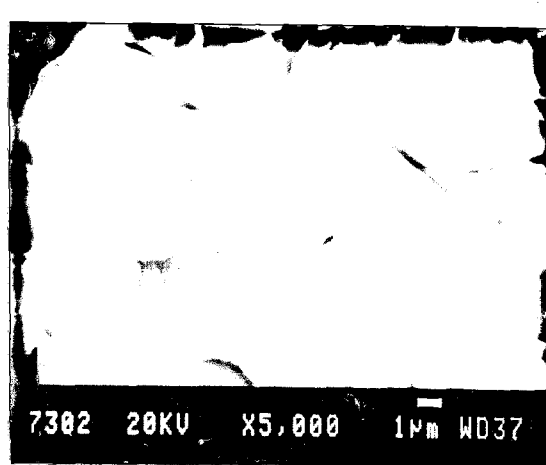
Şekil 4-24 den de görüleceği gibi infiltrasyonla üretilen MMK malzemelerin mukavemetleri % 15 hacim oranında Saffil fiber takviyelerine kadar teorik sonuçlarla uyum içindedir. % 20 fiber takviyesinden sonra ise mukavemet değerleri düşmeye başlamaktadır. Belirli bir fiber hacim oranından sonra çekme mukavemetlerinde mey-dana gelen bu düşüşlerin sebepleri birçok faktöre bağlıdır. Porozite deneylerinden de

görüldüğü gibi fiber hacim oranı arttıkça az miktarda da olsa porozite artışı saptanmıştır. Ancak bu kadar düşük bir porozite miktarının mukavemet değerlerinde bu kadar keskin düşümlere sebebiyet vermesi olasılığı oldukça düşüktür. Bir başka faktör ise ilave edilen takviye elemanlarından dolayı matriksin yaşlanma kinetiğinde meydana gelen değişimlerdir. MMK malzemelerde fiber oranının artması ile yaşlanmada daha kısa sürelerde maksimum sertliğe ulaşıldığı ve aşırı yaşlanmanın çok kısa yaşlanma sürelerinde bile meydana gelebileceği vurgulanmaktadır [142]. Her ne kadar fiberler standart yaşlanma sürelerinde matriksin aşırı yaşlanmasına sebebiyet veriyor olsalar da yapılan Brinell sertlik ölçümleri sonuçlarına göre kompozit çekme gerilmelerinin sadece aşırı yaşlanmaya bağlanması da doğru değildir. Brinell sertlik sonuçlarına göre T6 ısıtılma uğratılan numunelerde Saffil fiber hacim oranının artışı ile sertlik artış hızının düştüğü, ancak kompozitlerde sertlik değerlerinin, hiçbir zaman takviyesiz matriks alaşımının sertlik değerinin altına düşmediği saptanmıştır. Saffil fiber takviyeli kompozitlere benzer şekilde düzlemsel olarak rastgele dağılmış Ni kaplı grafit fiberlerle takviye edilen 6061 Al alaşımında, Sn ve Sn-Pb matriksli MMK malzemelerde % 20-25 fiber oranlarından sonra çekme mukavemetlerinin düşmeye başladığı kaydedilmiştir. Sıkıştırma döküm tekniği ile 500 MPa gibi çok yüksek bir basınçla üretilen bu kompozitlerde poroziteden bahsetmek de mümkün değildir. Bhagat ve arkadaşlarının [143] yaptığı bu çalışmanın sonuçlarına göre; maksimum mukavemete erişildiğinde, yük uygulama yönünde fiberlerin mukavemet arttırıcı etkisi ile, yine yük uygulama yönüne dik yönde matriksin kırılmasına bağlı olarak gerilme konsantrasyonu etkisi dengelenmektedir. Kritik bir fiber hacim oranından sonra fiberlerin matriksten sıyrılması (fiber pull-out) sonucunda bu denge bozulmaktadır. Fiber sıyrılmasının en büyük nedeni de, yüksek fiber oranlarında fiber/matriks arasındaki arayüzey bağ mukavemetinin zayıf olarak gerçekleşmesinden dolayıdır. Benzer sonuçlar Saffil fiberlerle takviye edilmiş Al - % 4.5 Cu, % 0.2 Mg; Al - % 4.5 Cu, % 1.5 Mg; Al - % 4.5 Cu, % 3.0 Mg matriksli kompozitlerin basmadaki akma gerilmeleri sonuçlarında da gözlenmiştir [95].

Kırılma yüzeylerinin SEM ile incelenmesi % 10 ve % 15 hacim oranında Saffil fiber takviyeli LM 13 MMK malzemelerinde fiber ve matriks fazlarının beraber kırıldıkları ve matriks fazından fiber sıyrılmasının gerçekleşmediği saptanmıştır. (Şekil 4-25a ve 4-25b). Bu ise fiber ve matriks fazları arasındaki bağın kuvvetli, diğer bir ifadeyle arayüzey bağ mukavemetinin yüksek olduğuna işaretir. Şekil 4-25a da okla işaretlenen bölgede, fiberin matriksten koptuğu noktada matriks fazının fibere iyi bağlanması sonucunda mekanik olarak oluşan pürüzlü bir alan meydana gelmekte ve fiber matriks fazını zorlayarak kırılmaya uğramaktadır. Yüksek hacim oranında fiber içeren MMK malzemelerde ise kırılma yüzeylerinde fiberlerin matriksten çıktığı, enine ve boyuna fiber kırılmalarının meydana geldiği gözlenmektedir (Şekil 4-25c). Dolayısıyla



Şekil 4-25: a) % 10, b) % 15 ve c) % 30 Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde SEM kırılma yüzeyleri.



Şekil 4-26: % 15 Saffil fiber takviyeli numune de fiber ve matriksin kırılmasını gösteren SEM kırılma yüzeyi.

bu çalışmada, yüksek hacim oranında fiber takviyeli kompozit malzemelerde mukavemetin düşmesinin ana sebebinin zayıf fiber/matriks arayüzey bağ mukavemetinden dolayı meydana geldiği söylenebilmektedir. Şekil 4-26 da % 15 hacim oranında fiber içeren kompozit malzemenin yüksek büyütmedeki SEM kırılma yüzeyi yapısı gözlenmektedir. Şekilden anlaşılabacağı gibi matriks ve fiber fazları arasında kusursuz bir bağlanma gözlenmekte, fiberler gevrek olarak kırılmaya uğrarken fiberler arasında kalan matriks fazının ise sünek kırılma özelliği gösterdiği görülmektedir.

4.6. Saffil FiberTakviyeli MMK Malzemelerin Aşınma Davranışları

Tablo 4-9: Takviyesiz LM 13 matriks alaşımı ve kompozit numunelerde uygulanan yük ile aşınma deneylerinde elde edilen hacimsel kayıplar, ağırlık kayıpları, sürtünme katsayısı, hacimsel (W_v) ve ağırlıkça aşınma hızı (W_m) değerleri.

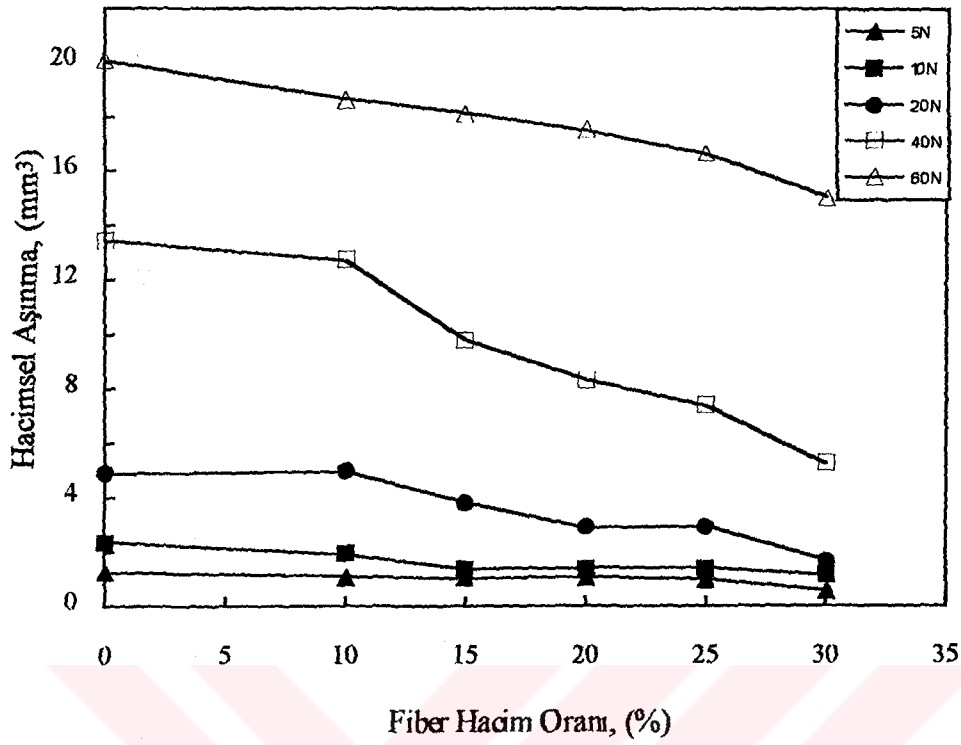
Fiber Hac- mi (%)	Yük (N)	Hacim kay- bı (mm^3)	Ağırlık kay- bı (mg)	Sürt. Kats. (μ)	W_v (mm^3/km)	W_m (mg/km)
0	5	1.243	3.470	0.364	0.345	0.964
0	10	2.390	6.825	0.345	0.664	1.896
0	20	4.874	14.580	0.325	1.354	4.050
0	40	13.426	37.425	0.320	3.729	10.396
0	60	20.067	56.690	0.318	5.574	15.747
10	5	1.118	3.010	0.340	0.311	0.836
10	10	1.914	4.940	0.325	0.532	1.372
10	20	4.977	11.175	0.315	1.382	3.104
10	40	12.703	30.280	0.310	3.529	8.411
10	60	18.667	49.925	0.304	5.185	13.868
15	5	1.025	2.480	0.330	0.285	0.688
15	10	1.359	3.275	0.320	0.377	0.909
15	20	3.848	9.725	0.310	1.069	2.701
15	40	9.804	25.575	0.300	2.723	7.104
15	60	18.162	46.660	0.290	5.045	12.961
20	5	1.091	2.175	0.315	0.303	0.604
20	10	1.415	2.770	0.310	0.393	0.769
20	20	2.898	7.060	0.300	0.805	1.961
20	40	8.352	20.710	0.280	2.320	5.752
20	60	17.511	43.665	0.280	4.864	12.129
25	5	0.986	1.890	0.310	0.274	0.525
25	10	1.409	2.275	0.310	0.391	0.632
25	20	2.976	5.795	0.275	0.826	1.610
25	40	7.401	18.125	0.270	2.056	5.035
25	60	16.626	37.835	0.275	4.618	10.509
30	5	0.563	1.340	0.300	0.156	0.372
30	10	1.127	2.080	0.275	0.313	0.577
30	20	1.694	4.18	0.275	0.470	1.161
30	40	5.261	13.340	0.265	1.461	3.705
30	60	15.032	32.340	0.265	4.175	8.983

İnfiltrasyon yöntemi ile üretilen LM 13 matriks alaşımı ve kısa fiber takviyeli MMK malzemelere 1m/sn aşındırma hızında, fiberlere dik kesitte uygulanan, disk üstünde numune (pin on-disk) metodu ile yapılan aşınma deneyi sonuçları Tablo 4-9 da verilmektedir. Tabloda takviyesiz alaşım ve MMK malzemelerin hacimsel aşınma, ağırlıkça aşınma miktarları, sürtünme katsayıları ve hacimsel aşınma hızı ile ağırlıkça aşınma hızları da segilenmektedir

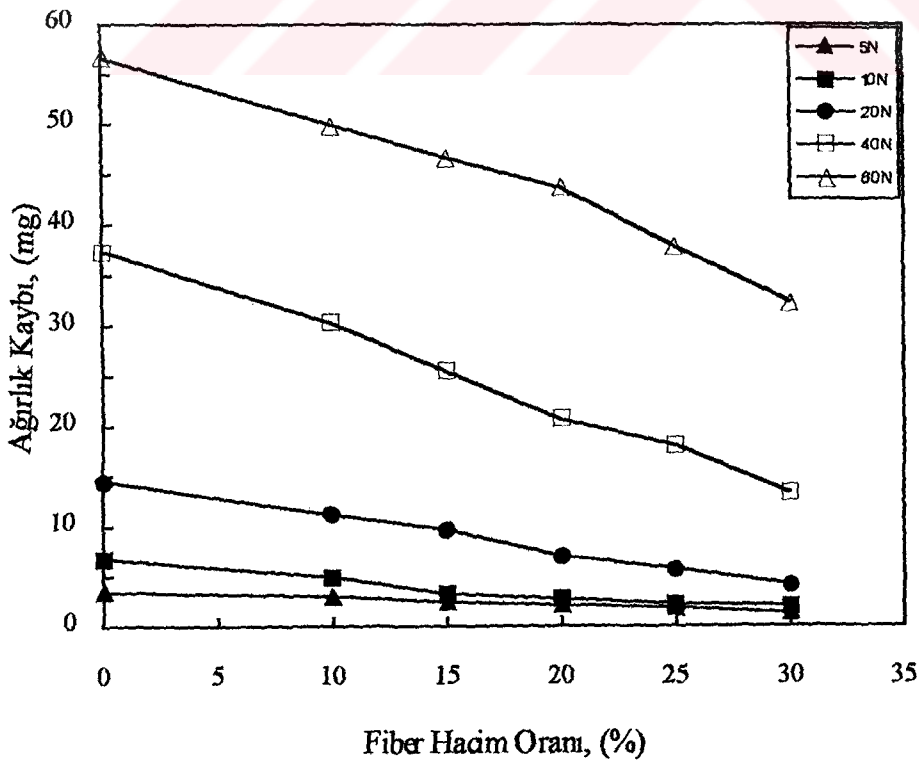
4.6.1. MMK Malzemelerin Aşınması

Tablo 4-9 incelendiğinde LM 13 matriksine Saffil fiber ilavelerinin aşınma dayanımını önemli derecede arttırdıkları sonucu ortaya çıkmaktadır. Şekil 4-27 de grafiksel olarak hazırlanmış olan LM 13 matriks alaşımı ve MMK malzemelerin fiber hacim oranı ve uygulanan yüke göre hacimsel kayıpların, artan fiber hacim oranı ile azaldığı, tersine bir davranışla artan normal yüklerle arttığı gözlenmektedir. Hem Tablo 4-9 ve hem de Şekil 4-27 den anlaşılabacağı gibi en iyi aşınma direnci değerleri % 30 Saffil fiber içeren kompozit malzemelerden elde edilmiştir. Şekil 4-28 de ise yine fiber hacim oranı ve uygulanan normal aşınma yükünün bir fonksiyonu olarak, takviyesiz alaşım ve MMK malzemelerde kaydedilen ağırlık kayıpları verilmektedir. Şekil 4-29 da ise sırasıyla takviyesiz alaşım, % 15 ve % 30 Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde fiber hacim oranı ve uygulanan normal yüke göre hacimce ve ağırlıkça aşınma hızları verilmektedir. Takviyesiz alaşım ve fiber takviyeli alaşımlarda fiber hacim oranının da etkisini kolayca görebilmek için Şekil 4-29 da sadece üç alaşımın aşınma davranışları grafiğe aktarılmıştır.

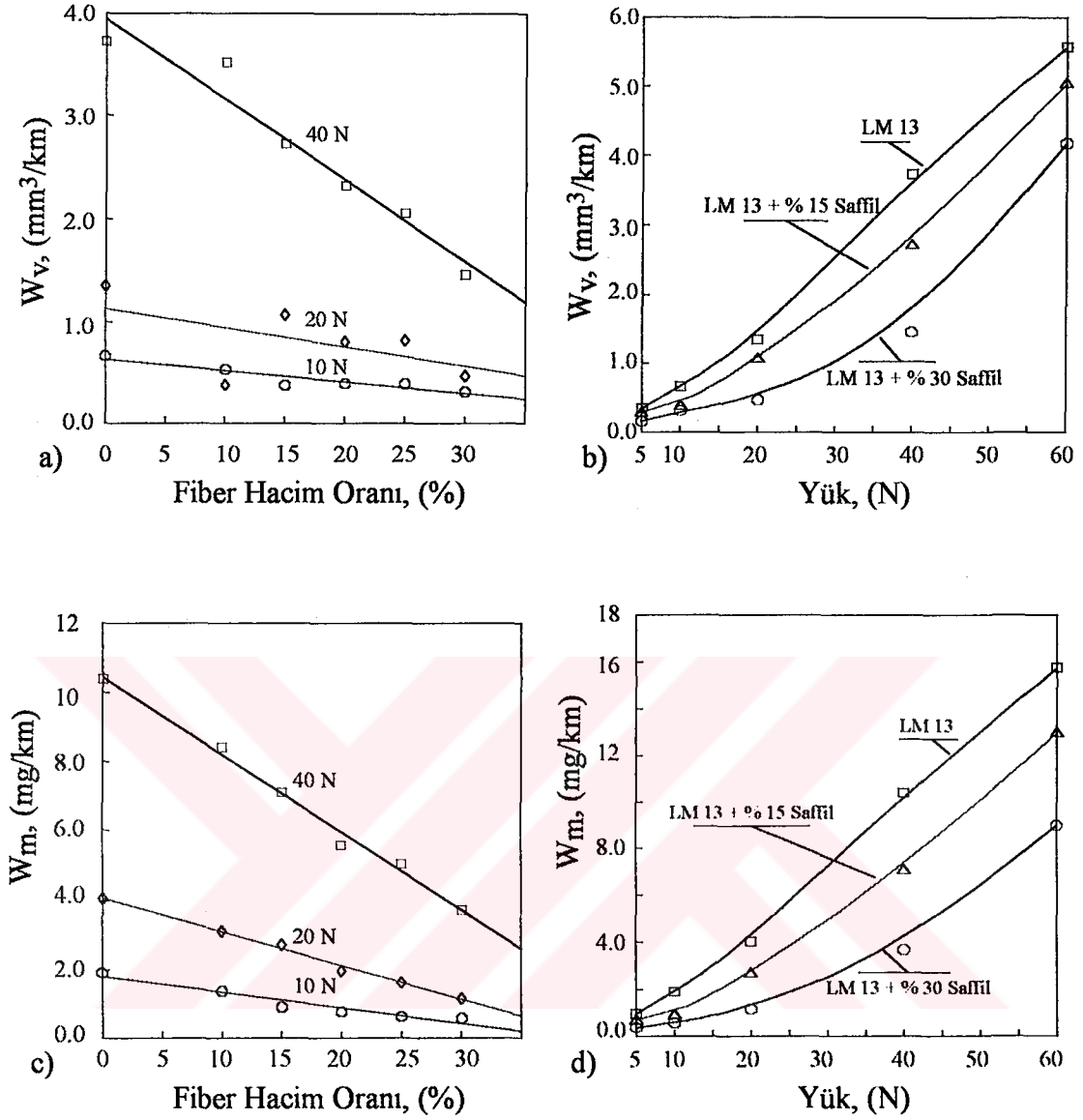
Takviyesiz alaşım ve kompozit malzemelerin hacimsel ve ağırlıkça aşınma deneyi sonuçları incelemelerinde, matriks alaşımına göre en iyi aşınma dirençlerinin 10 N ve 20 N normal yükte yapılan deneylerde elde edildiği anlaşılmıştır. Tablo 4-10 ve Tablo 4-11 de sırasıyla 10 N ve 20 N normal yük altında yapılan deneylerde kompozit aşınma hızı direncindeki artışlar hem hacimsel aşınma ve hem de ağırlıkça aşınma cinsinden verilmektedir. Uygulanan sabit aşınma yüklerinde, matriks alaşımının aşınma hızının ($W_{mat.}$), MMK'lerin aşınma hızına ($W_{MMK.}$) olan oranı ($W_{mat.} / W_{MMK.}$) esas alındığında, hacimsel aşınma direncinin iyileşmesinin % 30 fiber içeren kompozitte en iyi değeri verdiği saptanmıştır. % 30 Saffil fiber içeren MMK malzemenin 20 N normal yükteki aşınma direncinin matriks alaşımının % 288 i olduğu tesbit edilmiştir. Benzer şekilde, matriks alaşımının kompozit malzemelere olan ağırlık kaybı oranlarında da en iyi aşınma direnci % 30 fiber takviyeli kompozitten elde edilmiş ve 10 N aşınma yükünde aşınma direncinin matriks alaşımının direncine göre % 349 daha iyi olduğu tesbit edilmiştir. 5 N normal aşınma yükünde MMK malzemelerin aşınma dirençlerindeki iyileşmenin, 10 N ve 20 N yük uygulamalarının biraz altında olduğu 40 N



Şekil 4-27: Takviyesiz LM 13 alaşımı ve Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde, fiber hacim oranı ile hacim kayıpları ilişkisi.



Şekil 4-28: Takviyesiz LM 13 alaşımı ve Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde, fiber hacim oranının değişmesi ile meydana gelen ağırlık kayıpları.



Şekil 4-29: Takviyesiz, % 15 ve % 30 Saffil fiber takviyeli alaşımlarda; a) hacimsel aşınma hızı-fiber hacim oranı, b) hacimsel aşınma hızı-uygulanan normal aşınma yükü, c) ağırlıkça aşınma-fiber hacim oranı ve d) ağırlıkça aşınma-uygulanan normal yük ilişkisi.

ve 60 N aşınma yüklerinde ise MMK malzemelerin aşınma direncindeki iyileşmelerin önemli derecede düştüğü ortaya çıkmıştır. Örneğin 10 N aşınma yükünde % 30 Saffil fiber takviyeli malzemede aşınma direnci dayanımı matrikse göre % 349 oranında artarken 60 N yükte bu değer ancak % 175 oranında artış göstermektedir.

Tablo 4-10: 10 N normal aşınma yükünde yapılan deneylerde fiber hacim oranının artışına bağlı olarak MMK malzemelerde matriks alaşımına göre aşınma direncinde meydana gelen artışlar.

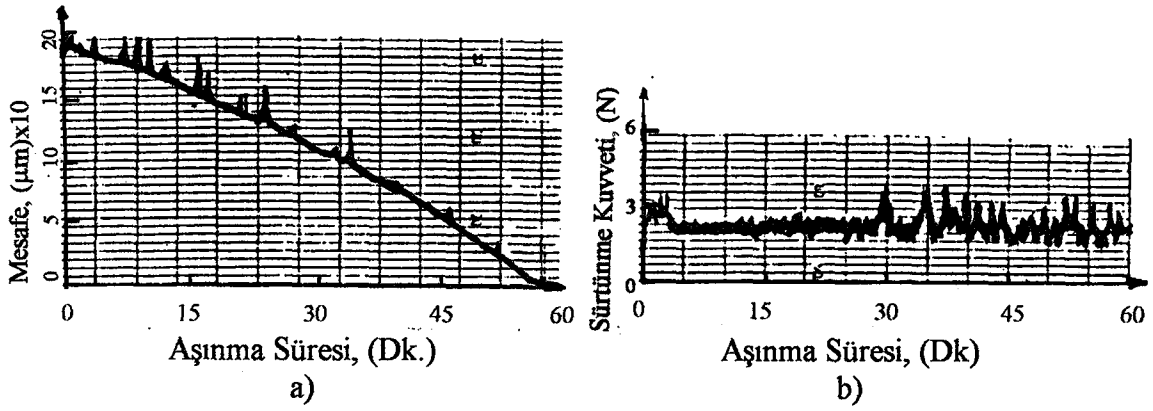
$W_{mat}/W_{MMK} \times 100$	Fiber Hacim Oranı (%)				
	10	15	20	25	30
Hacimsel Aşınma	125	175	169	170	212
Ağırlıkça Aşınma	138	208	246	300	329

Tablo 4-11: 20 N normal aşınma yükünde yapılan deneylerde fiber hacim oranının artışına bağlı olarak MMK malzemelerde matriks alaşımına göre aşınma direncinde meydana gelen artışlar.

$W_{mat}/W_{MMK} \times 100$	Fiber Hacim Oranı (%)				
	10	15	20	25	30
Hacimsel Aşınma	-	126	168	163	288
Ağırlıkça Aşınma	130	150	206	252	349

Tablo 4-10 ve Tablo 4-11 deki hacimsel ve ağırlıkça aşınma dirençlerindeki artış değerleri karşılaştırıldığında, ağırlıkça aşınma dirençlerinin hacimsel aşınma direncine göre daha yüksek oldukları görülmektedir. Fiber hacim oranının artışına göre çizilen hacimsel aşınma (Şekil 4-27) ve ağırlıkça aşınma (Şekil 4-28) grafikleri yanında, Şekil 4-29 daki hacim ve ağırlıkça aşınma hızı eğrileri de bu farkı açıkça ortaya koymaktadırlar.

Silindirik numunelerin çelik diskler üzerinde aşındırmaları esnasında numunenin üzerine monte edilen ve aşınma deneyi boyunca numunede meydana gelen yükseklik kayıplarını bir amplifikatör yardımıyla grafiğe aktaran transdüser, aynı zamanda çelik diskteki aşınmayı da kaydetmektedir. Bilindiği gibi sıvı LM 13 alaşımının infiltre edildiği δ - Al_2O_3 Saffil kısa fiberleri, çelik diskten daha sert malzemelerdir. Aşınmanın ilk anlarında çelik disk ile temas eden silindirik numune yüzeyindeki matriks fazı, daha sert olan seramik fiberlerden daha hızlı aşınmakta ve takiben disk ile daha çok seramik fiberler temas etmektedir. Dolayısıyla silindirik numunenin yanında çelik diskte de bir miktar aşınma kaydedilmektedir. Nitekim deneyler sırasında çelik disk üstünde çok ince de olsa bir aşınma tabakasının oluştuğu gözlenmiştir. Doğal olarak MMK malzemelerdeki fiber hacim oranının artması ile diskin daha çok aşınması beklenmektedir. Bu sebepten, hacimsel aşınma kayıplarındaki aşınma direnci artışı, ağırlıkça aşınma direnci artışlarından daha düşük seviyelerde gerçekleşmektedir. Aşınma yükünün artışı ile fiberlerin çelik diski aşındırma hızı artmakta ve dolayısıyla aşınma direnci artışı düşmektedir. Bunun yanında yüksek aşındırma yüklerinde (40, 60 N)



Şekil 4-30: % 30 Saffil fiber içeren MMK malzemede 40 N aşınma yükünde toplam 1saatlik aşınma süresinde, a) yükseklik kaybı eğrisi ve b) sürtünme kuvveti eğrilerinin titreşimleri.

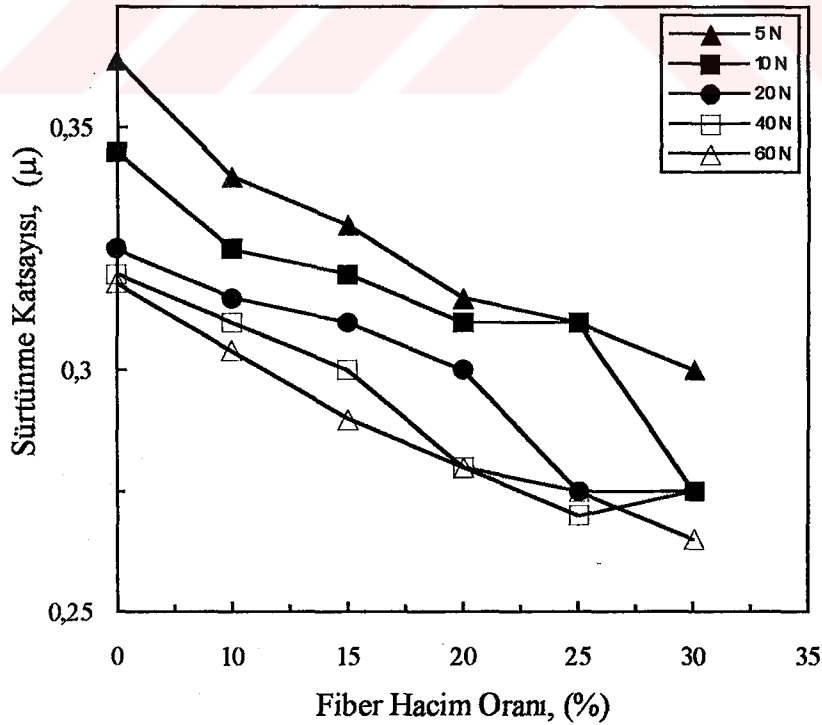
hem hacimsel ve hem de ağırlıkça aşınma hızı dirençlerinin düşük yüklere göre (10, 20 N) düşmesinin bir başka nedeni de yüksek normal yüklerde matriksten fiberler koparak çelik diski aşındırmakta ve numune yüzeyi ile disk arasında kalarak numunenin daha fazla aşınmasına yol açmaktadırlar. Sert partiküllerle aşınma deneylerine benzer şekilde kısa fiberler, matriksin numuneden daha hızlı bir şekilde uzaklaşmasına sebebiyet vermektedirler. Nitekim deneyler esnasında özellikle aşınma yükünün ve fiber hacim oranının yüksek olduğu numunelerde gözlenen normal olmayan gürültülerin fiber kopmalarından kaynaklandığı sanılmaktadır. Yüksek yükte ve yüksek hacim oranında fiber içeren kompozitlerde aşınma mesafesinin elde edildiği eğrilerde, fiber kopması olarak değerlendirilen anlarda meydana gelen vibrasyon, kopan fiberlerin numune yüzeyi ile tekrar temas ettiğini göstermektedir (Şekil 4-30). Çekme deneyinden sonra kırılma yüzeylerinin incelenmesi sonucu yüksek hacim oranlı MMK malzemelerde fiber/matriks arayüzeyinin düşük hacim oranlı MMK malzemelere göre daha zayıf bağ yapısına sahip olduğu ifade edilmişti. Dolayısıyla, aşınma sırasında özellikle yüksek yüklerde fiberlerin kopabileceğini belirtmek yanıltıcı olmayacaktır.

Saffil fiber takviyeli MMK malzemeler kullanılarak yapılan çalışmalarda aşınma özelliklerinin yeterli derecede incelenmemesinden ve literatürde bu malzemeler konusundaki bilgi eksikliğinden dolayı bu malzemelerin aşınma mekanizmaları hakkında yorum yapma imkanı kısıtlanmaktadır. MMK malzemelerin aşınma özellikleri daha çok partikül takviyeli kompozitler için detaylı olarak incelenmiştir. Al ve alaşımlarında oksidasyon hakim aşınma ve yapışma ile aşınma meydana geldiği ifade edilmektedir[116]. Ancak, matriks fazlarına ilave edilen takviye malzemelerinin sertliği, boyutu ve hacim oranları, aşınma mekanizmasının değişmesine yol açmaktadır. Oksidasyon

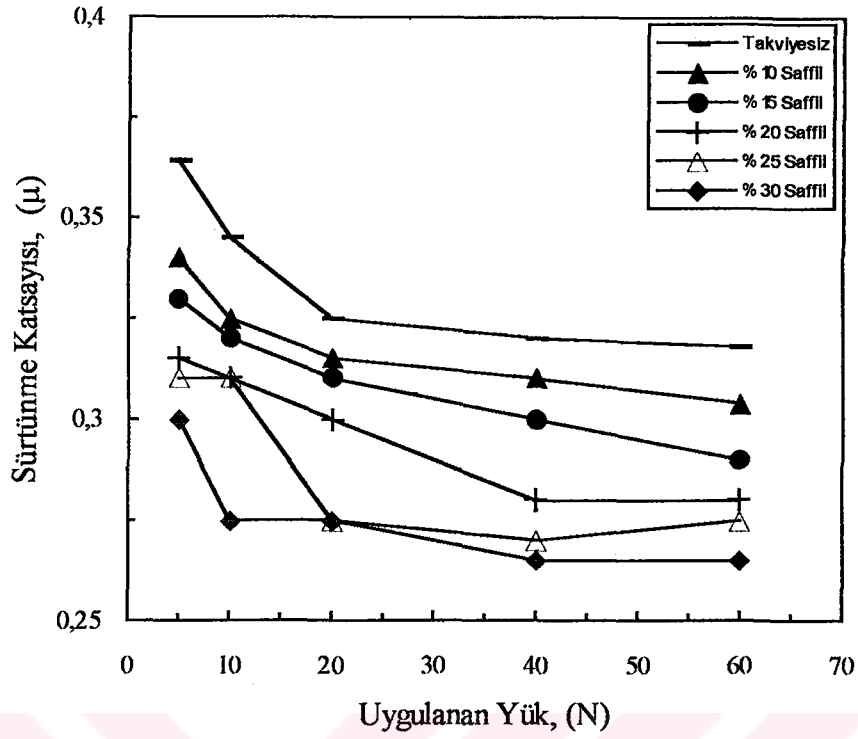
ve yapışma ile meydana gelen aşınmanın yanında abrasiv [144], yüzeyden tabaka ayrılması [121] ve yüzeyde bölgesel ergime sonucu ergime aşınması [124] türünde aşınmalar da meydana gelebilmektedir

4.6.2. MMK Malzemelerin Sürtünme Özellikleri

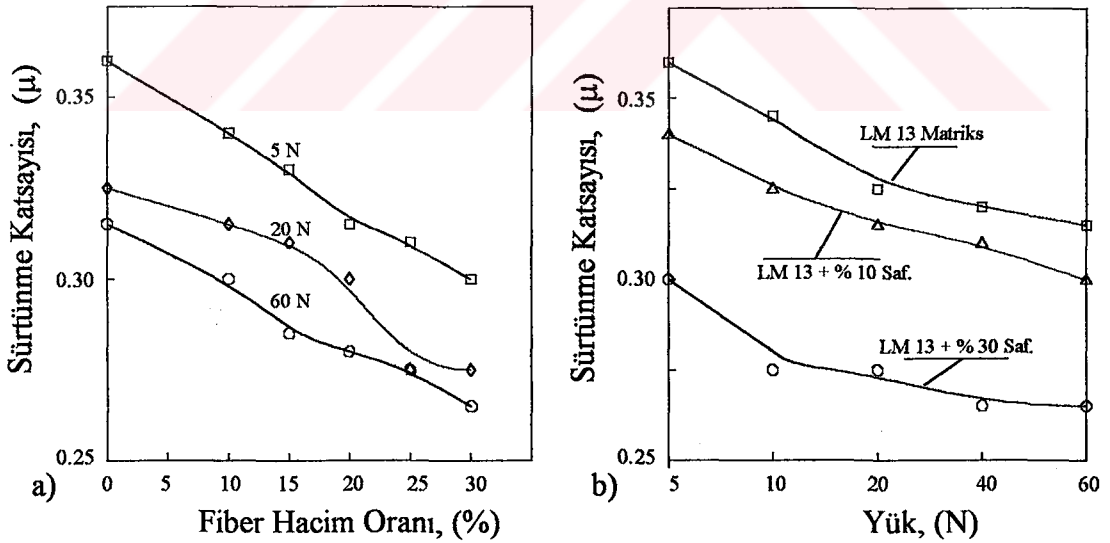
Takviyesiz alaşım ve MMK malzemelerin 1m/sn aşınma hızında ve fiberlere dik kesitte yapılan aşınma deneylerinden elde edilen sürtünme katsayısı değerleri Tablo 4-9 da verilmiştir. Sürtünme katsayısı değerleri aynı zamanda fiber hacim oranına ve uygulanan normal aşınma yüküne göre grafiksel olarak da sırasıyla Şekil 4-31 ve 4-32 de gösterilmektedir. Tablo 4-9, Şekil 4-31 ve 4-32, fiber hacim oranının ve uygulanan normal yükün artması ile sürtünme katsayısı değerlerinin düştüğünü göstermektedir. Fiber hacim oranının ve normal yükün artması ile sürtünme katsayılarının değişimini daha rahat görebilmek amacıyla Şekil 4-33 de uygulanan yük ve fiber hacim oranlarının maksimum, minimum ve bunlar arasındaki bazı veriler yeniden grafiğe aktarılmıştır. Şekil 4-33a da, sırasıyla 5 N, 20 N ve 30 N aşınma yüklerinde sürtünme katsayısının değişimi görülmektedir. 5 N normal yükte takviyesiz alaşımda, 0.364 olarak kaydedilen sürtünme katsayısı değeri, fiber hacim oranının % 15 olması durumunda 0.285 e, % 30 fiber takviyeli kompozitte ise 0.300 e düşmüştür. Diğer aşınma



Şekil 4-31: Takviyesiz LM 13 alaşımı ve Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde, fiber hacim oranı ile sürtünme katsayılarının değişimi.



Şekil 4-32: Takviyesiz LM 13 alaşımı ve Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde, uygulanan yükün değişmesi ile sürtünme katsayısının değişimi.

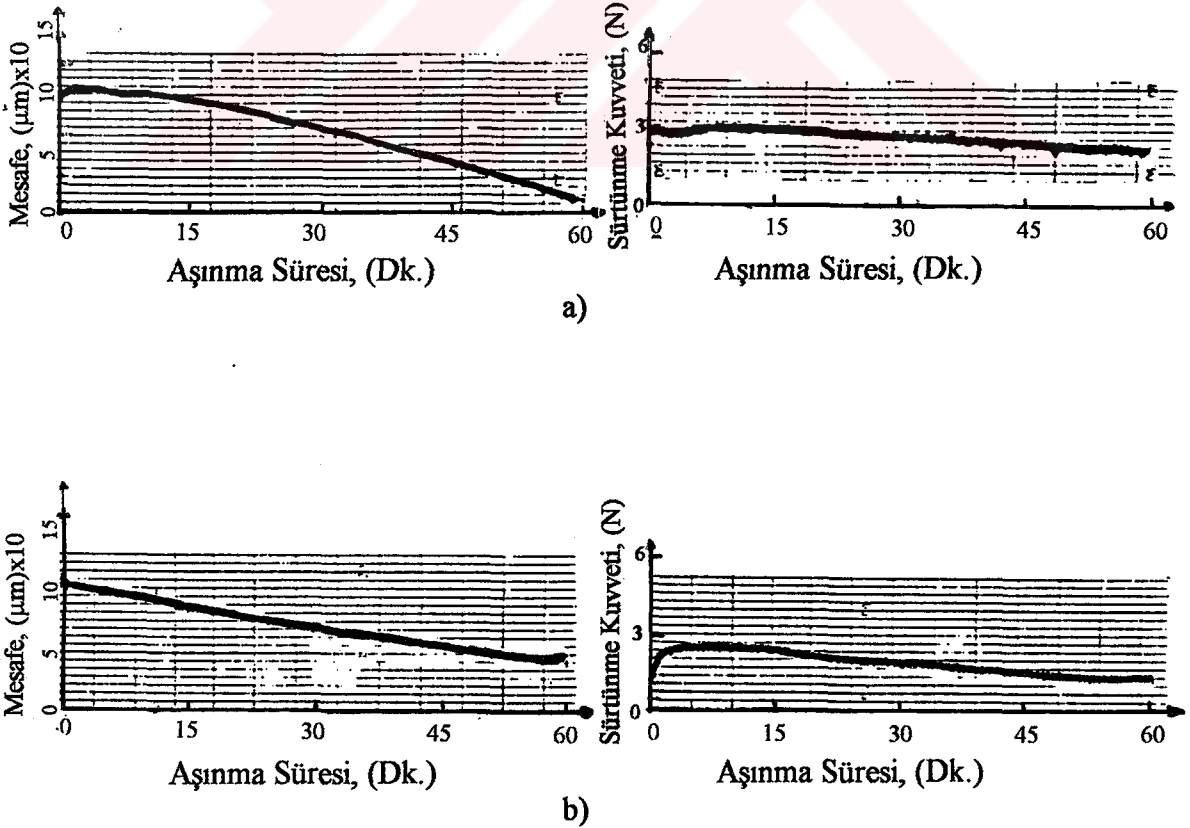


Şekil 4-33: a) 5, 20 ve 60 N normal yüklerde ve değişik fiber hacim oranlarında, b) takviyesiz, %10 ve %30 Saffil fiber takviyeli alaşımlarda ve farklı normal aşınma yüklerinde sürtünme katsayısının değişimi.

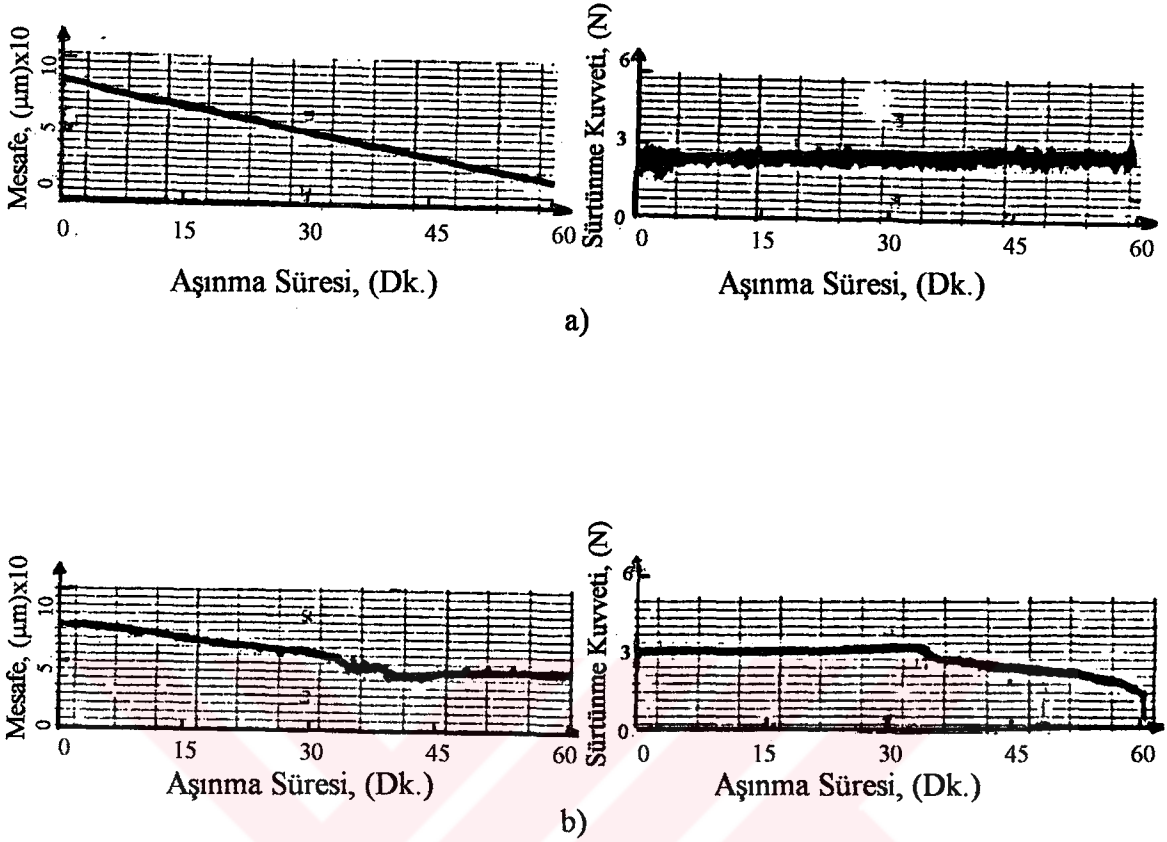
yüklerinde de sürtünme katsayısının düşmesi benzer bir davranış sergilemektedir. Aşındırma yükünün artması ile Şekil 4-33b den de görüleceği gibi sürtünme katsayısı

önemli derecede düşmektedir. Örneğin; takviyesiz alaşımda 5 N yükte sürtünme katsayısı 0.364 iken 60 N yükte 0.318 e düşmüştür. Benzer ilişkiye tüm kompozit malzemelerde rastlanmaktadır.

Şekil 4-34 de takviyesiz alaşımın ve % 10 fiber takviyeli MMK malzemenin aşınması sırasında elde edilen aşınma eğrisi ile birlikte sürtünme yükünün hesaplandığı sürtünme eğrisi verilmektedir. İki eğri karşılaştırıldığında, takviyesiz alaşımda aşınmanın, % 10 fiber takviyeli kompozite göre daha fazla olduğu gözlenmektedir. Sürtünme kuvveti eğrileri karşılaştırıldığında ise takviyesiz alaşımda aşınma süresince eğride önemli bir sapma olmadığı görülmektedir. Ancak % 10 fiber takviyeli kompozitte ilk anlarda sürtünmenin yüksek olduğu gözlenmekte ve ilerleyen süre ile sürtünme kuvvetinin düştüğü ortaya çıkmaktadır. Kompozit numunede sürtünme kuvveti eğrisinin başlangıçta yüksek değer vermesi, aşınmanın ilk anlarında numuneden önce matriksin uzaklaşmasından dolayıdır. Matriks aşınıp fiberler disk ile temas etmeye başlayana dek sürtünme kuvveti yükselmekte ve takiben fiberlerin disk ile teması sonucu sürtünme düşmektedir.



Şekil 4-34: 10 N aşınma yükünde, yükseklik kaybı ve sürtünme yükü değişimi;
a) LM 13 alaşımı, b) % 10 Saffil fiber takviyeli MMK malzeme.



Şekil 4-35: 10 N normal aşınma yükünde a) % 20 ve b) % 30 Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde aşınma mesafesi ve sürtünme kuvveti eğrileri.

Şekil 4-35 de ise sırasıyla % 20 ve % 30 fiber takviyeli MMK malzemelerde aşınma süresi boyunca numunedeki yükseklik kaybı ve sürtünme kuvveti eğrileri verilmektedir. % 20 fiber takviyeli kompozit malzeme kararlı bir aşınma davranışı sergilemekte iken % 30 fiber takviyeli MMK malzemenin aşınmasının ve sürtünme karakterinin değiştiği gözlenmektedir. Şekil 4-35a dan görüldüğü gibi % 20 fiber takviyeli malzeme kararlı bir aşınma göstermekte ve sürtünme eğrisinde önemli bir değişiklik gözlenmemektedir. Şekil 4-35b de, % 30 fiber takviyeli malzemenin başlangıçta hızlı bir aşınma davranışı sergilediği anlaşılmaktadır. Aşınmanın ilerlemesi ile, yaklaşık 1500 m aşınma mesafesinden sonra kompozitin hemen hemen hiç aşınmadığı ve sürtünme kuvvetinin de hızlı bir şekilde düştüğü görülmektedir. Belirli bir aşınma mesafesinden sonra aşınmanın azalması ve sürtünme kuvvetinin düşmesinin, fiberlerin çelik disk ile temas edip, matriks fazı ve disk temasını kestiklerinden dolayı olduğu sanılmaktadır. Aşınma deneyi sırasında gözlenen ve belirgin bir aşınma mesafesinden sonra cihazdan gelen ve normal olmayan gürültüler, fiberlerin çelik disk ile temasta olduğuna işaret etmektedir. Bu mesafeden sonra meydana gelen çok az bir aşınmanın ise fiberlerin çelik diski aşındırmasından dolayı olduğuna inanılmaktadır.

Aşınma mesafesi ve sürtünme katsayısı eğrileri dikkatle incelendiğinde, sabit yük altında fiber hacim oranının artması ile aşınma mesafesi ve sürtünme yüklerinin düştüğü gözlenmektedir. Yapılan incelemelerde, MMK malzemelerin aşınması sırasında, fiber hacim oranının artması ile aşınma dirençlerinin arttığı tesbit edilmiştir. MMK malzemeler bu özelliklerinden dolayı aşınma ve sürtünme uygulamalarında yaygın olarak tercih edilmeye başlanmışlardır [145]. Ancak deneyler esnasında özellikle yüksek aşınma yüklerinde kompozit malzemelerde fiberlerin koptuğu ve bu fiberlerin de çelik disk üzerinde kalarak matriksi daha fazla aşındırdığı saptanmıştır. Nitekim sert partiküller ilave edilmiş metallerin aşınması sırasında bu sert partiküllerin kopup matriks metalini aşındırmasından dolayı aşınma, beklenenden daha fazla olabilmektedir [114].

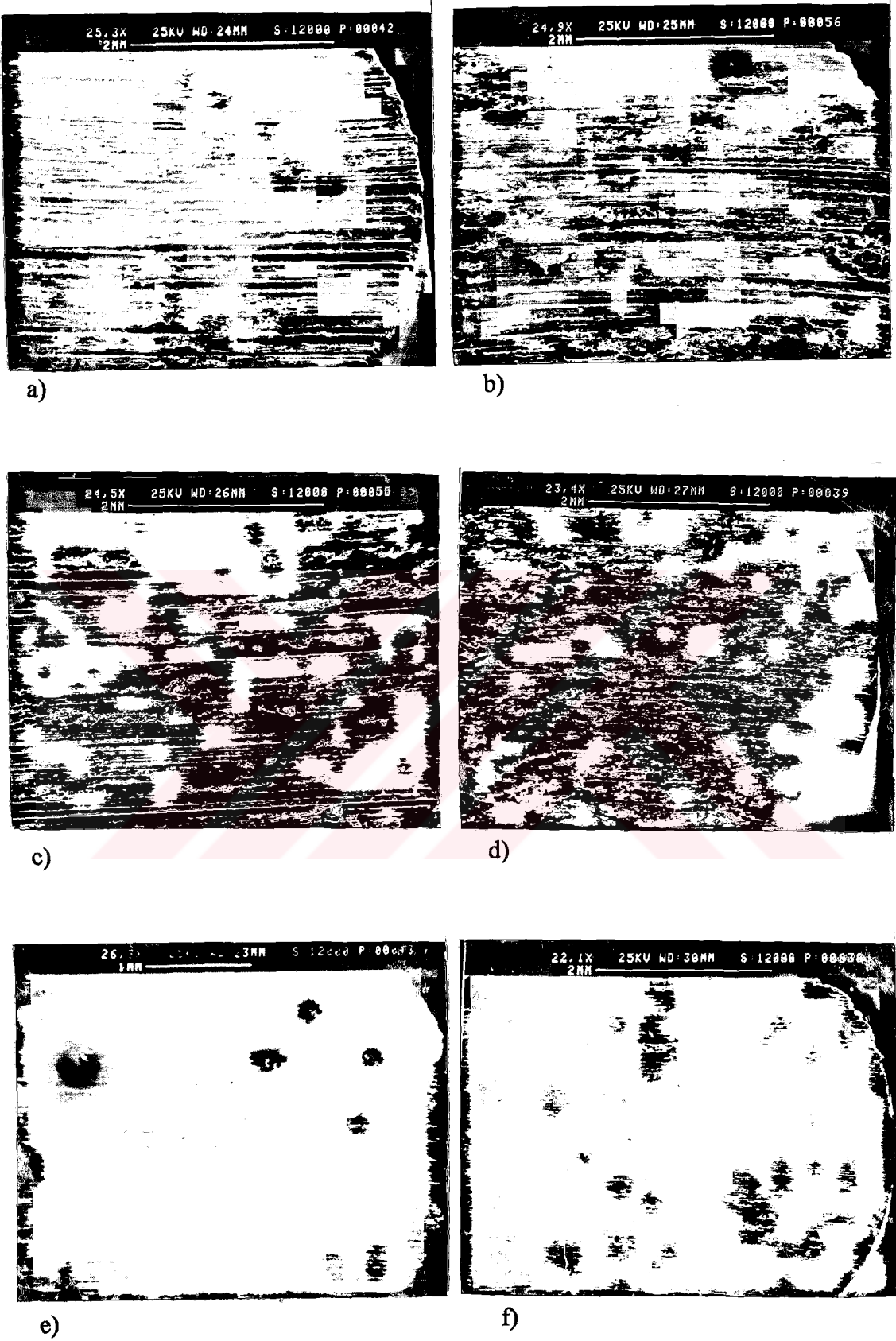
Sürtünme katsayısı değerlerinin artan fiber hacim oranı ve normal yük ile düştüğü yukarıda vurgulanmaktadır. Al-Si alaşımlarının motor pistonlarında kullanılmalarının en önemli nedenlerinden birisi içerdikleri yüksek Si miktarından dolayı aşınma dirençlerinin yüksek olması ve buna paralel olarak sürtünme katsayılarının diğer Al alaşımlarına göre düşük olmasıdır. Bir diğer önemli sebep ise yoğunluklarının düşük ve dolayısıyla spesifik mukavemetlerinin yüksek olmasıdır. Düşük sürtünme katsayısı ve yüksek spesifik mukavemet dolayısıyla da önemli derecede enerji tasarrufu sağlamaktadırlar. Al-Si alaşımlarına uygulanan ısıtma işlemleri neticesinde hem matriksin mukavemeti artmakta ve bunun yanında keskin köşeli Si kristalleri küresele yakın şekiller alarak aşınmada daha üstün özellikler ortaya çıkmasını sağlamaktadırlar. Alüminyum alaşımlarına ilave edilen seramik partiküllerin sürtünme katsayısını düşürdükleri Rana ve Stefanescu [123] tarafından da ifade edilmektedir. Al - 1.5 Mg alaşımına ilave edilen SiC partikül ağırlık oranının artması sonucu matriks ve aşındırıcı ortam arasındaki temas alanı azalmakta ve sonuç olarak MMK malzemenin sürtünme katsayısı düşmektedir. Prasad ve arkadaşları [118, 127] tarafından yapılan çalışmalar sonucu kısa Saffil fiberlerin, Al alaşımlarında sürtünme katsayısını önemli ölçülerde düşürmektedirler. Prasad, Saffil fiberler ile takviye edilmiş olan Al alaşımlarında artan fiber oranı ile bu çalışmadaki sonuçlara benzer olarak sürtünme katsayısının düştüğünü tesbit etmiş, bu düşüşü de fiberlerarası mesafelerin düşük olmasına bağlamıştır. Belirtildiğine göre Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde fiberlerarası mesafeler diğer fiber takviyeli MMK'lere göre çok daha düşüktür. Dolayısıyla Saffil fiberler ve aşındırıcı ortam arasında sürekli fiberlere göre daha fazla bir fiber alanında temas sağlanmaktadır.

Aşınma deneylerinden ortaya çıkan diğer bir sonuç ise sabit fiber oranı takviyesinde artan normal aşınma yükü ile sürtünme katsayılarının düşmesidir. Teorik olarak sürtünme katsayısı, açılma sürtünme yükünün, uygulanan normal yüke olan oranıdır ve artan yük ile değişmemesi gerekmektedir. Ancak aşınmada, aşınma mekanizmasında ve

malzeme yüzeyi veya bileşiminde meydana gelebilecek herhangi olası bir değişimin bu teoriyi değiştirebileceği ifade edilmektedir. Nitekim, Hong ve Winer' in [146] Ti/Al₂O₃ sisteminde yaptıkları araştırmalarda benzer sonuçlar tesbit edilmiştir. Hong ve Winer yaptıkları çalışmalarda, artan normal yük ile sürtünme katsayılarının düştüğünü tesbit etmişler ve bunun nedenlerini araştırmışlardır. Taramalı Auger mikroskobu ile aşınma yüzeyi incelemelerinde, aşınma yüzeyinde tribo-oksitlerin meydana geldiğini tesbit etmişlerdir. Aşınmada yüzeyde oksit oluşumunun oksidasyon hakim aşınma mekanizması neticesinde sürtünmeyi arttırabilmesine rağmen artan yük ile oluşan tribo-oksitlerin bölgesel olarak yoğunlaştıkları ve bu bölgesel oksit derinliklerinin normal yüzeydeki oksit derinliğinden yaklaşık 10 kat daha fazla olduğunu kanıtlamışlardır. Aşınmada oluşan ince film tabakası halindeki oksit tabakası yerine artan yük ile meydana gelen bölgesel ve kalın oksit tabakalarının, sürtünme katsayısının düşüşünden sorumlu olduğunu ifade etmişlerdir. Benzer sonuçlar Al-Si-Grafit MMK sistemlerinde çalışan Das ve arkadaşları [147] tarafından da gözlenmiştir. Al-Si-Grafit sisteminde, artan aşınma hızı ile tribo-oksitlerin oluştuğu ve bu oksitlerin aşındırıcı çelik disk ile numune yüzeyi arasında yağlayıcı gibi davrandıkları ifade edilmiştir. Öte yandan, Nesarikar ve arkadaşları [144] ise, dökme demir disk kullanarak Al - Al₂O₃ partikül takviyeli MMK malzemelerin aşınma deneylerinde 20 N normal yüke kadar sürtünme katsayısının düştüğünü, bu yükten sonra arttığını tesbit etmişlerdir. Düşük yüklerde sürtünme katsayısının düşük olmasının, bu yüklerde aşınmanın abrasiv aşınma, yüksek yüklerde ise adhesiv aşınma karakterinde olmasına bağlamışlardır.

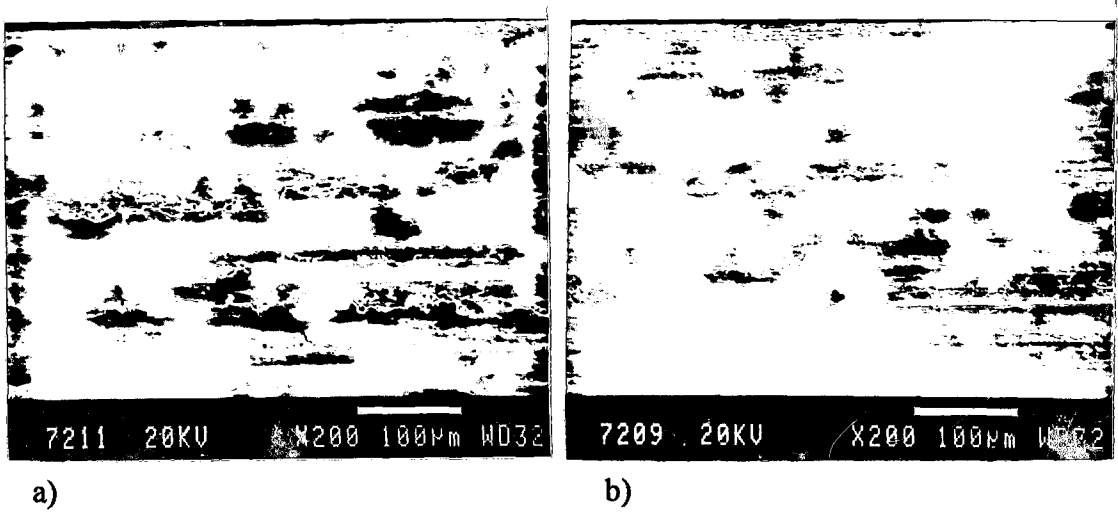
4.6.3. Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi

Aşınmaya maruz bırakılan numuneler üzerinde taramalı elektron mikroskobunda ikincil elektronlarla yüzey topografyası incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Yapılan incelemeler sonucunda takviyesiz LM 13 alaşımında aşınma izlerinin MMK malzemelere göre daha derin oldukları (Şekil 4-36) ve MMK malzemelerde artan fiber hacim oranı ile bu aşınma izlerinin derinliklerinin azaldığı tesbit edilmiştir. Aşınma deneyine maruz bırakılan numunelerde aşınma yüzeyleri beklenildiği şekilde ortaya çıkmıştır. Takviyesiz alaşımda aşınmaya direnç gösteren, temel olarak Al-Si' dan oluşan matrikstir. Ancak MMK malzemelerde Al-Si matriksinin sertliğinden çok daha yüksek sertliğe sahip olan Saffil fiberler aşınma hızını yavaşlatmaktadırlar. Malzemelerdeki aşınma, oluşan izlerin derinliği ve genişliği ile orantılıdır. Şekil 4-36 da görülen ve artan fiber hacim oranı ile azalan yiv derinlikleri, aşınmanın azaldığına işaret etmektedir. Aşınma, yivlerin oluşumu ve büyümesi ile meydana gelmektedir. Yivler, bölgesel olarak, matriks ve takviye fazlarının kırılan bölgelerinde meydana gelmektedirler.



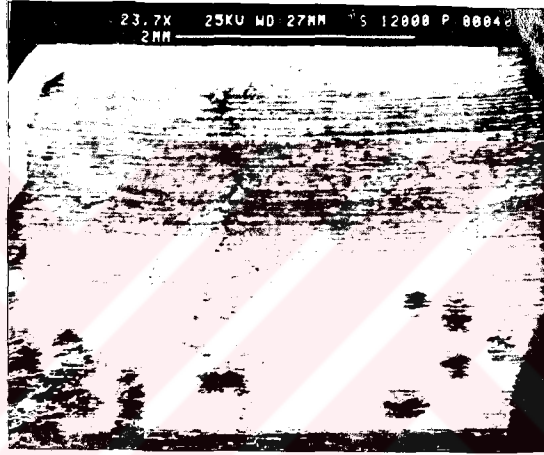
Şekil 4-36: 40 N normal yükte yapılan aşınma deneylerinde a) takviyesiz LM 13, b) % 10, c) % 15, d) % 20 e) % 25 ve f) % 30 Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde ikincil elektron SEM görüntüleri.

Lee ve arkadaşlarının [124], Al_2O_3 kısa fiber ve SiC whisker takviyeli MMK malzemelerde yaptıkları aşınma çalışmalarında, düşük hacim oranında takviye fazı içeren alaşımlarda adhesiv aşınma meydana geldiği, yüksek hacim oranında fiber takviyeli kompozitlerde ise yüzeyden ince tabakalar kalkması neticesinde aşınma oluştuğunu vurgulamışlardır. Bu çalışmada SEM aşınma yüzeyi incelemelerinde de benzer aşınma davranışlarının meydana geldiği tesbit edilmiştir. Şekil 4-36 daki SEM aşınma yüzeyi yapılarından, artan fiber hacim oranı ile aşınma yüzeyinin deformasyonun azaldığı açıkça farkedilmektedir. Daha detaylı incelemeler için aşınma yüzeyleri daha yüksek büyütmelerde incelenmiştir. Şekil 4-37 de takviyesiz alaşım ve % 30 fiber takviyeli MMK malzemenin yüzey yapıları görülmektedir. Şekil 4-37a da takviyesiz alaşımın aşınma yüzeyi incelendiğinde, aşınma izlerinin derinliğinin yanı sıra, matriksin yüksek oranda plastik deformasyona uğradığı anlaşılmakta ve aşınmanın yapışma (adhesiv) tür aşınma mekanizması şeklinde meydana geldiği gözlenmektedir. Şekil 4-37b de % 30 fiber içeren malzemenin aşınma yüzeyi ise, artan fiber hacim oranı ile aşınma mekanizmasının değiştiğini göstermektedir. Şekil 4-38, 60 N yükte % 25 Saffil fiber içeren kompozitte hem artan yük ve hemde artan fiber hacim oranı etkisi ile malzeme yüzeyinde oluşan çatlak görülmektedir. Roy ve arkadaşlarının [120], partikül takviyeli MMK malzemelerde yaptıkları çalışmalarda da matriks alaşımlarında MMK malzemelere göre aşınma yüzeylerinde daha yüksek oranda plastik deformasyon ve dolayısıyla adhesiv aşınma meydana geldiği gözlenmiştir. Şekil 4-38 de, % 25 fiber içeren kompozitte aşınma yönüne dik ve aşınma yüzeyini boydan boya kateden bir yüzey çatlaklarının görülmesi, aşınmanın artan fiber hacim oranı ile matriksin plastik deformasyon yerine tabakalı aşınmaya (yüzeyden tabaka kalkması) maruz kaldığını göstermektedir.



Şekil 4-37: a) Takviyesiz alaşım ve b) % 30 fiber takviyeli kompozit malzemede ikincil elektron SEM görüntüleri.

Plastik deformasyon kabiliyetinin düşmesi ve artan fiber hacim oranı ile malzemelerde porozite oranının artması ve fiberler etrafında aşırı gerilimli fazların bulunabilmesi, aşınma olayının yüzeyden tabakalar kalkması yoluyla meydana gelmesine sebebiyet vermektedirler. Bunun yanında, yüksek hacim oranlı MMK malzemelerde fiber/mat-riks arayüzey bağ yapılarının zayıf olması da aşınma yüzeyinde çatlak oluşumuna yol açmaktadır. Şekilde, aşınma yüzeyi oldukça düzgün görünmesine rağmen oluşan bu çatlağın, fiberler arası poroziteden ve dolayısıyla düşük arayüzey bağ mukavemetinden dolayı oluştuğu tahmin edilmektedir. Böylece, üretim prosesleri esnasında bünyede kalan çok küçük poroziteler, çatlak başlangıcı için çekirdek oluşturarak yüzeyden ta-baka kalkmasına sebebiyet vermekte ve tabakalı aşınma meydana gelmektedir.



Şekil 4-38: % 25 Saffil fiber takviyeli MMK malzemerde 60 N normal aşınma yükünde yapılan deneylerde ortaya çıkan yüzeyin ikincil elektron SEM görüntüsü.

4.7. Saffil Fiber Takviyeli MMK Malzemelerin Yaşlanma Kinetiği

Metal ve alaşımlarının yaşlanma ve çökme özelliklerinin çalışılmasında birçok teknik kullanılmaktadır. Bu tekniklerin başlıcaları: sertlik ölçümü, elektriksel direnç ölçümü, X-ışınları difraksiyonu, transmisyon elektron mikroskobu (TEM) ve diferan-siyel taramalı kalorimetre (DSC) yöntemleridir [148]. Kullanılan numune sayısının ve boyutlarının diğer tekniklere göre fazla olmasına rağmen, ilave olarak son yıllarda elektriksel güç ölçümü yönteminin de yaşlanma kinetiği çalışmalarında başarıyla uygu-landığı ifade edilmektedir [149].

İnfiltrasyon yöntemi ile üretilen takviyesiz alaşım ve MMK malzemelerin, tak-viyesiz LM 13 alaşımı için verilen standart T6 ısıtma işlemi sonrasında ölçülen sertlik, elastik modül ve çekme mukavemeti değerleri, matriks alaşımına ilave edilen seramik

fiberlerin yaşlanma kinetiğini etkilediği şüphesini doğurmuştur. Fiberlerin matriks alaşımının yaşlanma sürecinde yaptıkları etkileri ortaya çıkarmak için sistematik olarak yaşlanma kinetiği çalışmalarının yapılması zorunlu görülmüştür.

Takviyesiz ve fiber takviyeli MMK malzemelere, 515 °C de 8 saat çözeltiye alma işlemini takiben 100 °C deki kaynar suda su verilmiştir. Su verilen alaşımlara herhangi bir yaşlanma işlemi uygulanmadan su verilmiş haldeki mikrosertlik değerleri ve öz direnç değerleri ölçülmüştür. Daha sonra bu numuneler, 171 °C de toplam 36 saat yaşlandırılmışlardır. Yaşlanma işleminin belirli zamanlarında numuneler fırından çıkarılarak mikrosertlik ve öz direnç değerlerinde meydana gelen değişimler elde edilmiştir. Numuneler çözeltiye alınmadan önce de döküm hali mikrosertliklerini belirlemek amacıyla aynı şekilde ölçüme tabi tutularak ortaya çıkan değerler standart sapmaları ile beraber Tablo 4-12 de gösterilmiştir. Tablo 4-12 den görüleceği gibi fiber hacim oranının artışı ile primer α -dendritlerinden ölçülen sertlik değerlerinde artışlar meydana gelmektedir. Artan fiber hacim oranı ile katılaşma sırasında dislokasyon yoğunluklarının da arttığı bilinen bir gerçek olduğuna göre bu mikrosertlik değerlerinin fiber hacim oranına göre değişimi son derece doğal bir olaydır.

Tablo 4-12: Döküm hali numunelerde primer α -dendritlerinden ölçülen mikrosertlik değerlerinin fiber hacim oranına göre değişimleri.

Fiber Hacim Oranı(%)	HV	Standart Sap.
0	62	1.88
1	66	2.01
2	72	1.65
3	75	1.45
4	78	1.35
5	80	1.74

Değişik sürelerde yaşlandırılan numunelerde mikrosertlik ve öz direnç değerlerinin değişimleri, takviyesiz alaşım için Tablo 4-13 de sunulmaktadır. Tablo 4-14, Tablo 4-15, Tablo 4-16, Tablo 4-17 ve 4-18 ise sırasıyla % 10, % 15, % 20, % 25 ve % 30 fiber takviyeli kompozit malzemelerin yukarıda bahsedilen mikrosertlik ve öz direnç değişimlerini göstermektedir.

Tablo 4-13: Takviyesiz LM 13 alaşımında 171 °C de yaşlanma sũresinin değişimi ile ۆlçũlen mikrosertlik (HV) ve ۆzdirenç (ρ_o) değerleri.

t(Saat)	HV	S	Δ HV	ρ_o (n Ω m)	$\Delta\rho_o$ (n Ω m)
0.0	67	2.18	0	76.014	0
0.5	75	1.58	8	76.271	0.257
1.0	84	1.26	17	76.702	0.688
2.0	91	2.12	24	77.738	1.724
4.0	99	1.96	32	78.548	2.534
8.0	110	1.96	43	79.780	3.766
12.0	120	1.32	53	78.681	2.677
16.0	123	2.05	56	76.858	0.844
20.0	116	2.13	49	75.582	-0.432
24.0	107	2.10	40	75.077	-0.937
28.0	97	1.85	30	74.888	-1.126
32.0	92	2.06	25	74.600	-1.414
36.0	91	1.75	24	74.282	-1.732

Tablo 4-14: Hacimce % 10 δ -Al₂O₃(Saffil) kısa fiber takviyeli LM 13 matriksli MMK malzemede 171 °C de yaşlanma sũresinin değişimi ile ۆlçũlen mikrosertlik (HV) ve ۆzdirenç (ρ_o)değerleri

t(Saat)	HV	S	Δ HV	ρ_o (n Ω m)	$\Delta\rho_o$ (n Ω m)
0.0	75	2.36	0	152.790	0
0.5	84	1.91	9	152.767	-0.023
1.0	90	1.59	15	152.801	0.011
2.0	93	1.08	18	152.880	0.090
4.0	105	2.08	30	153.083	0.293
8.0	116	1.47	41	152.891	0.101
12.0	117	1.60	42	152.813	0.023
16.0	117	2.03	42	152.734	-0.056
20.0	111	2.16	36	152.169	-0.621
24.0	101	1.57	26	151.662	-1.128
28.0	93	1.32	18	151.334	-1.456
32.0	88	1.68	13	149.834	-2.956
36.0	87	1.58	12	149.292	-3.498

Tablo 4-15: Hacimce % 15 δ -Al₂O₃(Saffil) kısa fiber takviyeli LM 13 matrisli MMK malzemede 171 °C de yaşlanma süresinin değişimi ile ölçülen mikrosertlik (HV) ve öz direnç (ρ_0) değerleri.

t(Saat)	HV	S	Δ HV	ρ_0 (n Ω m)	$\Delta\rho_0$ (n Ω m)
0.0	81	1.55	0	162.920	0
0.5	90	2.01	9	162.902	-0.018
1.0	95	1.49	14	162.925	0.005
2.0	100	1.40	19	162.910	-0.010
4.0	113	1.72	32	163.024	0.104
8.0	116	1.02	35	162.963	0.043
12.0	114	1.85	33	162.822	-0.098
16.0	110	1.89	29	162.464	-0.456
20.0	105	1.72	24	162.021	-0.899
24.0	93	2.16	12	161.195	-1.725
28.0	91	1.48	10	160.437	-2.483
32.0	85	1.55	4	159.889	-3.031
36.0	85	1.66	4	159.452	-3.468

Tablo 4-16: Hacimce % 20 δ -Al₂O₃(Saffil) kısa fiber takviyeli LM 13 matrisli MMK malzemede 171 °C de yaşlanma süresinin değişimi ile ölçülen mikrosertlik (HV) ve öz direnç (ρ_0) değerleri.

t(Saat)	HV	S	Δ HV	ρ_0 (n Ω m)	$\Delta\rho_0$ (n Ω m)
0.0	85	2.38	0	203.988	0
0.5	93	2.04	8	204.003	0.015
1.0	95	1.49	14	204.006	0.018
2.0	102	1.62	17	203.977	-0.011
4.0	116	1.85	31	204.190	0.202
8.0	121	2.10	36	203.936	-0.052
12.0	113	2.13	28	203.703	-0.285
16.0	93	1.87	8	203.462	-0.526
20.0	89	2.02	4	202.913	-1.075
24.0	82	2.15	-3	202.275	-1.713
28.0	78	1.39	-7	202.057	-1.931
32.0	77	1.75	-8	201.613	-2.375
36.0	75	1.68	-10	201.035	-2.953

Tablo 4-17: Hacimce % 25 δ -Al₂O₃(Saffil) kısa fiber takviyeli LM 13 matriksli MMK malzemede 171 °C de yaşlanma süresinin değişimi ile ölçülen mikrosertlik (HV) ve öz direnç (ρ_0) değerleri.

t(Saat)	HV	S	Δ HV	ρ_0 (n Ω m)	$\Delta\rho_0$ (n Ω m)
0.0	86	1.64	0	243.749	0
0.5	93	1.76	7	243.762	0.013
1.0	99	2.18	13	243.749	0
2.0	104	2.02	18	243.774	0.025
4.0	117	2.28	31	243.735	-0.014
8.0	108	1.41	22	243.717	-0.032
12.0	79	2.02	-7	243.560	-0.189
16.0	62	1.62	-24	243.434	-0.315
20.0	60	1.63	-26	242.823	-0.926
24.0	57	1.51	-29	242.362	-1.387
28.0	57	2.14	-29	241.676	-2.073
32.0	56	1.63	-30	240.292	-3.457
36.0	57	1.60	-29	240.410	-3.339

Tablo 4-18: Hacimce % 30 δ -Al₂O₃(Saffil) kısa fiber takviyeli LM 13 matriksli MMK malzemede 171 °C de yaşlanma süresinin değişimi ile ölçülen mikrosertlik (HV) ve öz direnç (ρ_0) değerleri

t(Saat)	HV	S	Δ HV	ρ_0 (n Ω m)	$\Delta\rho_0$ (n Ω m)
0.0	91	2.25	0	257.662	0
0.5	101	2.02	10	257.656	-0.006
1.0	105	1.36	14	257.667	0.005
2.0	106	2.18	15	257.650	-0.012
4.0	118	1.49	27	257.650	-0.012
8.0	104	1.59	13	257.237	-0.425
12.0	71	1.61	-20	256.624	-1.038
16.0	60	1.71	-31	256.198	-1.464
20.0	58	1.76	-33	255.844	-1.818
24.0	56	1.29	-35	255.337	-2.325
28.0	56	1.05	-35	255.428	-3.234
32.0	55	1.91	-36	253.803	-3.859
36.0	55	1.42	-36	253.804	-3.858

Tablolarda:

HV = Primer α -dendritlerinden alınan mikrosertlik değerleri.

S = Ölçülen mikrosertlik değerlerinin standart sapması.

Δ HV = Yaşlanma süresi boyunca ölçülen mikrosertlik değerlerinin su vermeden hemen sonra ölçülen mikrosertlik değerlerine olan farkı.

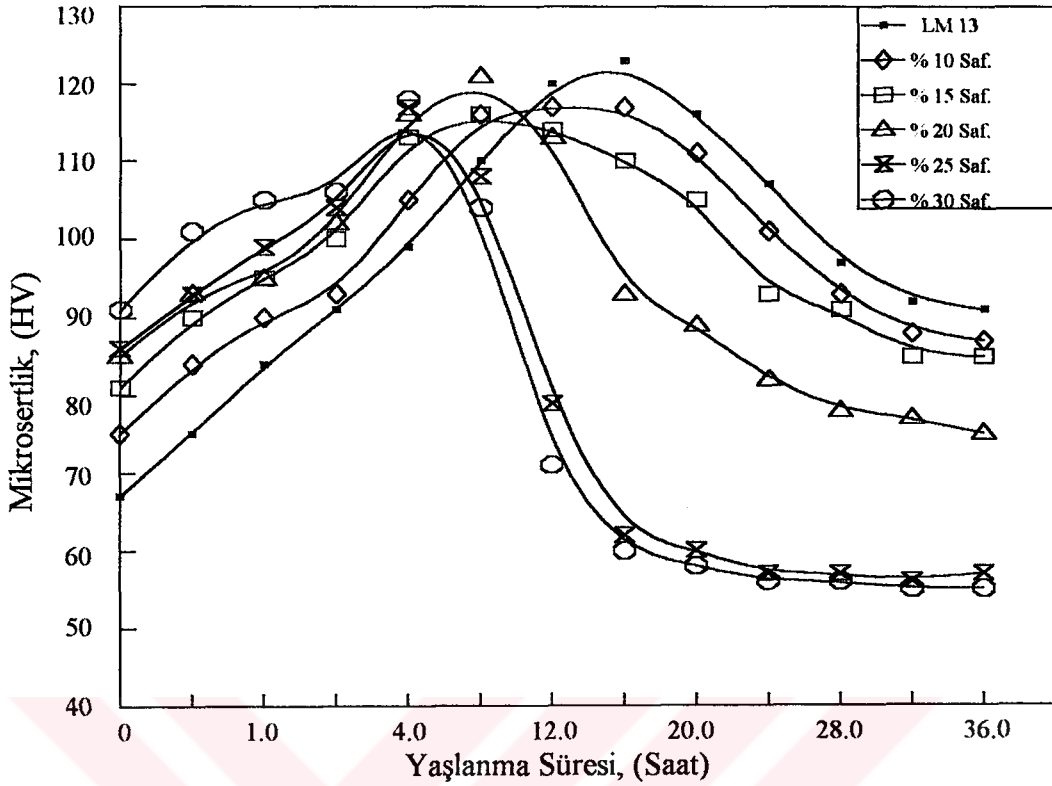
ρ_0 (n Ω m) = Ölçülen öz direnç değerleri

$\Delta\rho_0$ (n Ω m) = Yaşlanma süresi boyunca ölçülen öz direnç değerlerinin su vermeden hemen sonra ölçülen öz direnç değerlerine olan farkı.

4.7.1. Matriks Alaşımı ve Kompozit Malzemelerde Mikrosertlik

Sertlik ölçümünün metallerin yaşlanma özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan en eski, en basit ve en güvenilir metod olduğu vurgulanmaktadır. Sertlik ölçümü ile numune mikroyapısında meydana gelen muhtemel değişimler tahmin edilebilmekte ve çok kısa sürelerde alınan sonuçlarla özellikle teknolojik öneme sahip alaşımların yaşlanma davranışları kolayca belirlenmektedir. Ancak numune mikroyapısında meydana gelen çeşitli reaksiyonlar ve oluşan fazların miktar ve boyutları sertlik ölçümü ile tesbit edilememektedir [150]. Sertlik ölçümü metodları içinde mikrosertlik ölçümünün diğer sertlik ölçme yöntemlerine göre yaşlanma işleminde daha gerçekçi sonuçlar verdiği ifade edilmektedir. Mikrosertlik ile malzemede sadece sertleşme olayının meydana geldiği fazdan ölçüm yapılarak hassas sertlik değişimleri ölçülebilmektedir [151]. Bu çalışmada infiltrasyon tekniği ile üretilen malzemelerde Brinell sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Ancak Brinell sertlik ölçümünde yaşlanma reaksiyonunun gerçekleştiği matriks fazı ile beraber, yaşlanmanın olmadığı seramik fiberlerin de sertliği aynı anda ölçüldüğünden yaşlanma çalışmalarında yanıltıcı sonuçlar vereceği gerçeği göz önüne alınarak mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır.

Primer α -Al dendritlerinde çözeltiye alma işlemini takiben su verme işleminden hemen sonra ölçülmeye başlanan ve yaşlanma süresinin ilerlemesi ile takviyesiz alaşım ve kompozitlerden elde edilen mikrosertlik değerleri Tablo 4-13, 4-14, 4-15, 4-16, 4-17 ve 4-18 de gösterilmektedir. LM 13 matriks alaşımına ilave edilen fiberlerin, matriksin mikrosertlik değerlerini ne şekilde etkilediğini açıkça izah edebilmek için mikrosertlik değerleri, Şekil 4-39 da grafiksel olarak da verilmiştir. Şekil 4-39 incelendiğinde, takviyesiz alaşımda maksimum (pik) sertliğe yaklaşık 18 saatte ulaşıldığı ortaya çıkarken, % 10 fiber takviyeli MMK malzemede pik sertliğinin 16 saatte elde edildiği ortaya çıkmaktadır. Dikkat edildiğinde fiber hacim oranının artması ile kompozit malzemelerde pik sertliğinin daha düşük yaşlanma sürelerinde ortaya çıktığı gözlenmektedir. Öyle ki % 30 fiber içeren kompozitte maksimum sertlik 6 saatlik yaşlanma süresinde elde edilmiştir. Şekil 4-39, takviyesiz alaşımda yaşlanma ile sertlik değişimlerinin (Δ HV) kompozitlerden daha yüksek değerlerde olduğunu ispatlamaktadır. Bir diğer ifade ile herbir numunenin çözeltiye almadan hemen sonraki mikrosertlik değeri başlangıç sertliği olarak alındığında, yaşlanmada sertlik artışı, artan fiber hacim oranı ile azalmaktadır. Maksimum sertlik noktaları esas alındığında, takviyesiz alaşımda yaşlanma ile 56 HV sertlik artışı elde edilirken, % 10, % 15, % 20, % 25 ve % 30 fiber takviyeli MMK malzemelerde bu artışlar sırasıyla; 42, 35, 36, 31 ve 27 HV olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 4-39: Matriks alaşımı ve Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde mikrosertlik (HV) değerlerinin yaşlanma süresine göre değişimi.

4.7.2. Matriks Alaşımı ve Kompozit Malzemelerde Öz direnç

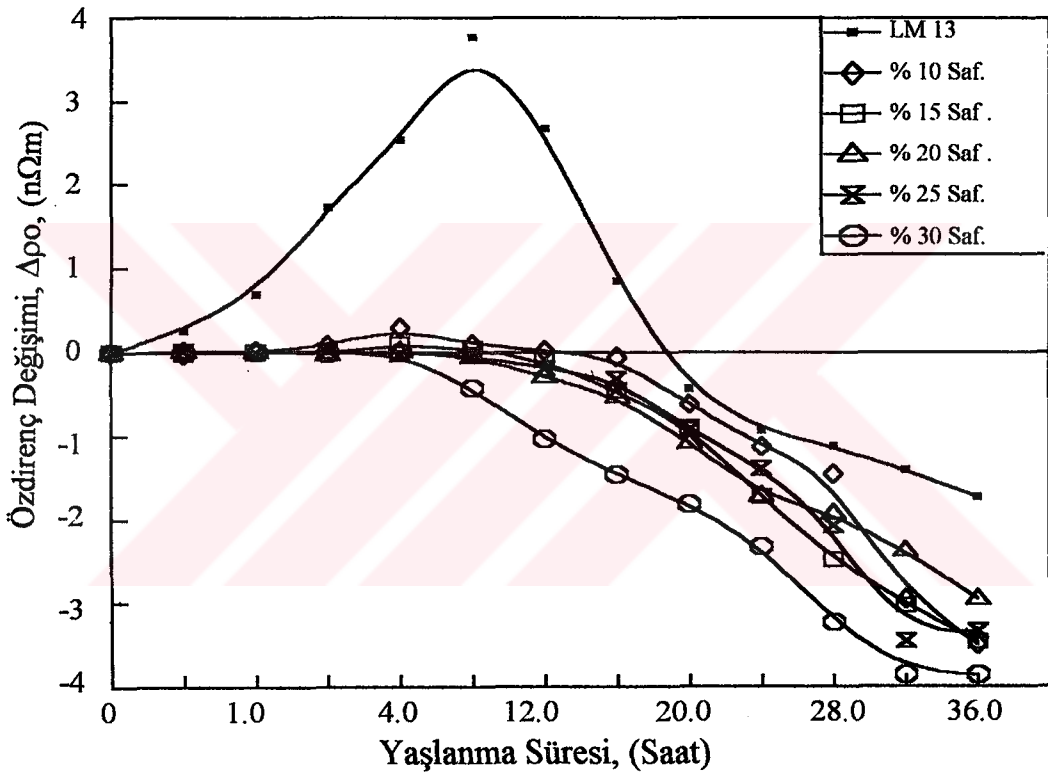
Elektrik direnç ölçüm yöntemi, düşük sıcaklıklarda zon ve çökeltme oluşum kinetiğinin çalışılmasında son derece değerli bir yöntemdir [152]. Saf bir metalin elektrik direnci, nokta hatalarının ve dislokasyonların dağılımı ve miktarı, deforme edilen metallerin kendine gelme ve yeniden kristalleşme işlemlerine bağlıdır. Tek fazlı alaşımlarda çözünen konsantrasyonu genelde boşluk konsantrasyonlarından çok daha yüksektir ve dirençteki değişimler, çözünen atomların dağılımlarının değiştiğine işaret etmektedir. Al-Cu sisteminde oda sıcaklığındaki su ortamında su verilmiş alaşımlar çok hızlı bir direnç artışı sergilerler. Bu artış çözünen atomların çoğunun zonlar halinde kümelenmesinden ileri gelmektedir. Yaşlanmanın ilk zamanlarındaki atom kümelenmelerinden kaynaklanan difüzyon katsayısının yüksek sıcaklıklardaki difüzyon katsayısından çok yüksek olduğu ifade edilmektedir. Bu yüksek difüzyon hızının, çözünen atomların taşınımı için su verme işleminden ileri gelen yüksek aşırı doymuşluğa ve kararsızlığa bağlı olduğuna inanılmaktadır. Böylece yüksek sıcaklıklarda çözeltiye alma ve hızlı su vermenin zon oluşumunu hızlandırdığı gerçeği de buradan kaynaklanmaktadır. Dolayısıyla, yüksek çözeltiye alma sıcaklığı ve su verme hızı, aşırı doymuş

katı çözeltilerin boşluk konsantrasyonunun artmasına da yol açmaktadır. Sertleşme hızının artışı kalıntı boşlukların konsantrasyonlarındaki farklılığa atfedilmektedir. Su verme genlemesinin ise her şartta eşit olduğu belirtilerek yaşlanmada rolünün olmadığı vurgulanmaktadır [153]. Ancak, MMK malzemelerde matriks içinde disperse olan fazların yaşlanmada maksimum sertliğe ulaşılan süreyi yaklaşık yarı yarıya azalttıkları ifade edilmektedir. MMK malzemelerde genleme artışının, matriks ve takviye fazı arasındaki termal genleşme katsayısı farkından kaynaklandığına inanılmaktadır. Çözeltiliye alınan malzemelerin su verilmesi işlemi esnasında matriks metali plastik olarak deforme olmakta ve fiberler etrafında büzülmektedir. Bu plastik deformasyon ise çökmenin itici gücünü arttırmaktadır. İkinci faz çekirdeklenmesi, sistemin toplam genleme enerjisini düşüren takviye malzemesi ve dislokasyon etkileşimi ile hızlılık kazanmaktadır [154]. Dislokasyonlar aynı zamanda çözünen fazların kümelenmesi veya çekirdeklenmesi için uygun bölgeler olarak davranırlar. Öyle ki, çözünen fazlar ilkin matriksten dislokasyonlara radyal olarak akarlar. Böylece bu fazların büyüme özellikleri hızlanmış olur [104, 154].

Çözünen atomların latise girmesi ile direnç değerinde büyük artışlar meydana gelmekte ve atom kümelenmelerini takiben çökme işleminde direnç düşmektedir. Düşük yaşlanma sıcaklıklarında birçok alaşımda direnç, bir maksimuma ulaşmakta ve daha sonra düşmeye başlamaktadır. Bu olay tam olarak anlaşılmasına rağmen Mott [147] tarafından ileri sürülen ve birçok araştırmacı tarafından kabul gören görüşe göre; direncin maksimuma ulaşması, zonların, iletken elektronların dalga boyuna eşit olan kritik bir boyuta ulaşması anında gerçekleşmektedir. Maksimum direnç noktasının belirli bir zon boyutunda meydana geldiği ve bu zon boyutunun alaşımdan alaşıma değiştiği üzerine çeşitli deneysel sonuçlar mevcuttur [150, 153]. Su verilmiş alaşımlarda atom kümelenme hızlarının yaşlanmanın ilk zamanlarında çok yüksek ve zamanla sürekli olarak düşmesinin su vermede oluşan boşluk varlığına bağlı olduğu belirtilmektedir. Yaşlanmanın başlangıcındaki direnç değişimi hızının çok yüksek olması ve kısa bir süre sonra bu hızın düşmeye başlaması, artan süreyle su verme boşluklarının dislokasyonlar, tane sınırları ve çeşitli safsızlıklar tarafından yutulmasındandır [153].

Takviyesiz alaşım ve MMK' lerde yaşlanma süresinin değişimine bağlı olarak elde edilen öz direnç ve öz direnç değişim değerleri; 4-13, 4-14, 4-15, 4-16, 4-17 ve 4-18 deki Tablolarda verilmiştir. Takviyesiz alaşım ve MMK' lerde yaşlanma süresinin değişimine bağlı olarak öz direnç değerlerindeki değişimler Şekil 4-40 da da gösterilmektedir. Şekil 4-40, takviyesiz alaşımda artan yaşlanma süresi ile öz direnç değişiminin hızlı bir şekilde arttığını göstermektedir. Yaşlanma süresinin 8 saate ulaşması ile

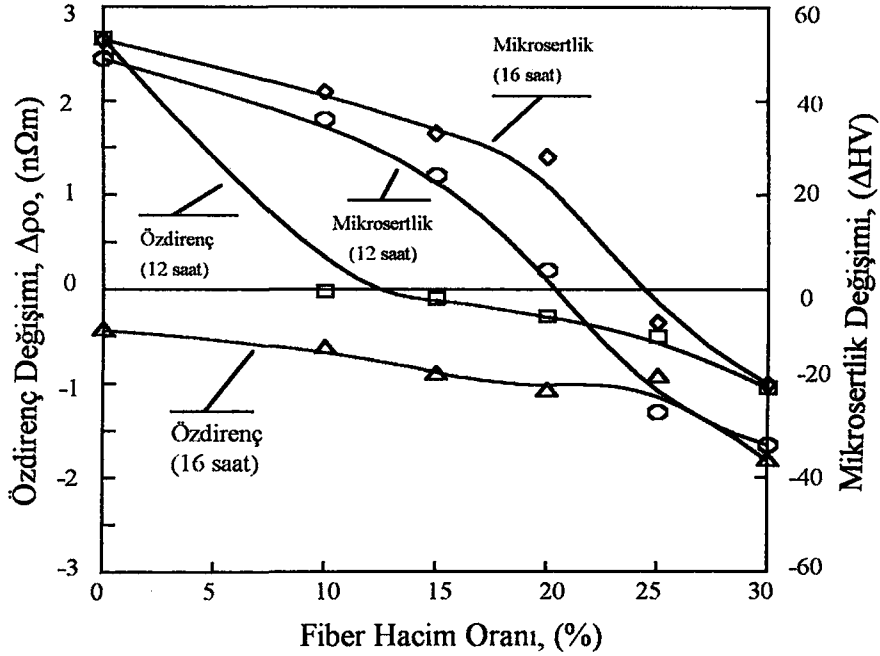
özdirencin düşmeye başladığı ve bu düşüşün ilerleyen yaşlanma süresi ile hızlandığı ortaya çıkmaktadır. Sürenin 20 saate varması ile takviyesiz alaşımin özdirenci çözeltiye alınma özdirencinin altına düşmektedir. Şekil 4-40 aynı zamanda, artan fiber hacim oranı ile MMK malzemelerde özdirenç artışı hızlarının yavaşladığına işaret etmektedir. % 10 fiber takviyeli kompozit malzemede yaşlanma ile çok az bir özdirenç artışı gözlenmekte iken, fiber hacim oranının % 15 ve daha yüksek oranlara çıkması ile özdirenç değerlerinde su vermeden hemen sonra yaşlanma süresi ile sürekli düşüşler meydana gelmektedir.



Şekil 4-40: Matriks alaşımı ve Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerde özdirenç değişimlerinin ($\Delta\rho_0$), yaşlanma süresine göre değişimi.

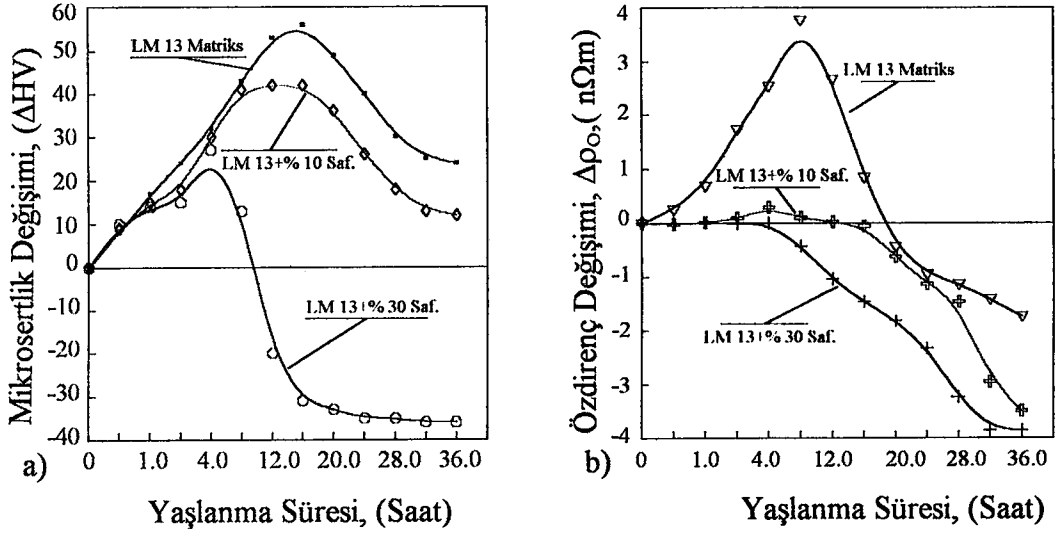
4.7.3. Saffil Fiberlerin LM 13 Alaşımının Yaşlanma Kinetikğine Etkisi

Elde edilen mikrosertlik ve özdirenç değerleri, $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ kısa fiberlerin LM 13 alaşımının yaşlanma özelliklerini önemli derecede etkilediğini göstermektedir. Matriks alaşımının mikrosertlik değerlerindeki değişimler, artan fiber hacim oranı ile düşmektedir. Şekil 4-41 de, 12 ve 16 saat yaşlandırılan numunelerde fiber hacim oranının

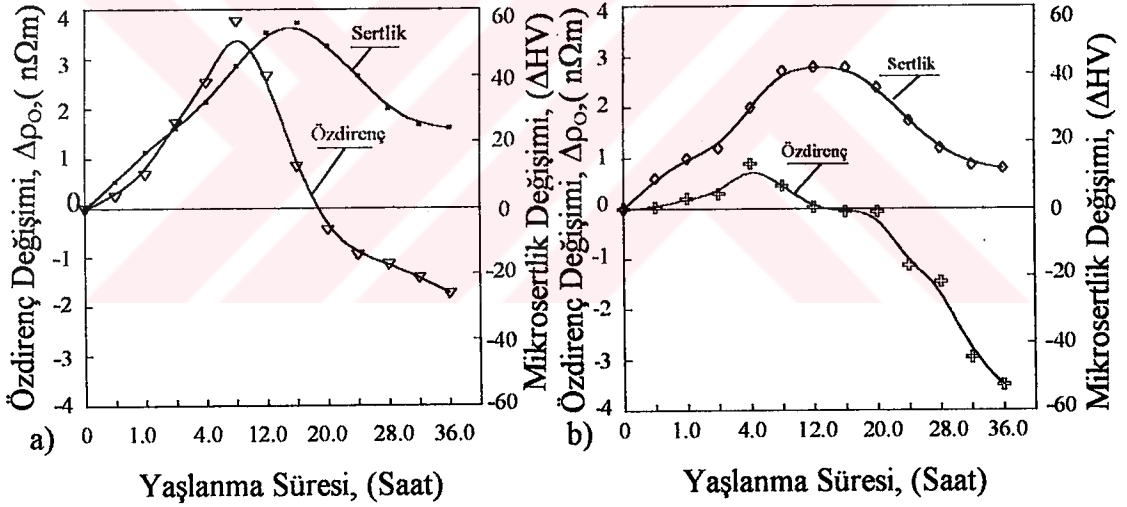


Şekil 4-41: Mikrosertlik değişimleri (ΔHV) ve öz direnç değişimlerinin ($\Delta\rho_0$) fiber hacim oranının artışı ile değişimi.

artışına göre mikrosertlik ve öz direnç değişimleri gösterilmektedir. Fiber hacim oranının artışı ile mikrosertlik değişimleri (ΔHV) ve öz direnç değişimleri ($\Delta\rho_0$) birbirine paralel olarak düşme eğilimi vermektedirler. Şekil 4-41 den, artan fiber hacim oranı ile yaşlanma işleminde takviyesiz alaşımda görülen mikrosertlik artışı miktarının MMK malzemelerde düştüğü, artan fiber hacim oranı ile sertleşme kabiliyetinin MMK malzemelerde azaldığı sonucu çıkmaktadır. Bunun yanında artan fiber hacim oranı maksimum sertliğin takviyesiz alaşımlara göre daha kısa yaşlanma sürelerinde elde edilmesine sebebiyet vermektedir. Şekil 4-42a da takviyesiz, % 10 ve % 30 fiber takviyeli MMK malzemelerde yaşlanma süresi ile meydana gelen mikrosertlik değişim (ΔHV) değerleri gösterilmektedir. Şekilden açıkça görüldüğü gibi takviyesiz alaşım kompozit malzemelere göre daha yüksek mikrosertlik değeri değişimi vermektedir. Fiber hacim oranının % 10 olması halinde sertlik değişimi takviyesiz alaşıma göre azalmaktadır. % 30 fiber takviyeli MMK malzeme bu değişim takviyesiz alaşımın yaklaşık yarısı kadar olmakta ve aynı zamanda maksimum sertliğin elde edildiği yaşlanma süresi takviyesiz alaşıma göre yaklaşık 3 kat azalmaktadır. Şekil 4-42b de ise yine takviyesiz, % 10 ve % 30 fiber takviyeli kompozit malzemelerde yaşlanma süresince kaydedilen öz direnç değerlerindeki değişimler grafiksel olarak gösterilmektedir. Takviyesiz alaşım, yaşlanma süresinin yaklaşık 8 saate ulaşması ile maksimum değişimi vermekte



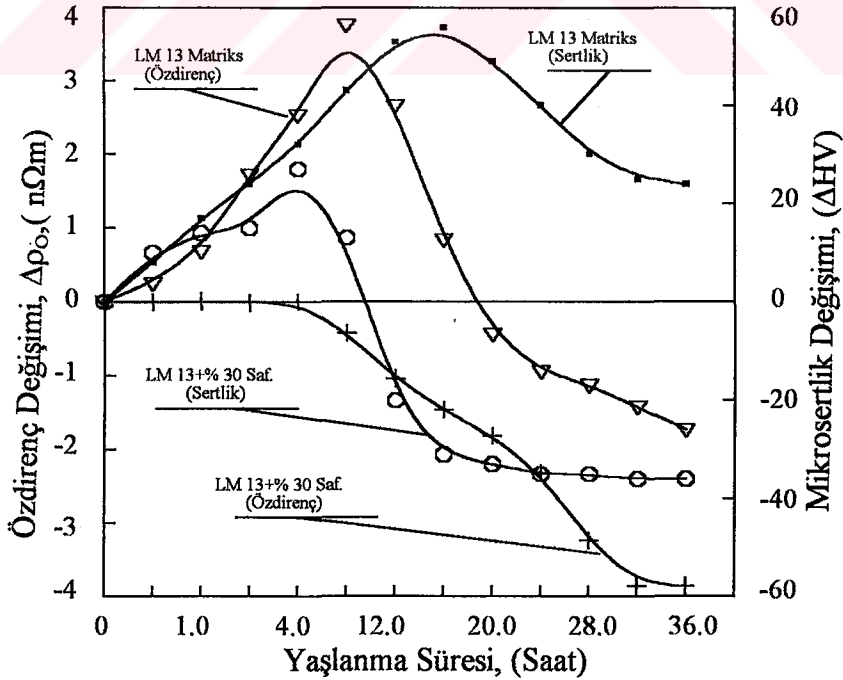
Şekil 4-42: Takviyesiz, % 10 ve % 30 fiber takviyeli malzemelerde yaşlanma süresine göre; a) mikrosertlik ve b) öz direnç değişimleri.



Şekil 4-43: Mikrosertlik ve öz direnç değişimlerinin yaşlanma süresine göre değişimi; a) takviyesiz alaşım, b) % 10 fiber takviyeli MMK.

iken % 10 fiber takviyeli kompozit takviyesiz alaşımla hemen hemen aynı sürede çok düşük bir öz direnç artışı sergilemektedir. % 30 fiber içeren MMK malzemede ise yaşlanma süresinin ilerlemesi ile öz direnç değerlerinin hiç artmadığı, 4 saatlik bir yaşlanma süresine kadar, su verilmiş haldeki öz direnç değerinin korunduğu gözlenmektedir. Bu süreden sonraki yaşlanma sürelerinde ise % 30 fiber takviyeli kompozitin öz direnç değerinin hızla düşmeye başladığı görülmektedir.

LM 13 matriksli MMK malzemelerin yaşlanma sertleşmesi davranışlarına fiberlerin etkisinin detaylarını incelemek için mekanik özellikler (sertlik) ve öz direnç değişimlerinin bir kombinasyonunu düşünmek çok daha faydalı olmaktadır. Şekil 4-43a da takviyesiz alaşımın ve Şekil 4-43b de ise % 10 fiber takviyeli MMK malzemenin yaşlanmadaki mikrosertlik ve öz direnç değişimleri gösterilmektedir. Şekil 4-43a ve 4-43b karşılaştırıldığında takviyesiz ve % 10 fiber takviyeli MMK malzemelerin mikrosertlik ve öz direnç değişimlerinin oldukça farklı olduğu görülmektedir. Takviyesiz alaşımda öz dirençteki değişim % 10 fiber takviyeli MMK malzemedeki değişimden oldukça yüksektir. Bunun yanında mikrosertlik değişiminin takviyesiz alaşımda % 10 fiber takviyeli kompozite göre biraz daha yüksek olduğu da açıkça gözlenmektedir. LM 13 matriksinin fiberler ile takviye edilmesi ile matriksin yaşlanma özelliklerinin değişimini daha da vurgulamak için Şekil 4-44 de takviyesiz alaşım ve % 30 fiber takviyeli MMK malzemenin mikrosertlik ve öz direnç değişimleri karşılaştırılmaktadır. Takviyesiz alaşım hem mikrosertlik ve hemde öz direnç değerleri bakımından % 30 fiber takviyeli MMK malzemeye göre çok daha yüksek değerler vermektedir. % 15, %20 ve % 25 fiber takviyeli MMK malzemelerin sertlik ve öz direnç değerleri, takviyesiz alaşım ve % 30 fiberli kompozitin arasındaki değerlerde seyretmektedir. Ortaya çıkan sonuçlara göre, LM 13 matriksine ilave edilen fiberler matriksin daha kısa sürelerde maksimum sertliğe ulaşmasını sağlamak ve matriks alaşımı için maksimum sertliğin



Şekil 4-44: Takviyesiz alaşım ve % 30 fiber takviyeli MMK malzemede mikrosertlik ve öz direnç değişimlerinin yaşlanma süresine göre değişimi.

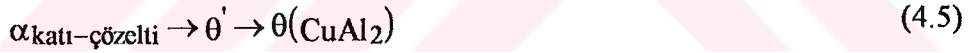
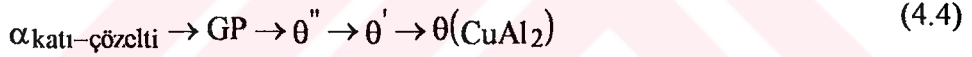
elde edildiği yaşlanma sürelerinde kompozitler aşırı yaşlanmaya uğramakta ve ayrıca yaşlanma ısıl işleminin verimi artan fiber hacim oranı ile düşmektedir.

Kompozit malzemelerde özdirenç değerlerinin % 10 fiber içeren numunede çok az yükseldiği ve bu hacim oranı üzerinde fiber takviyeli MMK malzemelerde yaşlanma süresinin ilerlemesi ile sürekli düştüğü deneysel sonuçlardan açıkça görülmektedir. Takviyesiz alaşımda ise özdirenç değerleri belli bir maksimuma kadar hızla artmakta ve takiben yine hızla düşmektedir. Metal ve alaşımlarında yaşlanma işleminde direnç değerlerinin yükselmesi, aşırı doymuş ve kararsız olan yapıda yüksek difüzyon hızı ile çözünen atomların yayınmaya başlaması ve bu atomların latise girerek GP zonları halinde latise zorlamalarından dolayı meydana geldiği yıllardır bilinen bir gerçektir [150]. Direncin maksimuma ulaştığı noktada GP zonlarının oluşumu tamamlanmakta ve çökelti partikülleri büyümeye başlamaktadır. GP zonlarının oluşmadığı veya oluşmasının mümkün olmadığı alaşımlarda ise dirençte herhangi bir yükselmenin meydana gelemeyeceği ifade edilmektedir [155, 156]. Bu ifadeden ve ölçülen deneysel bulgulardan sonra LM 13 matriksine ilave edilen fiberlerin GP zonlarının oluşumunu bastırdıkları anlaşılmaktadır.

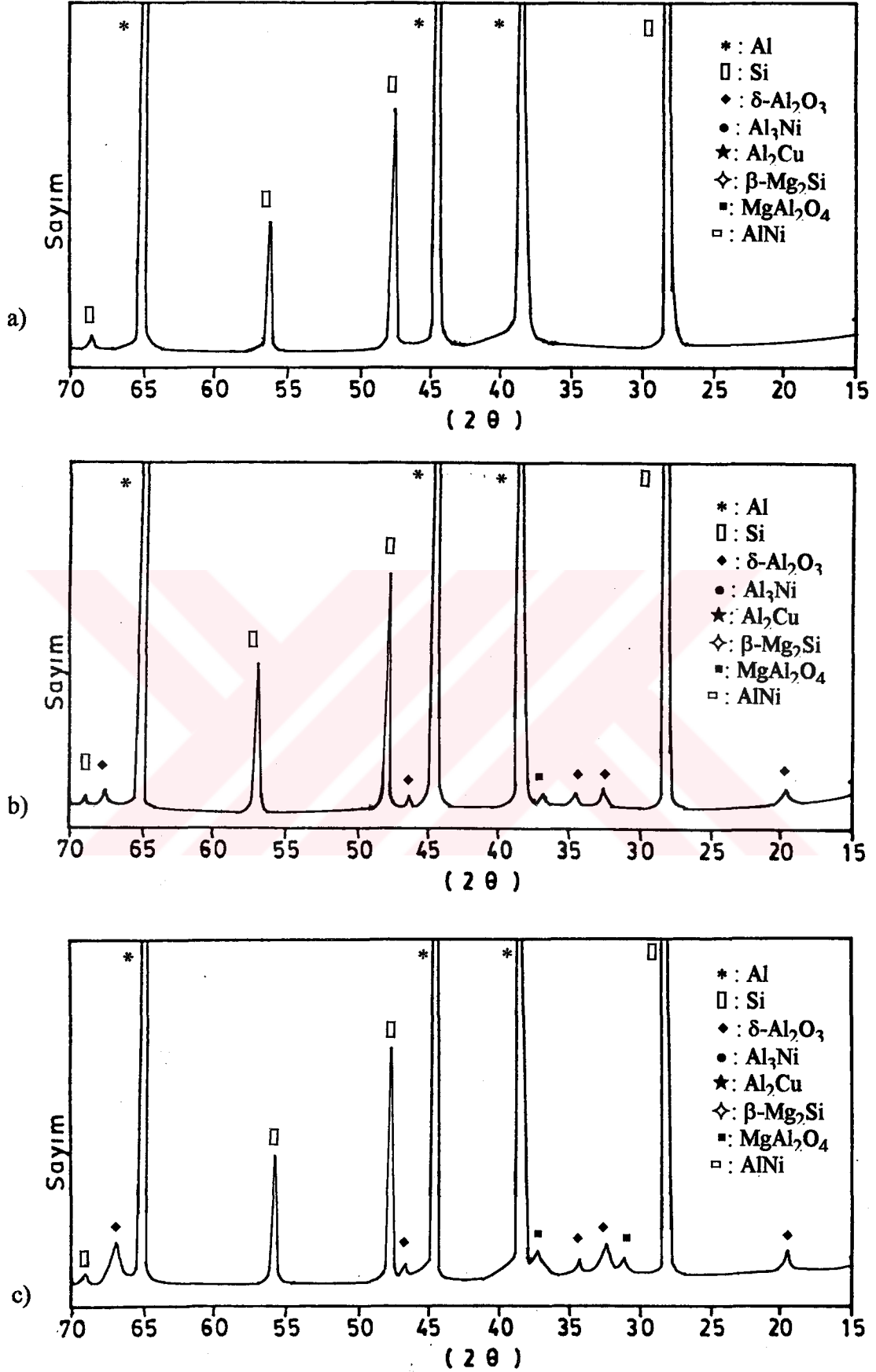
LM 13 matriksli ve Saffil fiber takviyeli MMK malzemelerdeki GP zonu oluşumunun bastırılması, sinterlenmiş Al tozlarının (SAP) yaşlandırılmasına benzer davranış sergilemektedir. SAP alaşımlarında ($\text{Al-Mg-Si/Al}_2\text{O}_3$, $\text{Al-Cu/Al}_2\text{O}_3$), % 3 Al_2O_3 bulunması durumunda bile GP zonlarının oluşumunun engellendiği kanıtlanmıştır [142]. SAP alaşımlarındaki bu olay, matrikste su verme sırasında oluşan boşluklarının eksikliğine atfedilmiştir. SAP alaşımlarında su verme boşluklarının az olmasının nedeninin ise boşlukların, ince taneli matriksin tane sınırlarında ve $\text{Al/Al}_2\text{O}_3$ partikül arayüzeylerinde yutulmuş olmasına bağlanmaktadır. Dolayısıyla GP zonlarının oluşmasına imkan kalmadan çökeltme işlemi meydana gelmektedir. Bu çalışmadaki gözlemler de MMK malzemelerde GP zonlarının oluşumunun benzer mekanizma sonucu bastırıldığını göstermektedir. GP zonlarının oluşumunun bastırılması böylece, kompozit alaşımlarda su verme boşluklarının takviyesiz alaşıma göre çok düşük konsantrasyonlarda olmasından dolayıdır. Su verme boşluk konsantrasyonları, fiber hacim oranı arttıkça azalmaktadır. LM 13 matriksli MMK malzemelerde su verme boşluğu konsantrasyonlarının düşük olması, aşağıdaki su verme boşluğu yutma tuzakları olan faktörlere bağlıdır. Bunlar;

- a) Primer α - fazı tane sınırları,
- b) Matriks dislokasyonları,
- c) Fiber/matriks arayüzeyleridir.

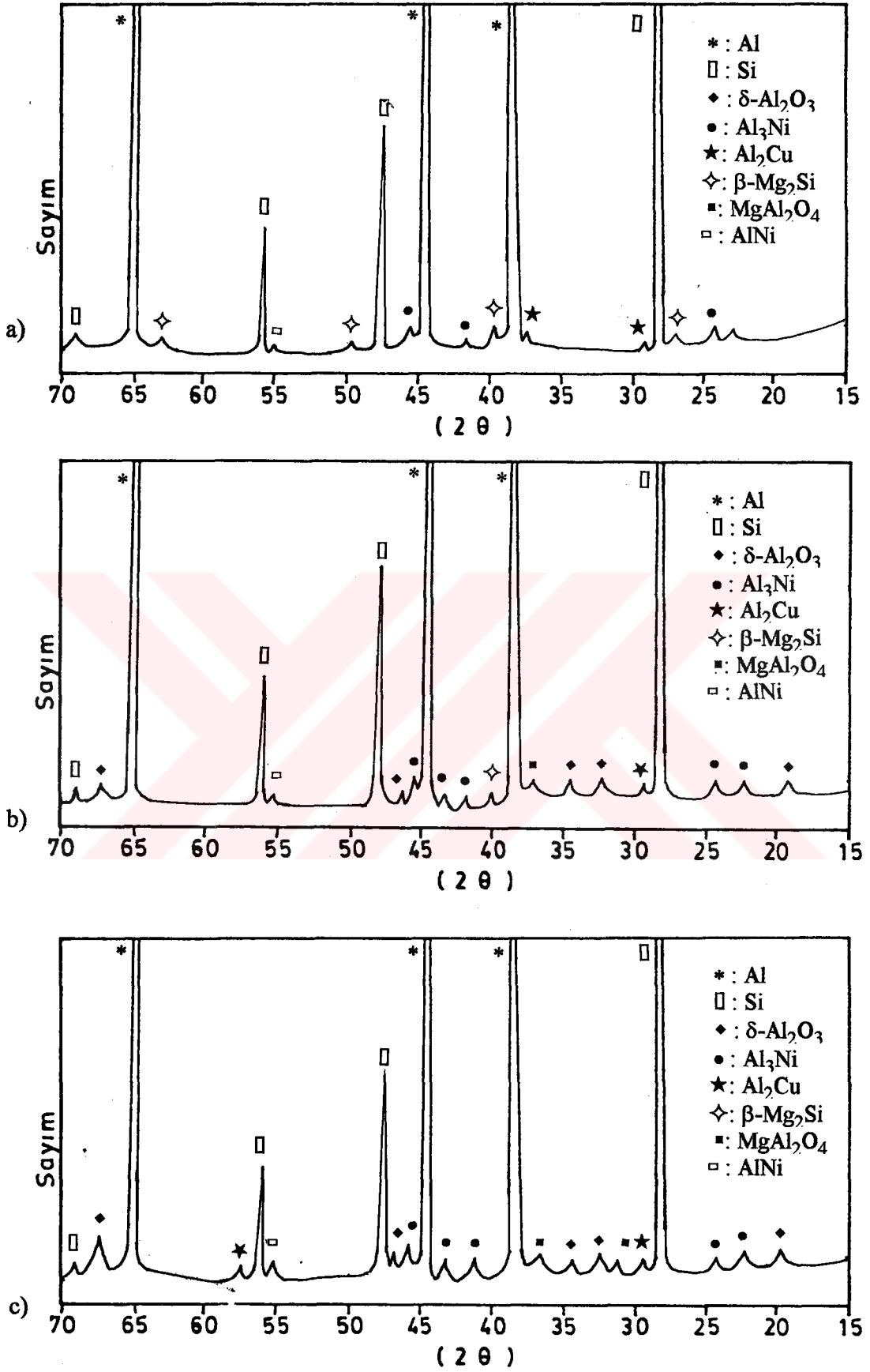
Takviyesiz alaşım ve kompozit malzemelerde yapılan ölçümlere göre primer Al α - dendritlerinin boyutları artan fiber hacim oranı ile düşmektedir. Tane boyutunun düşmesi ile doğal olarak primer faz tane sınırı alanları da artacağından boşluk yutma tuzaklarının miktarı da artmaktadır. Matriks ve fiber arasındaki yüksek termal genleşme farkı, özellikle yüksek hacim oranlı MMK malzemelerde dislokasyon yoğunluğunun artışı hızlandırmaktadır. Dislokasyon yoğunluğunun yüksek olması ise hem çökeltme kinetiğini hızlandırmakta [156], ve hemde boşluk tuzağı olarak davranan dislokasyonlar GP zonlarının oluşumunu az miktar da olsa bastırmaktadır [151]. Takviye malzemesi ve matriks fazı arayüzeylerinin GP zonlarının oluşumunun bastırılmasında en etkin faktör olduğu ifade edilmektedir. Su vermede oluşan ve GP zonlarının oluşumu için aktif alanlar olan su verme boşlukları, MMK malzemelerde fiber/matriks arayüzeyi tarafından yutulmaktadır [142, 151, 155]. Abis ve Donzelli' nin [157] ekstrüzyonla ürettiği Al- % 4.5 Cu/Al₂O₃SiO₂ kompozitinde diferansiyel taramalı kalorimetre yöntemiyle yaptıkları yaşlanma çalışmalarında, takviyesiz alaşımlarda GP zonlarının varlığını tesbit etmişlerdir. Ancak seramik takviyeli numunelerde GP zonlarının oluşmadığını ve takviyesiz alaşımlarda gerçekleşen (4.4) reaksiyonunun MMK malzemelerde eksik olarak çalıştığını (4.5 reaksiyonu) vurgulamışlardır. Takviye ve matriks fazı arasında su verme boşluklarının yutulmasından dolayı GP zonlarının oluşumunun gerçekleşmediği ve θ' fazının direkt olarak çökeldiğini ispatlamışlardır.



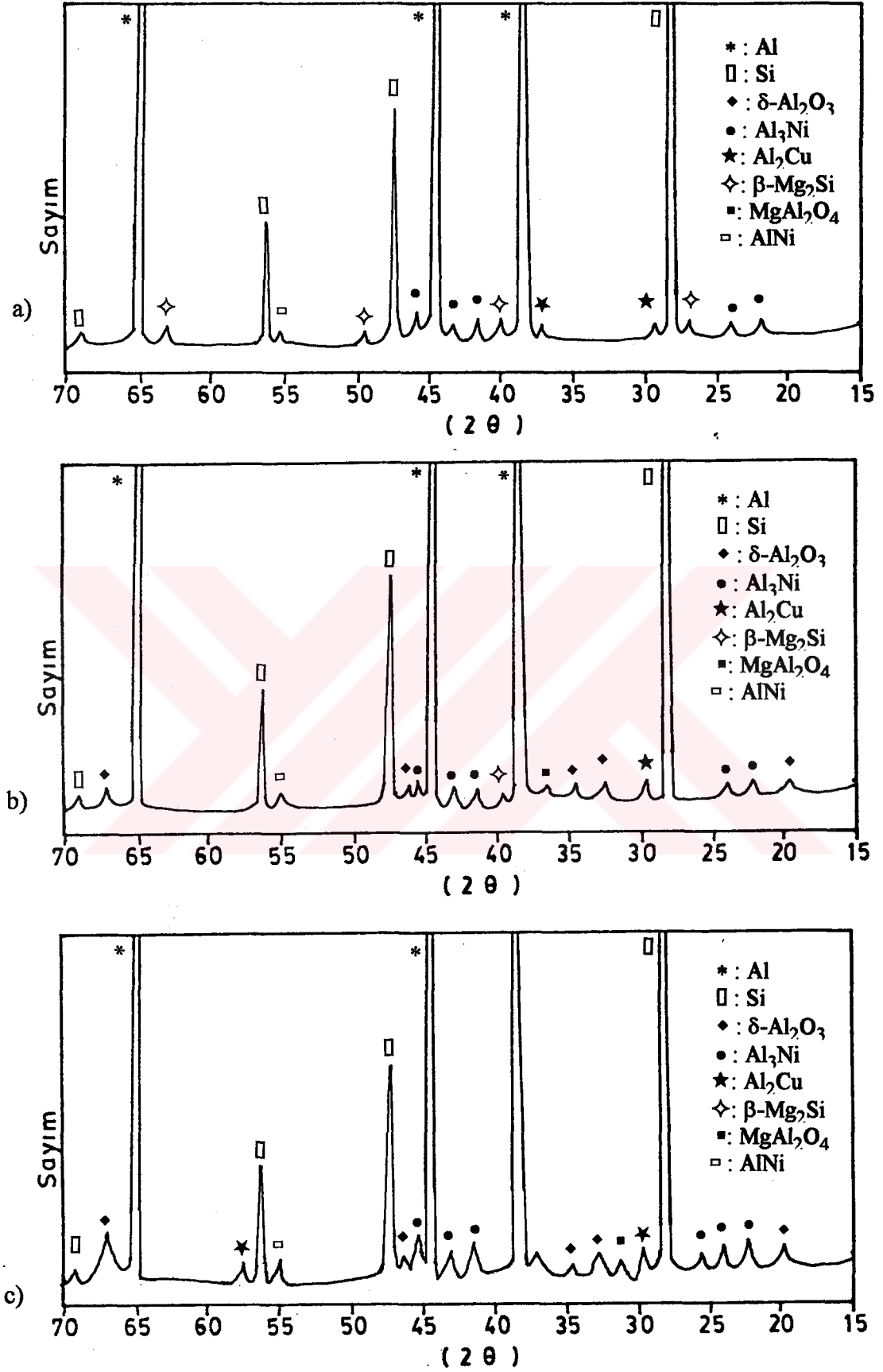
Elde edilen deneysel sonuçlardan LM 13 matriksine ilave edilen seramik fiberlerin matrikste GP zonlarının oluşumunu engellemekle kalmayıp aynı zamanda matriksin yaşlanma kinetiğini de hızlandırdıkları anlaşılmaktadır. Mikrosertlik ölçümleri, özellikle yüksek hacim oranlı MMK malzemelerde maksimum mikrosertliğin yaklaşık 6 saat gibi kısa yaşlanma sürelerinde elde edildiğini ispatlamıştır. Yaşlanma süresinin bir fonksiyonu olarak LM 13 matriks alaşımında sertleşmeyi sağlayan CuAl₂, Mg₂Si, Ni₃Al ve NiAl çökelti fazlarının büyümesine fiberlerin etkisini araştırmak için X-ışınları difraksiyon çalışmaları yapılmıştır. Şekil 4-45 de su vermeden hemen sonra, Şekil 4-46 da 2 saat yaşlandırılmış ve Şekil 4-47 de ise toplam 16 saat yaşlandırılmış takviyesiz (a), % 10 fiber takviyeli (b) ve % 30 fiber takviyeli (c) MMK malzemelerin difraksiyon pikleri görülmektedir. Şekil 4-45 su verilmiş ve yaşlandırılmamış takviyesiz alaşım ile % 10 ve % 30 fiber takviyeli kompozitlerde alaşım elementlerinin tamamının çözeltiliye geçtiği gözlenmektedir. Fiber takviyeli kompozitlerde takviyesiz alaşımda görülmeyen δ -Al₂O₃ fazının yanında MgAl₂O₄ fazının ortaya çıktığı görülmektedir.



Şekil 4-45: Çözeltiye alınıp henüz yaşlandırılmayan malzemelerde difraksiyon pikleri; a) takviyesiz alaşım, b) % 10 ve c) % 30 fiber takviyeli MMK malzemeler.



Şekil 4-46: 2 saat yaşlandırılan malzemelerde difraksiyon pikleri; a) takviyesiz alaşım, b) % 10 ve c) % 30 fiber takviyeli MMK malzemeler.



Şekil 4-47: 16 saat yaşlandırılan malzemelerde difraksiyon pikleri; a) takviyesiz alaşım, b) % 10 ve c) % 30 fiber takviyeli MMK malzemeler.

$MgAl_2O_4$ fazının % 30 fiber takviyeli kompozitte % 10 takviyeli malzemeye göre daha yüksek olduğu da Şekil 4-45 den görülen bir diğer veridir. Şekil 4-46 daki 2 saat yaşlandırılan numunelerin difraksiyon piklerinin karşılaştırılması yapıldığında, takviyesiz alaşımdaki çökelti fazı piklerinin, MMK' lerde görülen piklerden daha küçük olduğu ve fiber hacim oranının yüksek olduğu malzemede (% 30 fiber) ise pik şiddetlerinin % 10 takviyeli kompozite göre daha fazla olduğu, bir diğer ifade ile fiber hacim oranının artışı ile çökelti partiküllerinin daha hızlı büyüdüğü gözlenmektedir. Ancak, Şekil 4-46 da dikkat edilmesi gereken bir ayrıntı mevcuttur. Kompozit malzemelerde oluşan ve takviyesiz alaşımda görülmeyen $MgAl_2O_4$ fazının aksine takviyesiz alaşımda oluşan Mg_2Si fazının kompozitlerde çok az miktarda olduğu ortaya çıkmaktadır. Öyle ki, % 30 fiber içeren MMK malzemede Mg_2Si fazına rastlanmamaktadır. Takviyesiz alaşım ve kompozitlerin yaşlandırma sıcaklıklarının artışı ile (Şekil 4-47), çökelti fazlarının doğal olarak daha da büyüdüğü ortaya çıkmaktadır. Bunun yanında, çökelti partiküllerinin kompozit malzemelerde büyüme hızlarının takviyesiz alaşıma göre yine daha hızlı büyüdükleri gözlenmektedir.

Şekil 4-45, 4-46 ve 4-47, LM 13 matriksine ilave edilen seramik fiberlerin çökelti partiküllerinin büyüme kinetiklerini hızlandırdıklarını açıkça ortaya koymaktadır. Mikrosertlik sonuçları ve X-ışınları difraksiyon analizlerinin beraber düşünülmesi halinde, takviyesiz alaşımda maksimum sertliğe ulaşılan yaşlanma sürelerinde kompozitlerde aşırı yaşlanmanın meydana geldiği ispatlanmaktadır. X-ışınları sonuçlarından, takviyesiz alaşım için maksimum sertliğin elde edildiği yaşlanma süresinde çökelti partiküllerinin kritik bir boyuta ulaştığı ve kompozitlerde kritik çökelti partikülü boyutunun daha düşük yaşlanma sürelerinde oluştuğu ve artan fiber hacim oranı ile kritik çökelti partiküllerin elde edilme sürelerinin düştüğü gerçeği ortaya çıkmaktadır.

Mikrosertlik sonuçlarının irdelenmesinde, yaşlanma ile takviyesiz alaşımda sertlik artışının kompozit malzemelere göre daha yüksek oranlarda olduğu ve artan fiber hacim oranı ile matriks sertliğinin (α -primer fazları) artış hızının düştüğü saptanmıştır. Bilindiği gibi LM 13 alaşımı bünyesinde bulunan Cu ve Ni alaşım elementlerinin yanında Mg elementi de Mg_2Si fazının çökmesini sağlayarak matriks sertliğinin artışına katkıda bulunmaktadır. X-ışınları difraksiyon pikleri incelendiğinde, takviyesiz alaşımda önemli oranda oluşan Mg_2Si fazının, % 10 fiberli kompozitte çok az miktarda ve % 30 fiber takviyeli malzemede ise hiç oluşmadığı ortaya çıkmaktadır. Difraksiyon pikleri, artan fiber hacim oranı ile Mg_2Si çökelti partiküllerinin oluşumunun yavaşladığını göstermektedir. Bunun yanında kompozit malzemelerde görülen $MgAl_2O_4$ spineli, matrikste bulunan Mg elementi ve $\delta-Al_2O_3$ fazının stabilize edilmesi amacıyla fiberlere ilave edilen SiO_2 ' nin reaksiyona girmesi sonucunda oluşmaktadır. Mg

elementinin spinel oluřturması ve matriksten eksilmesi sonucunda MMK' lerde sertlik artıř hızı dūřmektedir. Belirtildiđine gōre [34], Mg ve SiO₂' nin reaksiyona girmesi oldukēa kolaydır. Sıvı Mg ve katı SiO₂' nin bulunduđu ortamlarda MgAl₂O₄ spineli kolayca oluřmaktadır. Bahsedilen spinelin, Al-Mg yūzeyi SiO₂ haline oksitlenmiř SiC partikūllerinin ilave edildiđi Al-Mg takviyeli MMK malzemelerde [156] ve 6061 Al matriksli ve δ -Al₂O₃ fiber takviyeli kompozitlerde de oluřtuđu ıspatlanmıřtır [151].

LM 13 matriksinde gōrūlen fiber hacim oranının artıřı ile GP zonlarının oluřunun bastırılması ve yařlanma kinetiđinin hızlanması, deđiřik alařım ve kompozitler ūzerinde yapılan ēalıřmalarda da kanıtlanmıřtır. Nitekim Badini ve arkadařları [158], Mg-% 8 Al alařımlarında B₄C partikūllerinin, yařlanmanın ilk zamanlarında ēōkelme hızını arttırdıđını tesbit etmiřlerdir. Nieh ve Karlak [159] ise B₄C partikūllerinin Al 6061 alařımında yařlanma hızını arttırdıklarını vurgulamıřlardır. Suresh ve arkadařları [160], Al-% 3.5 Cu/SiC MMK malzemelerde yaptıkları ēalıřmalarda, maksimum sertliđin daha dūřuk yařlanma sūrelerinde elde edildiđini tesbit etmiřler ve artan SiC partikūl hacim oranı ile maksimum sertlik sūresinin dūřtūđūnū ıspatlamıřlardır. % 20 SiC takviyeli MMK malzemede maksimum matriks mikrosertliđinin takviyesiz alařıma gōre yaklařık 3 kat daha dūřuk yařlanma sūresinde elde edildiđi tesbit edilmiřtir. Bu ēalıřmada elde edilen sonuēlara benzer olarak yařlanma sūresinin ilk zamanlarında matriks ve kompozit malzemelerin mikrosertliđinin hemen hemen aynı olduđu sonucu elde edilmiřtir. Papazian [161], SiC whiskerleri ile takviye edilmiř 7475 Al alařımında diferansiyel taramalı kalorimetre yōntemiyle yaptıđı yařlanma kinetiđi ēalıřmalarında, toz metalurjisi ile ūretilen Al alařımlarına benzer řekilde whiskerlerin GP zonu oluřumunu bastırdıklarını ifade etmiřtir. Bunun yanında whisker takviyeli MMK malzemelerde yařlanmanın oldukēa hızlı gerēekleřtiđini tesbit eden Papazian, toz metalurjisi ile ūretilen Al alařımlarında yařlanma kinetiđinin deđiřmediđini ıspat etmiřtir. Bunun sebebini de whisker takviyeli Al alařımlarında toz metalurjisi ile ūretilen alařımlara gōre daha yūksek dislokasyon yođunluklarının var olmasına ve takviye malzemelerinin ēōkelti partikūlleri iēin aktif ēekirdekleyici gibi davranmasına bađlı olduđunu vurgulamıřtır.

BÖLÜM 5

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

İyi mukavemet ve iyi dökülebilirlik özelliklerinden dolayı geleneksel piston malzemesi olarak kullanılan LM 13 matriks alaşımının, MMK malzeme üretimi için matriks malzemesi olarak bu güne kadar yeterince değerlendirilmemesi sonucu bu çalışmada, infiltrasyon yöntemi ile MMK üretilmesi ve özelliklerinin incelenmesi amaçlanmıştır. Bünyelerinde % 90, % 85, % 80, % 75 ve % 70 hacim oranında boşluk bulunan Saffil fiberler içeren seramik preformlara, azot gazı basınçlarında sıvı LM 13 alaşımı emdirilmiştir. Karşılaştırma yapabilmek için takviyesiz LM 13 alaşımı da kompozitlerle aynı şartlarda üretilmiştir. Üretilen MMK malzemelerde mikroyapı, sertlik, çekme mukavemeti ve elastik modül, aşınma ve yaşlanma kinetiği çalışmaları yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmaktadır:

- 1) İnfiltrasyon işleminde sıvı alaşımın büyük bir kısmı (% 80-90 kadar) 1.0 MPa basınçlarda preforma dolmakta, geri kalan az miktardaki alaşımın preforma doldurulması için çok daha yüksek basınç değerlerine çıkmak gerekmektedir. 1.0 MPa basınç değeri, preformlarda kalın boşlukları doldurmakta, basıncın 3.0 MPa değerine yükseltilmesi ile sağlanan ilave 2.0 MPa basınç, kalan ortalama % 10-20 oranındaki boşlukların da dolmasını sağlamaktadır. İlave 2.0 MPa basınç, preformda kalan ve fiberlerarası mesafenin bölgesel olarak düşük olmasından kaynaklanan daha ince boşlukların sıvı metalle dolmasına sebebiyet vermektedir.
- 2) Saffil fiber takviyeli kompozitlerde porozite oranı, uygulanan 3 MPa basınç altında % 2 nin çok az üzerinde olmaktadır. Artan fiber hacim oranı ile yoğunluk ve porozite oranı çok az artış göstermektedir.
- 3) Yapılan optik metallografi ve taramalı elektron mikroskobu çalışmaları sonucunda; fiberlerin matrikste düzlemsel olarak gelişigüzel dağıldıkları, fiberlerin primer dendritler arası ötektik alanlarda toplanmaya meylettikleri, Saffil fiberlerin α -Al dendritlerini ve Si kristallerini incelttikleri gözlenmiştir. Mikroyapıdaki incelmenin, artan fiber hacim oranı ile arttığı tesbit edilmiştir. % 30 fiber takviyeli MMK malzemede ortalama α -Al dendrit boyutu, takviyesiz alaşımının yaklaşık 2.5 katı aşağısına düşmektedir.

4) Matriks alaşımı bileşimi, Al-Si denge diyagramına göre ötektik altında olmasına rağmen takviyesiz alaşımda görülmeyen ve özellikle fiber hacim oranının artışı ile MMK' lerde oluşumu daha aktif hale gelen primer Si kristalleri tesbit edilmiştir. Bunun nedeni de, matriksteki Mg elementinin fiberler ile reaksiyona girip matrikse serbest Si vermesi sonucu alaşım bileşimini bölgesel olarak ötektik üstüne kaydırmasına ve fiberlerin heterojen çekirdekleyici olarak davranmasına bağlanmıştır.

5) MMK malzemelerin döküm hali sertliği artan fiber hacim oranına göre yaklaşık doğrusal artarken, ısıl işlem görmüş MMK' lerde bu artış hızı fiber hacim oranı artıkça yavaşlamaktadır.

6) Saffil fiberli MMK malzemelerin elastik modülleri fiber hacim oranı ile lineer olmayan bir artış sergilemektedirler. Bunun da, artan fiber hacim oranı ile fiber boyu/çap oranının düşmesi sonucundan ve MMK malzemelerde artan fiber hacim oranı ile matriksin aşır yaaşlanmasından kaynaklandığı tesbit edilmiştir.

7) LM 13 + Saffil fiber takviyeli kompozitlerde çekme mukavemeti fiber hacim oranına göre önce artmakta daha sonra porozite, fiber hacim oranının yüksek olmasından ileri gelen aşır yaaşlanma ve fiber matriks arayüzey bağ mukavemetinin zayıflamasının birlikte etkilerinden dolayı düşmektedir.

8) Aşınma deneyleri sonucunda artan fiber hacim oranı ile aşınma hızının ve sürtünme katsayısının düştüğü tesbit edilmiştir.

9) Aşınmada artan yük ile sürtünme katsayılarının düşmesinin oluşan tribo oksitler sonucu olduğu tahmin edilmektedir.

10) Yüksek aşınma yüklerinde yapılan aşınma deneylerinde fiberlerin matriksten koparak matriksi aşındırdıkları ve aşınma miktarının gerçekten daha yüksek olmasına yol açtıkları gözlenmiştir. Aşınma yüzeyi incelemelerinde, fiber hacim oranının artışı ile aşınma mekanizmasının değiştiği saptanmıştır. Matriks alaşımında adhesiv aşınma gözlenirken, artan fiber hacim oranı ile matriksin plastik deformasyonunun azaldığı ve aşınmanın daha çok tabakalı aşınma şeklinde gerçekleştiği g r lm ştir.

11) Saffil fiberler LM 13 matriksinin yaaşlanma kinetiğini önemli derecede etkilemektedir. Yapılan sistematik mikrosertlik ve özdirenç ölçüm deneyleri sonucunda fiber hacim oranının artmasıyla, MMK malzemelerin pik sertliğine takviyesiz alaşıma göre çok daha kısa sürede ulaştıkları sonucu ortaya çıkmıştır.

12) Özdirenç ve sertlik değerlerinin beraber değerlendirilmesi ile takviyesiz alaşımda GP zonları olduğu tesbit edilirken MMK malzemelerde su verme boşluklarının fiber/matriks arayüzeyi tarafından yutulması ile GP zonlarının oluşmadığı sonucu ortaya çıkmıştır.

13) X-ışınları incelemeleri sonucunda MMK malzemelerde çökelti fazlarının matrikse göre çok daha hızlı büyüdükleri ve bunun sonucu olarak da matriks alaşımı için maksimum sertliğin elde edildiği yaşlanma sürelerinde kompozitlerde bulunan fiber, yüksek dislokasyon yoğunluğu gibi çekirdekleyiciler etkisiyle MMK' lerde matriksin aşırı yaşlandığı sonucu ortaya çıkmıştır.

5.2. Öneriler

1) LM 13 Al-Si alaşımı yüksek mukavemetinden dolayı yaygın piston malzemesi olarak kullanılmaktadır. Bazı piston alaşımlarının seramiklerle takviye edilip kullanılması yoluna gidildiği bilinmektedir. Bu alaşımın kompozit olarak üretilip kullanılması halinde, hem daha yüksek sıcaklıklarda kullanılma imkanı artacak ve hem de daha uzun süre serviste kalması imkanı doğacaktır.

2) Takviyesiz alaşım mikroyapısında gözlenmeyen ve MMK matriksinde ortaya çıkan primer Si kristallerinin oluşumuna kimyasal reaksiyon ve çekirdeklenmenin tek başlarına ne derece etki ettiği araştırılabilir.

3) LM 13 matriksli MMK malzemelerin yüksek sıcaklık özelliklerini tesbit etmek amacıyla sıcaklığın; çekme, elastik modül ve aşınma özelliklerine etkisi incelenebilir

4) Kompozit malzemelerin aşınma çalışmaları değişik aşınma hızlarında, değişik aşınma mesafelerinde ve yağlayıcı ortamlarda gerçekleştirilerek aşınma ortamının aşınmaya etkisi tesbit edilebilir.

5) Seramik malzeme takviyeli MMK malzemelerle çalışıldığında yaşlanma karakteristikleri değiştiğinden dolayı her bir fiber hacim oranı için ayrı ayrı yaşlanma ısıl işlemi yapmak gerekmektedir. Bu bağlamda yaşlanma sıcaklığının etkisi de araştırılabilir.

6) Transmisyon elektron mikroskobu (TEM) ile MMK' lerde dislokasyon yoğunlukları, GP zonları ve oluşan bileşik ve fazların kristallografik ilişkileri ve fiber/matriks arayüzeyleri incelenebilir.

KAYNAKLAR

- [1] TAYA, M., ARSENAULT, R. J., Metal Matrix Composites-Thermomechanical Behaviour, Pergamon press., New York, p: 9-109, 1988.
- [2]. ASHBY M.F., "Overview No: 106: Criteria For Selecting the Components of Composites", Acta Metall. Mater., Vol: 41 No: 5, pp: 1313-1335, 1993.
- [3]. SCHWARTZ, M.M., Composite Materials Handbook, McGraw-Hill Co. New York, pp:1-45, 1984.
- [4]. JONES, R.M., Mechanics of Composite Materials, Hemisphere Publ. Co., New York, pp: 76-78, 1988.
- [5]. HULL, D. An Introduction to Composite Materials, Cambridge University Press, Cambridge, p. 14-20, 1985.
- [6]. CHAWLA, K.K. Composite Materials (Science and Engineering), Socorro, New Mexico, p: 45-55, 1987.
- [7]. DHARANI, L.R., TANG, H., Failure Analysis of Unidirectional Ceramic Matrix Composites Under Flexure, J. Comp. Mater. Vol: 23, April, pp: 308-315, 1989.
- [8]. KISHI, T., ENOKI, M., TSUDA, H., Interface and Strength in Ceramic Matrix Composites, Mater. Sci. and Eng., A143, pp: 103-110, 1991.
- [9]. IBRAHIM, I. A., MOHAMMED, F. A., LAVERNIA, E, Particulate Reinforced Metal Matrix Composites - a Review, J. Mater. Sci., Vol:27, pp:1137-1156, 1990.
- [10]. LIN, R.Y., Composite Interfacial Reactions , JOM, March, pp: 20-23, 1993.
- [11]. DINWOODIE, J., MOORE, E., LANGMAN, C.A.J., SYMENS, W.R., The Properties and Applications of Short Staple Alumina Fibre Reinforced Aluminium Alloys, 5th Int. Conf. on Composite Materials, San Diego-California, 30 th July-1st August, 1985.
- [12]. METELNICK, M.P., VARIN, R.A., WRONSKI, Z., As-Cast Structure and the Effect of Temperature on an Al-Si Metal Matrix Composite Reinforced with Ni₃Al-Type Ribbons, Z. Metallkd., Vol: 83 No: 4, pp: 227-235, 1992.

- [13]. PARTRIDGE, P.G., CLOSE, C.M.W., Processing of Advanced Continuous Fibre Composites: Current Practice and Potential Developments, *Int. Mater. Rev.*, Vol: 38, No: 1, pp: 1-24, 1993.
- [14]. TRUMPER, R.L., Metal Matrix Composites-Application and Prospects, *Metals and Mater.*, Vol:3, pp: 662-667, 1987.
- [15]. DVORAK, G.J., Plasticity Theories for Fibrous Composite Materials, *Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties*, Ed. by R.K. Everett and, R.K., Arsenault, Academic Press Inc., London, p: 1-77, 1991.
- [16]. STEFENASCU, D.M., DHINDAW, R.K., KACAR, J.A., MOITRA, A., Behaviour of Ceramic Particles at the Solid-Liquid Metal Interface in Metal Matrix Composites, *Metall. Trans.*, Vol: 19A, pp: 2847-2855, 1988.
- [17]. HOWE J.M., Bonding, Structure, and Properties of Metal/Ceramic Interfaces: Part 1 Chemical Bonding, Chemical Reaction, and Interfacial Structure", *Int. Mater. Rev.* Vol: 38, No: 5, pp: 233-256, 1993.
- [18]. BANERJI, A., ROHATGI, P.K., REIF, W., Role of Wettability in the Preparation of Metal-Matrix Composites(a Review), *Metall.*, Vol: 38, pp: 656-661, 1984
- [19]. MORTENSEN, A., JIN, I., Solidification Processing of Metal Matrix Composites, *Int. Met. Rev.*, Vol: 37, No: 3, pp: 101-127, 1992.
- [20]. LEVI, C.G., ABBASCHIAN, G.J., MEHRABIAN, R., Interface Interactions During Fabrication of Aluminium Alloy-Alumina Fiber Composites, *Metall. Trans.*, Vol: 9A, pp: 697-711, 1978.
- [21]. FLOM, Y., ARSENAULT, R.J., Interfacial Bond Strength in an Aluminium Alloy 6061-SiC Composite, *Mater. Sci. Engineer.*, Vol: 77, pp: 191-197, 1986.
- [22]. WARREN, H., HUNT, Jr., Interfacial Zones and Mechanical Properties in Continuous Fiber FP/Al-Li Metal Matrix Composites, *Interfaces in Metal Matrix Composites*, Proceedings of a Symposium Sponsored by AIME, Orleans, Louisiana, March 2-6, Ed. by A.K. Dhingra and S.G. Fishman AIME Pub., pp:3-25, 1986.
- [23]. RUSSELL, K.C., CORNIE, J.A., OH, S-Y., Particulate Wetting and Particle/Solid Interface Phenomena in Casting Metal Matrix Composites, *Interfaces in Metal Matrix Composites*, Proceedings of a Symposium Sponsored by AIME, Orleans, Louisiana, March 2-6, Ed. by A.K. Dhingra and S.G. Fishman AIME Pub., pp: 61-91, 1986.
- [24]. LLOYD, D.J., BROTZEN, F.R., Particle Reinforced Aluminium and Mg Matrix Composites, *Int. Mater. Rev.*, Vol: 39, pp: 1-23, 1994.

- [25]. HALLSTEDT, B., LIU, Z-K., AGREN, J, Reactions in Al_2O_3 -Mg Metal matrix Composites During Prolonged Heat Treatment at 400, 550, and 600 °C, Mater. Sci Engineer., Vol: A169, pp: 149-157, 1993.
- [26]. OH, S-Y., CORNIE, J.A., RUSSELL, K.C., Wetting of Ceramic Particulates with Liquid Aluminium Alloys: Part II. Study of Wettability, Metall. Trans., Vol: 20A, pp: 533-541, 1989.
- [27]. WARREN, R., ANDERSON, C.H., Silicon Carbide Fibres and Their Potential for Use in Composite Materials. Part II, Composites, Vol: 15, pp: 101-111, 1984.
- [28]. ARSENAULT, R.J., PANDE, C.S., Interfaces in Metal Matrix Composites, Scripta Metall., Vol: 18, pp: 1131-1134, 1984.
- [29]. SRIVATSAN, T.S., IBRAHIM, I.A., MOHAMED, F.A., LAVERNIA, E.J., Processing Techniques For Particulate-Reinforced Metal Aluminium Matrix Composites, J. Mater. Sci., Vol: 26, pp: 5965-5978, 1991.
- [30]. DELANNAY, F., FROYEN, L., DERUYTTERE, A., Review: the Wetting of Solids by Molten Metals and its Relation to the Preparation of Metal Matrix Composites, J. Mater.Sci., Vol: 22, pp: 1-16, 1985.
- [31]. CLOSE, C.M.W., PARDRIDGE, P.G., A fibre Coating for Advanced Metal-Matrix Composites, J. Mater. Sci., Vol: 25, pp: 4315-4323, 1990.
- [32]. SHANG, J.K., RITCHIE, R.O., Crack Bridging by Uncracked Ligaments During Fatigue-Crack Growth in SiC-Reinforced Aluminium-Alloy Composites, Metall.Trans., Vol: 20A, pp: 897-908, 1989.
- [33]. LIU, T.M., CHAO, C.G., Effect of Magnesium on Mechanical Properties of Alumina-Fiber-Reinforced Aluminium Matrix Composites Formed by Pressure Infiltration Casting, Mater. Sci. Eng., Vol: A169, pp: 79-84, 1993.
- [34]. PETITCORPS, Y.L., STEPHENSON, T., GIROT, F., NASLAIN, R., Chemical Analysis and Bonding at the Fiber-Matrix Interface in Model Aluminium Matrix Composites, Cast-Reinforced Metal Composites, Edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM/TMS Comittee, World Materials Congress, 24-30 Sept., Chicago-Illions, USA, pp: 67-70, 1988.
- [35]. MORTENSEN, A., CORNIE, J.A., FLEMINGS, M.C., Solidification Processing of Metal Matrix Composites, J. Metals, pp: 12-19, Feb., 1988.
- [36]. RIBES, H., SUERY, M., L' ESPERANCE, G., LEGOUX, J.G., Microscopic Examination of the Interface Region in 6061-Al/SiC Composites Reinforced with As-Recieved and Oxidized SiC Particles, Metall. Trans., Vol: 21A, pp: 2489-2496, 1990.

- [37]. CHU, M.G., PREMKUMAR M.K., Mechanism of TiC Formation in Al/TiC In Situ Metal-Matrix Composites, Metall. Trans., Vol: 24A, pp: 2803-2805, 1993.
- [38]. ROHATGI, P.K., ASTHANA, R., DAS, S., Solidification, Structures, and Properties of Cast Metal-Ceramic Particle Composites, Int. Met. Rev., Vol: 31, pp: 115-139, 1986.
- [39]. CLYNE, T.W., BADER, M.G., CAPPLEMAN, G.R., HUBERT, P.A., The Use of Alumina Fibre For MMCs, J. Mater. Sci., Vol:20, pp: 85-96, 1985.
- [40]. RAY, S., Porosity in Foundry Composites, Cast Reinforced Metal Composites, Edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM/TMS Comittee, World Materials Congress, 24-30 Sept., Chicago-Illions, USA, pp: 24-30, 1988.
- [41]. GHOST, P.K., RAY, S., Influence of Process Parameters on the Porosity Content in Al(Mg)-Alumina Cast Particulate Composite Produced by Vortex Method, AFS Trans. No: 88-214, pp: 775-782, 1988.
- [42]. DAS, S., PRASAD, S.V., RAMACHANRAN, T.R., ROHATGI, P.K., Microstructures of Cast Al-Si Alloys in the Prsence of Dispersed Graphite Particles, Mater. Trans., JIM, Vol: 32, No: 2, pp:189-194, 1991.
- [43]. ZHU, Z., A Literatue Survey on Fabrication Methods of Cast Reinforced Metal Composites, Cast Reinforced Metal Composites, Edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM/TMS Comittee, World Materials Congress, 24-30 Sept., Chicago-Illions, USA, pp: 93-99, 1988.
- [44]. SURESH, K.V., DORCIC, J.L., 'Squeezing' Production Cost From Metal-Ceramic Composites, Adv. Mater. Prog., Vol: 5, pp: 48-51, 1988.
- [45]. CHADWICK, G.A., YUE, T.M., Principles and Applications of Squeeze Casting, Metals and Mater., pp: 6-12, Jan. 1989.
- [46]. PEPPER, R.T., PENTY, R.A., Mechanical Properties of Aluminium-Graphite Composites Prepared by Liquid Phase Hot Pressing, J. Comp. Mater., Vol: 8, pp: 29-37, 1974.
- [47]. CHADWICK, G.A., Progress in Metal Matrix Composites, New Frontiers in Cast Metals, Birmingham, U.K., 1991.
- [48]. QUIGLEY, B.F., ABBASCHIAN, R., WUNDERLIN, R., MEHRABIAN, R., A Method for Fabrication of Aluminium-Alumina Composites, Metall Trans., Vol: 13A, pp: 93-100, 1982.
- [49]. LACOSTE, E., ABOULFATAH, M., DANIS, M., GIROT, F., Numerical Simulation of the Infiltration of Fibrous Preforms by a Pure Metal, Metall. Trans., Vol: 24A, pp: 2667-2678, 1993.

- [50]. MORTENSEN, A., WONG, T., Infiltration of Fibrous Preforms by a Pure Metal: Part III. Capillary Phenomena, Metall. Trans., Vol: 21A, pp: 2657-2663, 1990
- [51]. MAXWELL, P.B., MARTINS, G.P., OLSON, D.L., EDWARDS, G.R., The Infiltration of Aluminium into Silicon Carbide Compacts, Metall. Trans., Vol: 21B, pp: 475-485, 1990.
- [52]. MASUR, L.J., MORTENSEN, A., CORNIE J.A., FLEMINGS, M.C., Infiltration of Fibrous Preforms by Pure Metal: Part II-Experiment, Metall. Trans., Vol:20A, (1989), pp: 2549-2557.
- [53]. YOUNG, R.M.K., Infiltration Mechanics in Conventional and Hybridised Fibre Reinforced Metal-Matrix Composites, Mater. Sci. Tech. Vol: 6, pp: 548-553, June 1990.
- [54]. YOUNG, R.M.K., A Liquid Metal Infiltration Model of Unidirectional Fibre Preforms in Inert Atmospheres, Mater. Sci Engineer., Vol: A135, pp: 19-22, 1991.
- [55]. KLIPFEL, Y.L., HE, M.Y., McMEEKING, R.M., EVANS, A.G., MEHRABIAN, R., The Processing and Mechanical Behavior of an Aluminium Matrix Composite Reinforced With Short Fibers, Acta Metall. Mater., Vol: 38, No: 6, pp: 1063-1074, 1990.
- [56]. ELLOTT, R., Eutectic Solidification, Int. Met. Rev., Sept., pp: 161-185, 1977.
- [57]. MORTENSEN, A., Interfacial Phenomena in the Solidification processing of Metal Matrix Composites, Mater. Sci. Engeer. Vol: A135, pp: 1-11, 1991.
- [58]. MORTENSEN, A., MASUR, L.J., CORNIE, J.A., Infiltration of Fibrous Preforms by Pure Metal: Part I-Theory, Metall. Trans., Vol:20A, pp: 2547-2555, 1989.
- [59]. NARDONE, V.C., PREWO, K.M., Comment on a Comparison of PM vs. Melted SiC/Al Composites, Scripta Metall., Vol: 23, pp: 291-292, 1989.
- [60]. HOWE J.M., Bonding, Structure, and Properties of Metal/Ceramic Interfaces: Part 2 Interface Fracture Behaviour and Property Measurement, Int. Mater. Rev. Vol: 38, No: 5, pp: 257-271, 1993.
- [61]. SINGER, A.R.E., Metal Matrix Composites Made by Spray Forming, Mater. Sci Engineer., Vol: A135 pp: 13-17, 1991.
- [62]. YILMAZ, F., ELLIOTT, R., The Microstructure and Mechanical Properties of Unidirectionally Solidified Al-Si Alloys, J. Mater. Sci., Vol: 24, pp: 2065-2070, 1989.

- [63]. CHU, M.G., PREMKUMAR, M.K., Mechanism of TiC Formation in Al/TiC In Situ Metal Matrix Composites, *Metall. Trans.*, Vol: 24A, pp: 2803-2805, 1993.
- [64]. CHRYSANTHOU, A., ERBACCIO, G., WOOD, J.V., In Situ Preparation of Copper Matrix Composites, *J. Mater. Sci. Let.*, Vol: 12, pp: 1635-1636, 1993.
- [65]. COOKE, T.F., Inorganic Fibers-A Literature Review, *J. Amer. Ceram. Soc.*, Vol: 74, pp: 2959-2978, 1991.
- [66]. CORNIE, J.A., CHIANG, Y-M., UHLMANN, D.R., MORTENSEN, A., COLLINS, J.M., Processing of Metal and Ceramic Matrix Composites, *Amer. Ceram. Bull.*, Vol: 65, pp: 293-304, 1986.
- [67]. DINWOODIE, J., Automotive Applications For MMCs-Based on Short Staple Alumina Fibres, *SAE Technical Paper Series*, Feb., pp:23-27, 1987.
- [68]. SAFFIL Alumina Fibre, Cost-Effective Reinforcement for Metal Matrix Composites, ICI's Technical Data Sheet, UK, 1987.
- [69]. BIRCHALL, J.D, BRADBURY, J.A.A., DINWOODIE, J, Alumina Fibres: Preparation and Applications, *Handbook of Composites Vol: 1, Strong Fibres*, Ed. W. Watt and B.V. Perov Elsevier Sci. Pub. B.V., p: 115, 1985.
- [70]. ESSIG, G., MIELKE, S., BLOSHIES, G., Anwendung Faserverstärkter Metalle in Verbrennungsmotoren, *Metall*, Vol: 44, pp: 434-437, 1990.
- [71]. ARSENAULT, R.J., Strengthening of Metal Matrix Composites Due to Dislocation Generation Through CTE Mismatch, *Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties*, Ed. by R.K. Everett and, R.J., Arsenault, Academic Press Inc., London , p: 79-100, (1991)
- [72]. ARSENAULT, R.J., Relationship Between Strengthening Mechanism and Fracture Toughness of Discontinuous SiC/Al Composites, *J. Comp.. Sci. Tech. and Res.*, Vol: 10, No: 4 pp: 140-145, 1988.
- [73]. VOGELSANG, M., ARSENAULT, R.J., FISHER, R.M., An in Situ HVEM Study of Dislocation Generation at Al-SiC Interfaces in Metal Matrix Composites, *Met. Trans.*, Vol. 17A, pp. 379-389, 1986.
- [74]. DERBY, B., WALKER, J.R., The Role of Enhanced Matrix Dislocations in Strengthening Metal Matrix Composites, *Scripta Metall.*, Vol. 22, pp. 529-532, 1988.
- [75]. ARESENAULT, R.J., FISHER, R.M., Microstructure of Fiber and Particulate SiC in 6061 Al Composites, *Scripta Metall.*, Vol. 17, pp. 67-71, 1983.

- [76]. TAYA, M., MORI, T., Dislocation Punched-Out Around a Short Fiber in a Short Fiber Metal Matrix Composite Subjected to Uniform Temperature Change, *Acta Metall.*, Vol: 35 No: 1, pp: 155-162, 1987.
- [77]. CHAMIS, C.C., *Mechanics of Composite Materials: Past, Present, and Future*, J. Comp. Sci. Tech. and Res., Vol: 11, No: 1 pp: 3-14, 1989.
- [78]. CARUSO, J.J., CHAMIS, C.C., Assessment of Simplified Composite Micromechanics Using Three-Dimensional Finite Element Analysis J. Comp. Sci. Tech. and Res., Vol: 8, No: 3 pp: 77- 83, 1986.
- [79]. TAYA, M., ARSENAULT, R.J., A Comparison Between a Shear Lag Type Model and an Eshelby Type Model in Predicting the Mechanical Properties of a Short Fiber Composite, *Scripta Metall.*, Vol: 21, pp: 349-354, 1987.
- [80]. TAKAO, Y., TAYA, M., The Effect of Variable Fiber Aspect Ratio on the Stiffness and Thermal Expansion Coefficient of a Short Fiber Composite, *J. Comp. Mater.*, Vol: 21, pp: 140-156, Feb. 1987.
- [81]. ARSENAULT, R.J., TAYA, M., Thermal Residual Stress in Metal Matrix Composite, *Acta Metall.*, Vol: 35, pp: 651-659, 1987
- [82]. TAKAO, Y., CHOU, T.W., TAYA, M., Effective Longitudinal Young's Modulus of Misoriented Short Fiber Composites, *Trans. ASME*, Vol: 49, pp: 536-540, Sept. 1982.
- [83] WILLIS, J.R., Bounds and Self-Consistent Estimates for the Overall Properties of Anisotropic Composites, *J. Mech. Phys. Solids*, Vol: 25, pp: 185-202, 1977
- [84]. ZHONGUYAN, F., TSAKIROPOULOS, P., MIODOWNOK, A.P., Prediction of Young's Modulus of Particulate Two Phase Composites, *Mater. Sci. Technol.*, Vol: 8, pp: 922-929, 1992.
- [85] AHMED, S., JONES, F.R., A Review of particulate Reinforcement Theories for Polymer Composites, *J. Mater. Sci.*, Vol: 25, pp: 4933-4942, 1990.
- [86]. SHEN, Y.L., FINOT, M., NEEDLEMAN, A., SURESH, S., Effective Elastic Response of Two Phase Composites, *Acta Mater.*, Vol: 42, No: 1, pp: 77-97, 1994.
- [87]. WILLIS, J.R., Upper and Lower Bounds for Non-Linear Composite Behaviour, *Mater. Sci. Engineer.*, Vol: A175, pp: 7-14, 1994.
- [88] TAYA, M., MURA, T., On Stiffness and Strength of an Aligned Short-Fiber Reinforced Composite Containing Fiber-End Cracks Under Uniaxial Applied Stress. *J. App. Mech.*, Vol: 48 pp: 361-367, June 1981.

- [89]. ARSENAULT, R.J., Tensile and Compressive Properties of Metal Matrix Composites: Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties, Ed. by R.K. Everett and, R.J., Arsenault, Academic Press Inc., London , p: 133-167, 1991
- [90]. JONES, F.R., Fiber Reinforced Plastic Composites, Aluminium Alloys- Contemporary Research and Applications, Ed. A.K. Vasudevan and R.H. Doherty, Treatise on Materials Science and Tech., Vol: 31, Academic Press, p: 605-650, 1989.
- [91]. DUDEK, H.T., KLEINE, A., BORATH, R., NEITE, G., Interfaces in Aluminium-Fibre-Reinforced Aluminium Piston Alloys, Mater. Sci. Engineer., Vol: A167, pp: 129-137, 1993.
- [92]. SIMANCIK, F., JANGG, G., DEGISCHER, H.P., Short Carbon Fiber-Aluminium Matrix Composite Material Prepared by Extrusion of Powder Mixtures, The 3rd European Conference on Advanced Materials and Processes, EUROMAT, pp: 1775-1780, 1993
- [93]. STANIEK, G., LEHNERT, F., PETERS, M., BUNK, W., KAYSSER, W.A., Powder Metallurgical Processing of a SiC Particle Reinforced Al-6wt. % Fe Alloy, The 3rd European Conference on Advanced Materials and Processes, EUROMAT 93, pp: 1787-1792
- [94]. DAS, A.A., CLEGG, A.J., ZANTOUT, B., YAKOUB, M.M., Solidification Under Pressure: Aluminium and Zinc Alloys Containing Discontinuous SiC Fibre, Cast Reinforced Metal Composites, Edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM/TMS Comittee, World Materials Congress, 24-30 Sept., Chicago-Illions, USA, pp: 139- 147, (1988).
- [95]. COOK, C.R., YUN, D.I., HUNT, W.H., System Optimization for Squeeze Cast Composites, Cast Reinforced Metal Composites, Edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM/TMS Comittee, World Materials Congress, 24-30 Sept., Chicago-Illions, USA, pp: 195-204, 1988.
- [96]. NIEH, T.G., CHELLMAN, D.J., Modulus Measurement in Discontinuous Reinforced Aluminium Composites, Scripta Metall., Vol: 18, pp: 925-928, 1984
- [97]. SKIBO, M., MORRIS, P.L., LLOYD, D.J., Structure and Properties of Liquid Metal Processed SiC Reinforced Aluminium, Cast Reinforced Metal Composites, Edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM/TMS Comittee, World Materials Congress, 24-30 Sept., Chicago-Illions, USA, pp: 139-147, 1988.
- [98]. McKIMPSON, M.G., SCOTT, T.E., Processing and Properties of Metal Matrix Composites Containing Discontinuous Reinforcement, Mater. Sci. Engineer., Vol: A107, pp: 93-106, 1989.

- [99]. ZHOU, Z., YINGKUN, X., WENDUO, W., ZHUANQI, H., Effect of Matrix Microstructure on Mechanical Properties of 2124 Aluminium Alloy-SiC Particle Composite, *Mater. Sci. Technol.*, Vol: 7, pp: 592-595, 1991.
- [100]. ROGER, M., LU, J., LAI, D., LIEURADE, H.P., Etude du Comportement et de L' endommagement des Composites à Matrice Aluminium et à Renforts Particulaires, The 3rd European Conference on Advanced Materials and Processes, EUROMAT 93, pp: 1867-1871, 1993.
- [101]. MUSSON, N.J., YUE, T.M., The Effect of Matrix Composition on the Mechanical Properties of Squeeze-Cast Aluminium Alloy-Saffil Metal Matrix Composites, *Mater. Sci. Engineer.*, Vol: A135, pp: 237-242, 1991.
- [102]. SCHRÖDER, J., KAINER, K.U., Magnesium Based Hybrid Composites Prepared by Liquid Infiltration, *Mater. Sci. Engineer.*, Vol: A135, pp: 33-36, 1991.
- [103]. LEVY, A., PAPAIZIAN, J.M., Tensile Properties of Short Fiber-Reinforced SiC/Al Composites: Part II. Finite Element Analysis, *Metall. Trans.*, Vol: 21A, pp: 411-420, 1990.
- [104]. PAPAIZIAN, J.M., ADLER, P.N., Tensile Properties of Short Fiber-Reinforced SiC/Al Composites: Part I. Effect of Matrix Precipitates, *Metall. Trans.*, Vol: 21A, pp: 401-410, 1990.
- [105]. DAVIDSON, D.L., The Effect of Particulate SiC on Fatigue Crack Growth in a Cast Extruded Aluminum Alloy Composite, *Metall. Trans.*, Vol: 22A, pp: 97-112, 1991.
- [106]. SUGANUMA, K., OKAMOTO, T., HAYAMI, T., OKI, Y., SUZUKI, N., Influence of High Temperature Exposure on the Properties of Alumina Short Fibre Reinforced AA6061 Alloy, *J. Mater. Sci.*, Vol: 23, pp: 1317-1323, 1988,
- [107]. WEBSTER, D., Effect of Lithium on the Mechanical Properties and Microstructure of SiC Whisker Reinforced Al Alloys, *Met. Trans.* Vol: 13A, pp: 1511-1519, 1982.
- [108]. YOU, C.P., THOMPSON, A.W., BERNSTEIN, I.M., Proposed Failure Mechanism in Discontinuously Reinforced Aluminium Alloy, *Scripta Metall.*, Vol: 21, pp: 181-185, 1987.
- [109]. DRAZAL, L.T., MADHUKAR, M., Fibre-Matrix Adhesion and its Relationship to Composite Mechanical Properties, *J. Mater. Sci.*, Vol: 28, pp: 569-610, 1993.

- [110]. DRAGONE, T.L., SCHLAUTMANN, J.J., NIX, W.D., Processing and Creep Characterization of a Model MMCs: Lead Reinforced With Nickel Fibers, Metall. Trans., Vol: 22A, pp: 1029-1036, 1991.
- [111]. KAUFMANN, H., KNÖBL, R.A., DEGISHER, H.P., Elevated Temperature Properties of Short-Fiber Reinforced AlSi9Cu3 Produced by Pressure Die-Casting, Z. Metallkd., Vol: 85, No: 4, pp: 241-248, 1994.
- [112]. LIM, S.C., ASHBY, M.F., Overview No: 55 Wear Mechanism Maps, Acta Metall, Vol: 35, pp: 1-24, 1987.
- [113]. LIM, S.C., ASHBY, M.F., BRUNTON, J.H., Wear Rate Transition and Their Relationship to Wear Mechanism, Acta Metall., Vol: 35, pp: 1343-1348, 1987.
- [114]. HUTCHINGS, I.M., Tribology(Friction and Wear of Engineering Materials-Metallurgy and Materials Science Series), Ed. Edward Arnold, London, p: 75-115, 1992.
- [115]. CELIS, B.D., Theoretical Analysis of Dry Friction in Brittle and Ductile Materials, Wear, Vol: 116, pp: 287-298, 1987.
- [116]. HOSKING, F.M., PORTILLO, F.F., WUNDERLIN, R., MEHRABIAN, R., Composites of Aluminium Alloys: Fabrication and Wear Behaviour, J. Mater. Sci., Vol: 17, pp: 477-498, 1982.
- [117]. ARCHARD, J.F., Friction Between Metal Surfaces, Wear, Vol: 113, pp: 3-16, 1986.
- [118]. PRASAD, S.V., ROHATGI, P.K., Tribological Properties of Al Alloy Particle Composites, J. Met., pp: 22-26, Nov., 1987.
- [119]. ROHATGI, P.K., DAKOTRE, N.B., LIU, Y., YIN, M., BARR, T.L., Tribological Behavior of Al Alloy-Graphite and Al Alloy-Microcrystalline Carbon Particle Composites, Cast Reinforced Metal Composites, Edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM/TMS Comittee, World Materials Congress, 24-30 Sept., Chicago-Illions, USA, pp: 367-373, 1988.
- [120]. ROY, M., VENKATARAMAN, B., BHANUPRASAD, V.V., MAHAJAN, Y.R., SUNDARARAJAN, G., The Effect of Particulate Reinforcement on the Sliding Wear Behaviour of Aluminum Matrix Composites, Metal. Trans., Vol: 23A, pp: 2833-2847, 1992.
- [121]. ANAND, K., KISHORE, On the Wear of Aluminium-Corundum Composites, Wear, Vol: 85, pp: 163-169, 1983.
- [122]. BHANSALI, K.J., MEHRABIAN, R., Abrasive Wear of Aluminium-Matrix Composites, J. Met., pp: 30-34, Sept., 1982.

- [123]. RANA, F., STEFANASCU, D.M., Friction Properties of Al-1.5 Pct Mg/SiC Particulate Metal Matrix Composites, *Met. Trans.*, Vol: 20A, pp: 1564-1566, 1989.
- [124]. LEE, C.S., KIM, Y.H., HAN, K.S., LIM, T., Wear Behaviour of Aluminium Matrix Composite Materials, *J. Mater. Sci.*, Vol: 27, pp: 7933-800, 1992.
- [125]. WANG, A., RACK, H.J., Abrasive Wear of Silicon Carbide and Whisker Reinforced Aluminium Matrix Composites, *Wear*, Vol: 146, pp: 337-348, 1991.
- [126]. WANG, A., RACK, H.J., Dry Sliding Wear in 2124 Al-SiC_w/17-4 PH Stainless Steel System, *Wear*, Vol: 147, pp: 355-374, 1991.
- [127]. PRASAD, S.V., MECKLENBURG, K.R., Friction Behaviour of Ceramic Fiber-Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites Against a 440C Steel Counterface, *Wear*, Vol: 162-164, pp: 47-56, 1993.
- [128]. ARIKAN, R., MURPHY, S., Anisotropik Wear of Planar Random Metal Matrix Composites with Zinc Alloy Matrix, *Wear*, Vol: 143, pp: 149-157, 1991.
- [129]. TAYA, M., Creep Behaviour of Metal Matrix Composites, *Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties*, Ed. by R.K. Everett and, R.J., Arsenault, Academic Press Inc., London , pp: 189-215, 1991
- [130]. CHAWLA, K.K., Fatigue of Continuously Reinforced Metal Matrix Composites, *Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties*, Ed. by R.K. Everett and, R.J., Arsenault, Academic Press Inc., London , pp: 235-2253, 1991
- [131]. GOTO, S., McLEAN, M., Role of Interfaces in Creep of Fibre-Reinforced Metal Matrix Composites-I. Continuous Fibres, *Acta Metall.*, Vol: 39, pp: 153-164, 1991.
- [132]. EGGELER, G., On the Mechanism of Creep in Short Fibre Reinforced Aluminium Alloys, *Z. Metallkd.*, Vol: 85, No: 1, pp: 39-46, 1994.
- [133]. SHANG, J.K., RITCHIE, R.O., Fatigue of Discontinuously Reinforced Metal Matrix Composites,, *Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties*, Ed. by R.K. Everett and, R.K., Arsenault, Academic Press Inc., London, pp: 255-285, 1991
- [134]. FRIEND, C.M., Toughness in Metal Matrix Composites, *Mater. Sci. Technol.*, Vol: 5, pp: 1-7, Jan. 1989.
- [135]. FRIEND, C.M., NIXON, A.C., Impact Response of Short δ -Alumina Fibre/Aluminium Alloy Metal Matrix Composites, *J. Mater. Sci.*, Vol: 23, pp: 1967-1975, 1988.

- [136]. BROWN, A., Metal Matrix Composites on the Road, Mater. World, pp: 20-21, Jan. 1993.
- [137]. WU, Y., LIU, H., LAVERNIA, E.J., Solidification Behaviour of Al-Si/SiC MMCs, During Wedge Mould Casting, Acta Metall. Mater., Vol: 42, pp: 825-837, 1994.
- [138]. ROHATGI, P.K., YARANDI, F.M., LIU, Y., Influence of Solidification Conditions on Segregation of Aluminium-Silicon Carbide Particle Composites, Cast Reinforced Metal Composites, Edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM/TMS Committee, World Materials Congress, 24-30 Sept., Chicago-Illinois, USA, pp: 249-255, 1988.
- [139]. YILMAZ, F., The Structural Modification of Anomalous Eutectic Alloys, P.H.D. thesis, Department of metallurgy, University of Manchester, 1979.
- [140]. YANG, M., SCOTT, V.D., Microstructural Studies of Aluminium-Silicon Alloy Reinforced with Alumina Fibres, J. Mater. Sci., Vol: 26, pp: 2245-2254, 1991.
- [141]. FRIEND, C.M., The Effect of Matrix Properties on Reinforcement in Short Alumina Fibre-Aluminium Metal Matrix Composites, J. Mater. Sci., Vol: 22, pp: 3005-310, 1987
- [142]. CERESARA, S., FIORINI, P., Precipitation Hardening in SAP-type(Al-4Cu)-Al₂O₃ Composites, Powder Metallurgy, Vol: 4, pp: 210-213, 1981.
- [143]. BHAGAT, R.B., ARMATEAU, M.F., CONWAY, J.C., PAULICK, J.M., CHISHOLM, J.M., PARNELL, J.M., SEIDENSTICKER, D.G., Squeeze Cast Metal Matrix Composites: Evaluation of Their Strength, Damping Capacity and Corrosion Resistance, Cast Reinforced Metal Composites, Edited by S.G. Fishman and A.K. Dhingra, ASM/TMS Committee, World Materials Congress, 24-30 Sept., Chicago-Illinois, USA, pp: 185-194, 1988.
- [144]. NESARIKAR, N.R., TEWARI, S.N., GRAHAM, E.E., Room Temperature Wear Characteristics of Al₂O₃ Particle-Reinforced Aluminium Alloy Composites, Mater. Sci. Engineer., Vol: A147, pp: 191-199, 1991.
- [145]. ALAHELISTAN, A., BERGMAN, F., OLSSON, M., HOGMARK, S., On the Wear of Aluminium and Magnesium Metal Matrix Composites, Wear, Vol: 165, pp: 221-226, 1993.
- [146]. HONG, H., WINER, W.O., A Fundamental Tribological Study of Ti/ Al₂O₃ Contact in Sliding Wear, Trans. ASME, Vol: 111, pp: 504-509, 1989
- [147]. DAS, S., PRASA, S.V., RAMANCHANDRAN, T.R., Tribology of Al-Si Alloy Composites: Triboinduced Graphite Films and Role of Silicon Morphology, Wear, Vol: 138, pp: 123-132, 1991,.

- [148]. GALIS, J.L., GOOLSBY, I.D., Calorimetric Evaluation of the Effects of SiC Concentration on the precipitation Processes in SiC Particulate Reinforced 7091 Aluminium, *J.Mater. Sci.*, Vol: 24, , pp: 1439-1446, 1989.
- [149]. PARRINI, L., SCHALLER, R., AlCu-Al₂O₃ Metal Matrix Composites Studied by Thermoelectric Power Measurement, The 3rd European Conference on Advanced Materials and Processes, EUROMAT 93, pp: 1745-1748, 1993.
- [150]. KELLY, A., NICHOLSON, R.B., Precipitation Hardening, *Progress. in Mater. Sci.* Vol: 10, p: 151-177, 1963.
- [151]. FRIEND, C.M., LUXTON, S.D., The Effect of δ -Alumina Fibre Arrays on the Age-Hardening Characteristics of an Al-Mg-Si Alloy, *J. Mater. Sci.*, Vol: 23, pp: 3173-3180, 1988.
- [152]. WHITEHOUSE, A.F., WARWICK, C.M., CLYNE, T.W., Electrical resistivity of Copper Reinforced with Short Carbon Fibres, *J. Mater. Sci.*, Vol: 26, pp: 6176-6182, 1991.
- [153]. MARTIN, J.W., Precipitation Hardening, Pergamon Press., London, p: 3-54, 1968.
- [154]. DUTTA, I., BOURELL, D.L., LATIMER, D, A. Theoretical Investigation of Accelerated Aging in Metal-Matrix Composites, *J. Comp. Mater.*, Vol: 22, pp: 829-849, 1988.
- [155]. FRIEND, C.M., HOSFALL, I, LUXTON, S.D., YOUNG, R.J., The Effect of Fibre/Matrix Interfaces on the Age-Hardening Characteristics of δ -Alumina Fibre Reinforced AA6061, Cast Reinforced Metal Composites, 1988 World Materias Congress, Chicago, Illinois, USA, Ed. S.G. Fishman and A.K. Dhingra, 24-30 Sept., pp: 309-315, 1988.
- [156]. DAFIR, D., GUICHON, G., BORRELY, R., CARDINAL, S., GOBIN, P.F., MERLE, P., Study by Thermoelectric Power Measurement of the Microstructural Evolution of the Matrix of SiC Particle Reinforced Aluminium Alloy, *Mater. Sci. Engineer.*, Vol: A144, pp: 311-318, 1991.
- [157]. ABIS, S., DONZELLI, G., Effect of Reinforcement on the Ageing of an Al-Cu/SiO₂Al₂O₃ Metal Matrix Composites, *J. Mater. Sci. Lett.*, Vol: 7, pp: 51-52, 1988.
- [158]. BADINI, C., MARINO, F., MONTORSI, M., GUO, X.B., Precipitation Phenomena in B₄C Reinforced Magnesium Based Composite, *Mater. Sci. Engineer.*, Vol: A157, pp: 53-61, 1992.
- [159]. NIEH, T.G., KARLAK, R.F., Aging Characteristics of B₄C Reinforced 6061-Aluminium, *Scripta Metall.*, Vol: 18, pp: 25-28, 1984.

- [160]. SURESH, S., CHRISTMAN, T., SUGIMURA, Y., Accelerated Aging in Cast Al Alloy-SiC Particle Composites, Scripta Metall., Vol: 23, pp: 1599-1602, 1989.
- [161]. PAPA ZIAN, J.M., Effects of SiC Whiskers and Particles on Precipitation in Aluminium Matrix Composites, Metall. Trans., Vol: 19A, pp: 2945-2953, 1988.



ÖZGEÇMİŞ

Hatem AKBULUT, 1961 yılında Van' da doğmuştur. 1981 yılında Van Atatürk Lisesi' ni iyi derece ile bitirmiştir. 1982 yılında girdiği İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi, Metalurji Mühendisliği Bölümü' nden, 1986 yılında iyi derece ile mezun olmuştur. Aynı yıl İ.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Programı' nda Yüksek Lisans eğitime başlamıştır. İ.T.Ü. Dil ve İnkılap Tarihi Bölümü' nde bir yıl İngilizce hazırlık sınıfına devam ettikten sonra 1990 Ocak döneminde Pekiyi derece ile Metalurji Yüksek Mühendisi ünvanını almıştır. Aynı dönemde İ.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Programı' nda Doktora öğrenimine başlamıştır.

1987 yılında Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji Mühendisliği Bölümüne Araştırma Görevlisi olarak atanan Hatem AKBULUT halen bu görevini sürdürmektedir. Evli ve bir çocuk babasıdır.