

33808

T.C
ULUDAĞ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

YAŞLANDIRILABİLİR BİR $Al-Al_2O_3$ KOMPOZİTİNDE
AŞINMA DAYANIMI AÇISINDAN OPTİMUM MEKANİK
ÖZELLİKLERİN VE ÜRETİM ŞARTLARININ BELİRLENMESİ

DOKTORA TEZİ

ENVER ATİK

ULUDAĞ ÜNİVERSİTESİ
YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

BURSA, ŞUBAT 1994

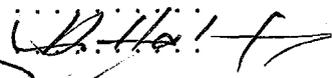
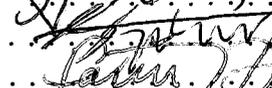
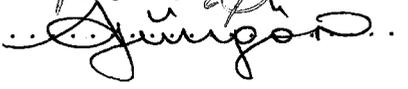
T.C
ULUDAĞ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

YAŞLANDIRILABİLİR BİR Al-Al₂O₃ KOMPOZİTİNDE
AŞINMA DAYANIMI AÇISINDAN OPTİMUM MEKANİK
ÖZELLİKLERİN VE ÜRETİM ŞARTLARININ BELİRLENMESİ

DOKTORA TEZİ

ENVER ATİK

Sınav Günü
Jüri Üyeleri

: 8.4.1994
: Prof. Dr. A. Halim DEMİRCİ (Danışman) 
: Prof. Dr. Kutsal TÜLBENTÇİ 
: Prof. Dr. Kazım ÖNEL 
: Prof. Dr. Fatih C. BABALIK 
: Prof. Dr. Ali GÜNGÖR 

BURSA, ŞUBAT 1994

İÇİNDEKİLER

SAYFA NO

ÇİZELGE LİSTESİ	I
ŞEKİL LİSTESİ	II
ÖZET	VIII
ABSTRACT	IX
1. GİRİŞ	1
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI	4
2.1. KOMPOZİT MALZEMELER	4
2.1.1. Metal Matriksli Kompozit Malzeme Türleri	6
2.1.2. Metal Matriks Malzemeleri	9
2.1.3. Metal Matriksli Kompozitlerde Takviyelendiriciler	10
2.1.4. Metal Matriksli Partikül Takviyeli Kompozit Malzeme Üretim Teknikleri	10
2.1.5. Metal Matriksli Kompozitlerin Mühendislik Uygulamaları ve Gelişmeler	13
2.2. ÇÖKELME SERTLEŞTİRMESİ	18
2.2.1. Katı Çözeltiyeye Alma	19
2.2.2. Su Verme	19
2.2.3. Yaşlandırma	20

3.2.	DENEY KOMPOZİTLERİNİN ÜRETİLMESİ	63
3.3.	UYGULANAN YAŞLANDIRMA İŞLEMİ	68
3.4.	İÇYAPI MUAYENELERİ	72
3.5.	MEKANİK ÖZELLİKLERİN BELİRLENMESİ	87
3.5.1.	Sertlik	87
3.5.2.	Çekme Mukavemeti	87
3.5.3.	Darbe Mukavemeti	87
3.5.4.	Aşınma Deneyinin Uygulanması	88
3.5.4.1.	Aşınma Deney Cihazı	90
3.5.4.1.1.	Deney Cihazı Modeli	90
3.5.4.1.2.	Ayarlanabilir Deney Parametreleri	93
3.5.4.2.	Aşınma Miktarının Ölçülmesi	97
3.5.4.3.	Aşınma Deneylerinin Yapılması	98
4.	DENEY SONUÇLARI	100
4.1.	SERTLİK DEĞERLERİNİN Al_2O_3 ORANI VE PARTİKÜL BOYUTUNA BAĞLI OLARAK DEĞİŞİMİ	100
4.2.	ÇEKME DAVRANIŞILARININ Al_2O_3 ORANINA BAĞLI OLARAK DEĞİŞİMİ	100
4.3.	DARBE MUKAVEMETİNİN Al_2O_3 ORANINA BAĞLI OLARAK DEĞİŞİMİ	101

4.4. AŞINMA MUKAVEMETİNİN Al_2O_3 ORANI VE PARTİKÜL BOYUTUNA BAĞLI
OLARAK DEĞİŞİMİ 102

5. SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ VE ÖNERİLER 111

KAYNAKLAR 118

TEŞEKKÜR

ÖZGEÇMİŞ



Tablo 2.1.	Birsıvı metale partikül ilave etme teknikleri	12
Tablo 2.2.	Bazı ticari alüminyum alaşımlarında çökelti prosesleri	30
Tablo 2.3.	Bazı elementlerin Al içerisindeki çözünürlükleri	34
Tablo 3.1.	Al-Cu-Mg-Si alaşımlarında oluşabilen intermetalik fazlar ve bazı özellikleri	56
Tablo 3.2.	Alüminyum alaşımlarının üretilmesinde kullanılan alüminyumun kimyasal kompozisyonu	57
Tablo 3.3.	Seydişehir alüminasının atomik absorpsiyon analizi	62
Tablo 3.4.	Üretilen kompozit malzemelerin kod numaraları, ortalama partikül boyutu ve %Al ₂ O ₃ partiküloranları	73
Tablo 3.5.	Aşınma deney şartları	99

- Şekil 2.1.** Değişik yüksek sıcaklık motor malzemelerinin operasyon sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$) ve mukavemet/ağırlık oranına göre performans haritası 15
- Şekil 2.2.** Türbin motor malzemelerinin trendleri 16
- Şekil 2.3.** Çökeltme olayının şematik gösterimi. 19
- Şekil 2.4.** Yaşlandırma sırasındaki olaylar: Bağdaşıklık ve parçacık büyüklüğünün parçacıklar arası uzaklığa etkisi 20
- Şekil 2.5.** Yaşlandırma sırasındaki ara durumların şematik gösterilişi 22
- Şekil 2.6.** Başdaşık GP zonu etrafında matriksin kafes düzlemlerinin çarpılmasının şematik gösterimi 22
- Şekil 2.7.** Al-Cu denge diyagramının alüminyumca zengin köşesinde GP zonları solvüsü. 23
- Şekil 2.8.** Yaşlandırma zamanı ile GP zonlarının büyüklük değişiminin şematik gösterimi ($t_1 < t_2 < t_3$) 24
- Şekil 2.9.** Dislokasyonlar tarafından partiküllerin kesilmesi sırasında yeni çökelti matriks arayüzeyleri şekillenmesinin şematik görünüşü 27
- Şekil 2.10.** Bir dislokasyonun Orowan mekanizması ile partiküllerin geçilmesi . 28
- Şekil 2.11.** Yaşlandırmayla sertleşen bir alaşım için yaşlandırma zamanı ile akma mukavemetinin değişmesi (şematik) 29
- Şekil 2.12.** Önemli alüminyum alaşım sistemleri 33
- Şekil 2.13.** Alüminyum-Bakır denge diyagramının alüminyumca zengin kısmı . . 35
- Şekil 2.14.** Alüminyum-Magnezyum denge diyagramının alüminyumca zengin kösesi 37
- Şekil 2.15.** Alüminyum-Silisyum denge diyagramı 38
- Şekil 2.16.** Yribolojik sistemin temel unsurları 45
- Şekil 2.17.** Tribolojik sisteme etki eden faktörler 46

Şekil 2.18.	Sürtünme sırasındaki etkenler ve değişimleri	47
Şekil 2.19.	Denge yüzey pürüzlülüğünün şematik olarak oluş mekanizması . . .	50
Şekil 2.20.	Abraziv aşınmanın neden olduğu yüzey hasar türleri	51
Şekil 3.1.	Al-%4,5 Cu-Mg-Si alaşımlarının yaşlandırma sonundaki sertlik değerleri	58
Şekil 3.2.	Al-Cu-Mg-Si alaşımlarının Yaşlandırma süresine bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi	59
Şekil 3.3.	Al-%4,5 Cu-%1,5 Mg-%1 Si alaşımının yaşlandırma süresi ve sıcaklığına bağlı olarak sertlik değişimi.	60
Şekil 3.4.	α -Al ₂ O ₃ 'ün hekzagonal sıkı düzen kristal yapısı	61
Şekil 3.5.	200 Serisi kompozitler için Al ₂ O ₃ Partikül Boyutu-Partikül Sayısı diyagramı. Ortalama Partikül Boyutu: 24,3 μ m	65
Şekil 3.6.	400 Serisi kompozitler için Al ₂ O ₃ Partikül Boyutu-Partikül Sayısı diyagramı. Ortalama Partikül Boyutu: 41,4 μ m	66
Şekil 3.7.	600 Serisi kompozitler için Al ₂ O ₃ Partikül Boyutu-Partikül Sayısı diyagramı. Ortalama Partikül Boyutu: 59,38 μ m	67
Şekil 3.8.	800 Serisi kompozitler için Al ₂ O ₃ Partikül Boyutu-Partikül Sayısı diyagramı. Ortalama Partikül Boyutu: 76,5 μ m	68
Şekil 3.9.	1000 Serisi kompozitler için Al ₂ O ₃ Partikül Boyutu-Partikül Sayısı diyagramı. Ortalama Partikül Boyutu: 108,3 μ m	69
Şekil 3.10.	Kompozit üretimi için imal edilen dikey fırın düzeneği.	64
Şekil 3.11.	Ön ısıtma siklonu	70
Şekil 3.12.	Ön ısıtma siklonu iç sıcaklık kalibrasyon eğrisi	71
Şekil 3.13.	Nümuneye yüzeylerinde Al ₂ O ₃ partikül alanlarının belirlendiği bölgenin şematik görünüşü	68
Şekil 3.14.	Çeşitli şekillerdeki partiküller için eşdeğer daire ve dikdörtgen yaklaşımları	69

Şekil 3.15.	Üretilen kompozit malzemelerde Ortalama Partilül Boyutuna bağlı olarak Elde Edilen %Al ₂ O ₃ Oranları	72
Şekil 3.16.	Üretilen kompozit malzemelerden hazırlanan deney nümuneleri . . .	71
Şekil 3.17.	Master alaşımının mikroyapı fotoğrafı (X75)	74
Şekil 3.18.	Al alaşımı/ 25 µm, % 2 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	74
Şekil 3.19.	Al alaşımı/25 µm, % 4 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).	75
Şekil 3.20.	Al alaşımı/ 25 µm, % 6 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).	75
Şekil 3.21.	Al alaşımı/ 25 µm, % 8 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).	76
Şekil 3.22.	Al alaşımı/ 25 µm, % 10 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	76
Şekil 3.23.	Al alaşımı/ 40 µm, % 2 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	77
Şekil 3.24.	Al alaşımı/ 40 µm, % 4 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	77
Şekil 3.25.	Al alaşımı/ 40 µm, % 6 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	78
Şekil 3.26.	Al alaşımı/ 40 µm, % 8 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	78
Şekil 3.27.	Al alaşımı/ 40 µm, % 10 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	79
Şekil 3.28.	Al alaşımı/ 60 µm, % 2 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	79
Şekil 3.29.	Al alaşımı/ 60 µm, % 4 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	80
Şekil 3.30.	Al alaşımı/ 60 µm, % 6 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	80
Şekil 3.31.	Al alaşımı/ 60 µm, % 8 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	81
Şekil 3.32.	Al alaşımı/ 60 µm, % 10 Al ₂ O ₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	81

Şekil 3.33.	Al alaşımı/ 80 μm , % 2 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	82
Şekil 3.34.	Al alaşımı/ 80 μm , % 4 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	82
Şekil 3.35.	Al alaşımı/ 80 μm , % 6 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	83
Şekil 3.36.	Al alaşımı/ 80 μm , % 8 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	83
Şekil 3.37.	Al alaşımı/ 80 μm , % 10 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	84
Şekil 3.38.	Al alaşımı/ 100 μm , % 2 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	84
Şekil 3.39.	Al alaşımı/ 100 μm , % 4 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	85
Şekil 3.40.	Al alaşımı/ 100 μm , % 6 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	85
Şekil 3.41.	Al alaşımı/ 100 μm , % 8 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	86
Şekil 3.42.	Al alaşımı/ 100 μm , % 10 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75)	86
Şekil 3.43.	En çok kullanılan Sürtünme-Aşınma deney tesisatlarının şematik ve toplu olarak gösterilmesi	89
Şekil 3.44.	Deney cihazı modeli (şematik)	91
Şekil 3.45.	Aşınma deney cihazının genel görünüşü	92
Şekil 3.46.	Üst nümunenin, disk merkezinden olan uzaklığına göre çevresel hızın değişiminin şematik gösterilişi	95
Şekil 3.47.	Üst nümune tutucusu	96
Şekil 3.48.	Aşınma miktarının, ΔH kalınlık farkının ölçülmesi ile belirlenmesinin şematik gösterilişi	99
Şekil 3.49.	Ortalama Partikül Boyutu ve % Al_2O_3 oranlarına bağlı olarak nümunelerin Sertlik değerleri	100

- Şekil 3.50.** Üretilen kompozit malzeme nünunelerinin %Al₂O₃ (Ortalama partikül boyutu 41,4 µm) oranlarına bağlı olarak çekme mukavemetleri . . 101
- Şekil 3.51.** Üretilen kompozit malzemelerin %Al₂O₃ oranlarına bağlı olarak darbe mukavemetleri (Ortalama Partikül Boyutu: 41.4 µm) 101
- Şekil 3.52.** Ortalama Partikül Boyutu 24,3 µm olan nünunelerin Aşınma Zamanı-Aşınma Miktarı değişimleri 102
- Şekil 3.53.** Ortalama Partikül Boyutu 41,4 µm olan nünunelerin Aşınma Zamanı-Aşınma Miktarı değişimleri 103
- Şekil 3.54.** Ortalama Partikül Boyutu 59,38 µm olan nünunelerin Aşınma Zamanı-Aşınma Miktarı değişimleri 103
- Şekil 3.55.** Ortalama Partikül Boyutu 76,5 µm olan nünunelerin Aşınma Zamanı-Aşınma Miktarı değişimleri 104
- Şekil 3.56.** Ortalama Partikül Boyutu 108,3 µm olan nünunelerin Aşınma Zamanı-Aşınma Miktarı değişimleri 104
- Şekil 3.57.** Ortalama Partikül Boyutu 24,3 µm olan Al₂O₃ partikül oranına bağlı olarak Sertlik Değerleri ve 120 dk zorlanma süresi sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri 105
- Şekil 3.58.** Ortalama Partikül Boyutu 41,4 µm olan nünunelerin, Al₂O₃ oranına göre Sertlik Değerleri ve 120 dk sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri . 105
- Şekil 3.59.** Ortalama Partikül Boyutu 59,38 µm olan Al₂O₃ partikül oranına bağlı olarak Sertlik Değerleri ve 120 dk zorlanma süresi sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri 106
- Şekil 3.60.** Ortalama Partikül Boyutu 76,5 µm olan nünunelerin, Al₂O₃ oranına bağlı olarak Sertlik Değerleri ve 120 dk sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri 106
- Şekil 3.61.** Ortalama Partikül Boyutu 108,3 µm olan Al₂O₃ partikül oranına bağlı olarak Sertlik Değerleri ve 120 dk sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri 107
- Şekil 3.62.** Ortalama Partikül Boyutu ve %Al₂O₃ oranlarına bağlı olarak nünunelerin 120 dk sonundaki Aşınma Miktarları değişimleri 107
- Şekil 3.63.** %2 Al₂O₃ içeren nünunelerin, Ortalama Partikül Boyutuna bağlı olarak

	Sertlik değerleri ve Aşınma Miktarları (Deney Süresi: 120 dk)	108
Şekil 3.64.	%4 Al ₂ O ₃ içeren nümunelerin, Ortalama Partikül Boyutuna bağlı olarak Sertlik değerleri ve Aşınma Miktarları (Deney Süresi:120 dk)	108
Şekil 3.65.	%6 Al ₂ O ₃ içeren nümunelerin, Ortalama Partikül Boyutuna bağlı olarak Sertlik değerleri ve Aşınma Miktarları (Deney Süresi:120 dk)	109
Şekil 3.66.	%8 Al ₂ O ₃ içeren nümunelerin, Ortalama Partikül Boyutuna bağlı olarak Sertlik değerleri ve Aşınma Miktarları (Deney Süresi:120 dk)	109
Şekil 3.67.	%10 Al ₂ O ₃ içeren nümunelerin, Ortalama Partikül Boyutuna bağlı olarak Sertlik değerleri ve Aşınma Miktarlarının değişimleri (Deney Süresi:120 dk)	110



ÖZET

Enerji ve hammadde kaynaklarının sınırlı oluşu, günümüz teknolojisinde uzun ömürlü ve düşük enerji kayıplı makina ve sistemlerin imaline yönelik çalışmaları ön planda tutmaktadır. Makine ve parçalarının çalışma ömürleri, aşınma mukavemeti yüksek malzemelerin üretilebilmesiyle önemli ölçüde arttırılabilmektedir. İzafi hareket yapan makina ve sistemlerde sürtünme katsayısının düşürülmesi ise enerji tasarrufu sağlayacaktır.

Aşınma mukavemeti yüksek malzemeler içinde metal matriksli seramik partikül takviyeli kompozitler önemli bir yer tutmaktadır. Bu malzemelere klasik işlemlerle (dövme, haddelme, ekstrüzyon v.s.) şekil verilebilmesi otomotiv, elektromekanik ve havacılık endüstrisinde kullanım alanlarını genişletmektedir.

Bu tür kompozitlerde en çok kullanılan matriks malzemelerinden biri Alüminyum ve alaşımlarıdır. Bunlara Al_2O_3 , SiC, SiO_2 gibi sert ve aşınma mukavemeti yüksek seramik partiküllerin ilave edilebilmesi için bu partiküllerin cinsi, büyüklüğü, oranı ve yapı içindeki dağılımı gibi sonucu etkileyici parametrelerin çokluğu ve önemi nedeniyle bir çok yöntem geliştirilmiş ve halen üzerinde çalışılmaktadır.

Bu çalışmada, seçilen yaşalandırılabilir bir Alüminyum alaşımına, yüksek sıcaklıklarda kararlı, sert ve aşınma mukavemeti yüksek Al_2O_3 partiküllerinin ilave edilebilmesi için uygun bir üretim yöntemi kullanılarak Al/ Al_2O_3 kompozitlerinin üretimi, %2-10 Al_2O_3 aralığında gerçekleştirilebilmiştir. Bunun için imal edilen bir düzende, katı-sıvı faz bölgesine ısıtılan alaşıma, ön ısıtmaya tabi tutulan partiküllerin inert gaz ortamında ilave edilmesi ve aynı anda mekanik olarak karıştırılması esas alınmıştır.

Uygun şartlarda yaşlandırıldıktan sonra üretilen kompozit malzemelerin aşınma davranışları, belirlenmiş şartları sağlayacak şekilde imal edilen aşınma deney düzeneğinde, partikül boyutu ve oranlarına bağlı olarak incelenmiş ve ayrıca partikül oranlarına bağlı olarak çekme ve çektik-darbe mukavemetleri belirlenmiştir.

Ürettiğimiz kompozit malzemelerin, artan Al_2O_3 oranıyla çekme ve çektik darbe mukavemetlerinde (matriks malzemesine göre) bir azalma görölürken, aşınma dayanımlarında önemli ölçüde artış sağlanmıştır. Al_2O_3 oranının sabit tutulması halinde sertlik değerlerinde partikül boyutu ile doğrudan bir ilişki görülemezken aşınma dayanımının esas itibariyle belirli bir boyut değerine kadar (yaklaşık 80 μm) arttığı ve daha büyük boyutların ise aşınma dayanımını negatif etkilediği gözlenmiştir.

ABSTRACT

Since energy and raw material resources are limited, studies for production of machineries and systems of long life and low energy loss are very important in recent technology. Working life of machines and their components can be increased in a significant manner by producing materials with high wear resistance. Any reduction of friction coefficient in the machines and systems that makes relative motion will provide energy saving.

Ceramic particle reinforced metal matrix composites have an important place among materials having high wear resistance. Forming of these materials by using classical methods (forging, rolling, extrusion, etc.) expands their area for use in automotive, electromechanic and aeronautical industry.

In these types of composites, one of the most commonly used matrix materials is aluminum and its alloys. A lot of methods developed and are under development for enabling the addition of hard and high wear resistance ceramic particles such as Al_2O_3 , SiC , SiO_2 into Al and its alloys due to the severity and importance of the parameters such as type, size fraction and distribution in structure.

In this study, the production of Al/ Al_2O_3 composites was realised in the range of 2-10 % Al_2O_3 by using a proper production method that enables the addition of Al_2O_3 particles, stable in high temperatures, hard and of high wear resistance, into selected and agable aluminum alloys. In the experimental set up established for this purpose, a method based on the addition of preheated particles into the alloy, heated in solid-liquid phase region inert gas medium and simultaneous mechanical mixing of it, is adopted.

Wear behaviour of composite materials, produced after aging in proper conditions, are investigated depending on the particle size and fractions in an experimental set up capable of fulfilling the prescribed requirements. Also tension and impact strength are determined for various particle fractions.

Impact and tension strength of composite materials we produced show a decrease depending on matrix material with increasing Al_2O_3 percentage, while an important increase in wear resistance is achieved. In case of keeping constant Al_2O_3 fraction, no relation is observed in hardness with particle size, but wear resistance increased until a certain particle size (almost 80 μm) after which a negative effect of increasing size in wear resistance is shown.



1. GİRİŞ

Teknolojik gelişmeler, yüksek hız ve sıcaklık gibi ağır çalışma şartlarına uyum sağlayacak, enerji kaybı düşük, kullanma konforuna sahip, uzun ömürlü makine üretimini ve kullanımını zorunlu hale getirmiştir. Diğer bir deyişle teknolojik gelişmeler, böyle makine ve parçaların imal edilmesindeki ilerlemelerle mümkün olabilir.

Makine parçalarının ömürlerini sınırlayan nedenlerin analizi, bunların bozulmalarının %75'inin, sürtünen yüzeylerin aşınması sonucu olduğunu göstermiştir /1/. Bu durumda makinelerin ömürlerinin uzamasında önemli etkenlerden biri, malzemelerin aşınma mukavemetlerinin artırılmasıdır.

Aşınma zorlamasının yüksek mertebeden olduğu ve/veya yağlamanın yeterli veya mümkün olmadığı durumlarda genellikle aşınma mukavemeti yüksek ve eş çalışma durumunda sürtünme katsayısı düşük malzemeler seçilmesi yoluna gidilir. Bu amaçla yaygın olarak kullanılan malzeme gruplarından biri de metal-seramik kompozitleridir /2/.

Metal matriksli kompozitler, yüksek mukavemet ve özgül modül, düşük ısı genleşme katsayısı, iyi aşınma direnci ve uygun yüksek sıcaklık özelliklerine sahip olan /3,4/ gelişmiş malzemelerdir. Klasik malzemelerle elde edilmesi mümkün olmayan bu özellikleriyle uzay uygulamaları yanında otomobil motor parçaları ve türbin kanatları gibi yüksek sıcaklık uygulamaları da yaygınlaşmaktadır.

Son yıllarda bilim adamları ve malzeme mühendisleri için cazip araştırma konularından biri haline gelen metal matriksli kompozitler, yüksek sıcaklık uygulamaları ve uzay endüstrisinde geniş kullanım alanları bulmaktadırlar.

Metal matriksli kompozitler, sürekli (fiber/whisker) veya sürekli olmayan (partikül) takviyelendiriciler içerirler. İyi aşınma mukavemetleri yanında dövme, haddeme, ekstrüzyon gibi klasik proseslerle şekil verilebilme ve nisbeten kolay dökülebilmeleri, seramik partiküllerle takviyelendirilmiş metal matriksli kompozitlerin kullanım alanlarını genişletmektedir. Otomotiv endüstrisinde piston, silindir gömleği, yataklar ve elektromekanik sanayiinde akım kollektörleri gibi değişik uygulamaları olan bu kompozitler, malzeme ve enerji tasarrufu sağladıkları için ayrıca uygun tribolojik malzemelerden biri /5/ olarak da görülebilir.

Üstün mukavemet/yoğunluk ve tokluk/yoğunluk oranlarına sahip kompozit malzemelerde /6/, hafif oluşundan dolayı alüminyum /7/, en çok kullanılan metalik matriks malzemelerinden biridir.

Alüminyum matrikse ilave edilen fiber takviyelendiriciler yüksek mukavemet kazandırırken, partikül veya whisker ile takviyelendirilen alüminyum matriksli kompozitler iyi ısıl kararlılıkları kadar yüksek özgül modül ve mukavemetin arzu edilen kombinasyonuna sahiptirler /3/. Seramik partiküllerle takviyelendirilmiş alüminyum alaşımlarının, üstün aşınma mukavemetleri ve düşük yoğunluklarından dolayı klasik (krank-biyel mekanizmalı) otomobil motorlarında eş çalışan parçaların yapımında kullanımları yaygınlaşmaktadır /8/.

Yaşlandırılabilir alüminyum alaşımlarına Al_2O_3 , SiC, SiO_2 gibi sert seramik partiküllerinin ilavesiyle elde edilen kompozit malzemelerin sertlik ve özellikle abrazif aşınma dayanımlarının arttığı /9,10,11/ bilinmektedir.

Alüminyum alaşımlarına seramik partiküllerin ilave edilebilmesi için bir çok yöntem geliştirilmiştir /5,12/. Bu yöntemlerin uygulanmasında karşılaşılan problemlerin çözümü için yeni teknikler geliştirme veya mevcut tekniklerin iyileştirilmesi konularında araştırma merkezlerinde ve endüstride yoğun çalışmalar yapılmaktadır.

Bu çalışmada, Alüminyum alaşımı/seramik partikül takviyeli kompozit malzeme üretebilmek için uygun (ve ekonomik) bir yöntem uygulamak (ve ilgili deney düzeneğini imal etmek) suretiyle, seçilen yaşlandırılabilir bir Alüminyum alaşımına, yüksek sertliğe sahip ve yüksek sıcaklıklarda kararlı olan Al_2O_3 partikülleri ilave edilerek "Alüminyum Alaşımı/Partikül Al_2O_3 " metal matriksli seramik partikül takviyeli kompozit malzemeler üretilmesi hedeflenmiştir.

Üretilcek "Alüminyum Alaşımı/Partikül Al_2O_3 " kompozitlerinin, partikül boyutu ve partikül oranlarına bağlı olarak mekanik özellik değişimlerinin (örnek olarak çekme ve darbe mukavemetleri ile aşınma davranışının değişimleri) belirlenmesi yoluna gidilmiştir.

Ayrıca, belirlenmiş laboratuvar şartlarında aşınma deneyini sağlayacak bir deney düzeneği imal edilerek tekrarlanabilir deneyler yapılması ve aşınma davranışı açısından optimum mekanik özellik değerleri ve üretim şartları verilmeye çalışılması esas alınmıştır.

2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

2.1. KOMPOZİT MALZEMELER

Bu alıőmada "Alüminyum/ Al_2O_3 " metal matriksli seramik partikül takviyeli kompozitlerin üretimi için geliőtirmiő olduğumuz yöntemin yerinin anlaşılmasında, genel olarak kompozit malzemeler ve bunların üretim tekniklerinin kısaca verilmesi yararlı olacaktır.

Kompozit malzemeler "iki veya daha fazla malzemenin, kullanım yerinde aranılan özellikleri sağlayacak şekilde en iyi özelliklerinden faydalanılarak daha uygun bir malzeme oluşturmak için makro düzeyde birleştirilmesi sonucu meydana gelen malzemeler" /13, 14/ olarak tanımlanabilir.

Direkt olarak istenen amaca uygun olmayan en az iki malzemedен arzu edilen özellikleri elde etmek için, bu malzemelerin belirli şartlar altında ve belirli oranlarda birleőtirilmesiyle elde edilen kompozit malzemeler, genellikle "matriks" adı verilen ana faz ile "takviyelendirici" olarak kullanılan tali fazdan oluşurlar. Elde edilen kompozit malzemeler, bileşenlerin yalnız başına bulunduramayacakları yeni ve daha iyi özelliklere sahip olmaktadır.

Tabiatta sıkça rastlanılan kompozit malzemeler çok eski yıllardan beri kullanılmaktadır. Doğal kompozitler de diyebileceğimiz bu malzemeler, bilim adamlarına ve araőtırmacılara örnek teşkil ederek, ihtiyaç duyulan özelliklerin, farklı malzemelerin bir çok farklı şekilde birleőtirilmesiyle elde edilmesi için ilham kaynağı olmuşlardır.

İki veya daha fazla fazın mikro seviyede birleşmesiyle oluşan bir çok mühendislik malzemesi vardır. Örneğin çelik; düşük sertlik, mukavemet ve toklukta saf demir ile sert ve kırılğan sementit (Fe_3C) fazının birleşmesiyle elde edilmiş olup soğutma sıcaklığı, soğutma hızı ve bileşenlerin oranları gibi değişkenlere bağlı olarak farklı özellikler gösterir. Doğal malzemeler ve bir çok mühendislik malzemesi, yapılarındaki bileşenlerin çok iyi dağılımından dolayı "mikrokompozitler" olarak tanımlanabilirler /14/.

Bu bilgilerin ışığında, en geniş anlamıyla "kompozit" terimini göz önüne alırsak, genel olarak çok kristalli bir metal parçası da çok taneli bir kompozit olarak kabul edilebilir. Bu yüzden kompozit teriminin tanımını sınırlamak gerekir. Aşağıda verilen kriterleri kullanarak bir kompoziti tayin etmek mümkündür /13, 14, 15/:

-Yapay olarak üretilmiş olmalıdır,

-Bileşenleri, bir arayüzle ayrılabilen kimyasal olarak farklı en az iki malzemenin kombinasyonu olmalıdır,

-Kompozitleri oluşturan farklı malzemeler, üç boyutlu olarak kombine edilmemelidir (Örnek olarak metal kaplamadaki tabakalar veya sandviç yapıların her yerinde aynı metal kullanılmışsa temel kompozit malzemelerin içine girmezler).

-Belirlenen özellikler, kompoziti meydana getiren unsurların hiç biri tarafından tek başlarına başka türlü sağlanamamalıdır.

Bu kriterlere göre, kompozit malzeme olarak isimlendirilebilecek çok sayıda mühendislik malzemesi türü vardır. Bu malzemeleri, matriks malzemeleri ve takviyelendiricilerin cinsine göre sınıflandırmak mümkündür. Burada, çalışmamızda

kullanılan "metal matriksli kompozitler" üzerinde durulacaktır.

2.1.1. Metal Matriksli Kompozit Malzeme Türleri:

Yukarıda sözü edilen kriterlere göre metal matriksli kompozitler üç temel türe ayrılabilirler:

- Dispersiyonla sertleşen metal matriksli kompozitler,
- Partikülle takviyelendirilmiş metal matriksli kompozitler,
- Fiber/whisker ile takviyelendirilmiş metal matriksli kompozitler.

Söz konusu temel türlere ayrılabilen metal matriksli kompozitler en az iki bileşenden oluşurlar; birinci bileşenin metal matriks olduğu açıktır ve bir çok durumda metal matriks bir alaşımdır. İkinci bileşen ise genelde bir intermetalik faz, bir oksit, bir karbür veya bir nitrürden oluşan takviyelendiricidir. Metal matriksli kompozitleri, diğer iki veya daha fazla fazlı alaşımlardan ayırt etmek, üretim proseslerine bakmakla mümkün olur. Kompozit üretilirken matriks ve takviyelendirici beraber karıştırılmaktadır. Burada ikinci faz bir partikül, ötektik veya ötektoid reaksiyon ürünü v.s. şeklindedir. Diğer bir deyişle, bir kompozit başlangıçta (metal matriks ve takviyelendirici olmak üzere) ayrı olan bileşenlerden oluşur.

Yukarıda üç temel gruba ayırdığımız metal matriksli kompozit türlerinin herbirini aşağıdaki gibi tanımlamak mümkündür /16/:

Dispersiyonla Sertleşen Metal Matriksli Kompozitler: Bu tip kompozitler, ana matriksin içinde uniform dağılmış ince parçacıklar olan bir mikroyapı içermesi

olarak karakterize edilirler. Parçacıkların yarıçap aralığı yaklaşık olarak 0,01 μm ile 0,1 μm ve miktar aralığı ise %1 ile %15 arasındadır.

Partikülle Takviyelendirilmiş Metal Matriksli Kompozitler: Bu tip kompozitler, 1 μm 'den büyük çaplı ve miktar aralığı %5 ile %40 olan disperse edilmiş partiküller ile karakterize edilirler.

Fiber/Whisker ile Takviyelendirilmiş Metal Matriksli Kompozitler: Fiberli kompozit malzemelerde takviye fazı bütün boyut aralıklarını içine alır. Sürekli elyaf uzunlukları 0,1 μm 'den 250 μm 'ye kadar, miktarları da yüzde bir kaçtan %70'e kadar, hatta daha fazla olabilmektedir. Fiberle takviyelendirilmiş malzemelerin ayırıcı mikroyapısal özelliği, elyafın uzun bir boyuta sahip olmasıdır. Oysa diğer iki tip kompozitte takviyelendirici partiküller böyle değildir.

Metal matriksli kompozit malzemeler 25 yıldan daha fazla bir süreden beri geliştirilmektedirler. Bununla birlikte, başlangıçta bu malzemelerin büyük bir kısmı sürekli filamentli (elyafı) metal matriksli kompozitlerdi. İlk gelişmeler uzay uygulamalarında yapılmış, diğer endüstrilerdeki uygulamalar bunu takip etmiştir. Metal matriksli kompozit malzemelerin fiyatlarındaki düşüş, bunların havacılık (uzay) ve askeri alanların dışında kullanımlarının artmasını sağlamıştır. Bu da aslında yeni düşük maliyetli fiberlerin geliştirilmesinden kaynaklanmıştır /17/.

Sürekli fiber takviyeli metaller, kompozit malzemelerin özel ve karmaşık bir sınıfıdır. Fiber takviyeli metaller, metal ve alaşımlarından son derece farklı olup, anizotropiktirler. Anizotropi derecesi, öncelikle fiber yönlenme derecesine bağlıdır. Metal matriksli kompozit malzemelerde metal matriksin görevi yükü fiberlere iletmek ve

dağıtmak iken, fiberlerin asıl rolü yükü taşımaktır. Yükün matriksden fiberlere iletilmesi, aralarındaki arayüzeyin yapışmasına, yani arayüzey bağına önemli ölçüde bağlıdır. Yüksek arayüzey etkileşiminin olduğu farzedilirse, kompozitin mekanik özellikleri, matriksin özelliklerinden çok, fiberin özelliklerine bağlıdır. Bu, oksidasyon veya korozyon direnci yada arzu edilen diğer özelliklerin dikkate alınarak matriks malzemesinin seçilmesi gereğini doğurur. Sürekli fiber takviyeli metal matriksli kompozit uygulamaları, sürekli paslanmaz çelik fiberlerle takviye edilmiş alüminyumdan yapılan otomobil biyeli hariç, uzay araçlarının ve askeri uçakların birinci ve ikinci derecede önemli yapı uzuvlarının bazılarıyla önemli ölçüde sınırlandırılmışlardır /16/.

Son yıllarda sürekli olmayan takviye edicilere sahip metal matriksli kompozitler araştırılmaktadır. Yakın yıllarda sürekli olmayan takviye edicilere sahip metal matriksli kompozitler üzerindeki ilgi, Silisyum Karbür (SiC) fiber veya whiskerlerden, daha ekonomik olarak üretilen peletlenmiş veya partikül halindeki SiC'lerin kullanımının ön plana çıkmasıyla artmıştır /18/.

Sürekli olmayan takviye edicilere sahip kompozit malzemelerin üstünlüklerinden biri; dövme, haddeleme, ekstrüzyon v.s. gibi klasik metalurjik proseslerle işlenebilmeleridir. Bunların, kolay şekil verilebilme ve nisbeten basit dökülebilmeleri, son zamanlarda değişik uygulamalarda kullanılabilmelerini sağlamıştır. SiC_p/Al kompozitinden yapılan tenis racketleri ve golf sopalarının başları /19/, SiC_w/Al kompozitinden yapılan otomobil motor parçaları, piston ve biyel gibi bazı uygulamaları yaygınlaşmaktadır /20/.

Metal matriksli kompozitlerin bir çok üstünlüklerinin olması, mühendislik malzemesi olarak kullanılmasında çok önemli rol oynamaktadır. Bunlar, aşağıdaki özelliklerin kombinasyonları olarak ifade edilebilir /16, 18/:

-Yüksek mukavemet,

- Yüksek elastik modül,
- Yüksek tokluk ve darbe özellikleri,
- Sıcaklık değişimlerine ve ısı şoklarına karşı düşük hassasiyet,
- Yüksek yüzey mukavemeti ve yüzey çatlaklarına karşı düşük hassasiyet,
- Yüksek elektrik ve ısı iletkenlik,
- Vakum ortamında yüksek direnç.

Metal matriksli kompozitlerin iletkenliğine ilave olarak, en belirgin üstünlükleri bir çok ortama karşı dayanıklı olmaları, toklukları ve yüksek sıcaklıklarda mukavemetlerini korumalarıdır. Gerekli mekanik mukavemet ve rijitlik takviye ediciden kazanılabileceğinden, bir kompozit yapı için yüksek sıcaklıklarda matriksin kararlılığı daha önemlidir. Sürekli filamentli kompozitlerde matriks sadece yükü filamentlere iletmeye yaradığından matriksin kayma mukavemeti daha az, ancak sürekli olmayan takviye edicilere sahip metal matriksli kompozitlerde matriks mukavemeti daha çok önemlidir.

2.1.2. Metal Matriks Malzemeleri

Metal matriksli kompozitlerde matriks malzemesi olarak genellikle saf metal kullanılmamakta, bunun yerine metal alaşımları kullanılmaktadır. Alaşım nisbeten basit fakat genellikle çok elementli olmakta, alaşım içinde birkaç faz oluşabilmektedir.

Matriks malzemesi olarak kullanılan bir çok metal vardır. Bunlara Al, Cu, Fe, Mg, Ti ve Pb örnek gösterilebilir. Bununla birlikte alaşım sistemlerinin hemen hemen hepsi metal matriksli kompozitlerde matriks malzemesi olarak kullanılmaktadır.

2.1.3. Metal Matriksli Kompozitlerde Takviyelendiriciler

Metal matriksli kompozitlerde kullanılan takviyelendiricileri, sürekli olmayan ve sürekli takviyelendiriciler olarak iki gruba ayırmak mümkündür. Sürekli olmayan takviyelendiricilerin en önemlileri SiC, Al₂O₃ ve TiB₂'ün partikül ve whisker şeklinde olanlarıdır. Sürekli takviyelendiriciler olarak isimlendirilen takviyelendiricilerin çoğu metal dışı malzemelerdir. Mika, SiO₂, B filamentleri, SiC (Nicalon), Al₂O₃ (FP fiberler), Al₂O₃ (Saffil), C (Grafit) bunlardan bazılarıdır. Bunlara ilave olarak sürekli metal lifleri de kullanılmaktadır. En önemlileri W olup, paslanmaz çelik, Fe, Ni, β-Ti, Mo, Be, Al, Sb, Fe₈₀B₂₀ cam, Ni₄₉Fe₂₉P₁₄, B₆Si₂ cam, Pd₇₈Cu₆Si₁₆ gibi metal ve metalik cam şeritler de sürekli takviyelendirici olarak kullanılan malzemelerdir /16/.

2.1.4. Metal Matriksli Partikül Takviyeli Kompozit Malzeme Üretim Teknikleri

Katı partiküller ve kısa fiberlerin (whisker) ergimiş alaşımlara katılması için bir çok teknikler geliştirilmiştir. Bu metodlardan yaygın olarak kullanılanları Tablo 2.1'de özetlenmiştir. İlk yaklaşımlarda kullanılan katı partiküller, disperse edilmiş bir faz gibi bir kimyasal reaksiyonla sıvı içerisinde üretilmişlerdir /5, 21, 22/. Diğer çalışmalar partiküllerin dökümden hemen önce sıvı içine mekanik olarak girişini içermektedir.

Katılaştırma prosesi ile metal matriksli kompozit üretimini yaygınlaştıran bu teknikler, genellikle aşağıdaki yöntemlerden birine uygun olarak yapılmaktadır /5/:

- (i) bir enjeksiyon tabancası yardımıyla taşıyıcı bir inert gaz ile tozların sıvıya enjeksiyonu /5, 31, 32/; bu yöntemde partiküller gaz kabarcıklarıyla sıvıya taşınmaktadır,
- (ii) ergitilmiş metal, kalıba dökülürken partiküllerin ilavesi /28, 39/,
- (iii) uygun bir pervane vasıtasıyla sıvıda "girdap (vortex)" oluşturma esasına dayanan, sıvı alaşımın mekanik olarak karıştırılması ve benzer şekilde katı dispersoidlerin ilavesi /23, 26-29, 34/; bu metodun çok pahalı olduğu /5/ bilinmektedir.
- (iv) temel alaşım tozları ve katı partiküller birlikte preslenerek pelet veya küçük briketler şekline getirilir, bu pelet veya briketler sıvıya atıldıktan sonra yavaşça elle veya mekanik olarak karıştırılır /25, 35/,
- (v) santrifüjle partikülleri sıvıya disperse etmek (bu yöntemde özellikle mikrobalonlar kullanılmaktadır) /36/,
- (vi) karşılıklı hareket ettirilen çubuklar ile partikülleri sıvıya itmek /5/,
- (vii) mekanik kuvvet ile veya mekanik kuvvet olmaksızın yüksek yoğunluklu ultrases kullanmak /3, 28, 37/.

Bu yöntemlerde karşılaşılan en önemli problemler içerisinde, üretim sırasında partiküllerin sıvı metal tarafından iyi ıslatılmaması, partiküllerin homojen bir şekilde dağılmaması ve karıştırma işlemi sırasında sıvı metal içine giren gaz kabarcıklarının boşluklu bir yapı oluşturması sayılabilir.

Tablo 2.1. Bir sıvı metale partikül ilave etme teknikleri /5/:

Teknik	Dispersoid	Matriks	Referanslar
Gaz Enjeksiyonu Ergitilmiş Metale	Ni veya Cu kaplanmış grafit, Al_2O_3 , SiC	Al veya Zn Alaşımı	5
	Kaplanmamış Mn tozu	23
	WC ve Mo TiO_2 , Al_2O_3 , ZrO_2 , CeO_2	Cu	24
Peletleme Metodu	Cu veya Ni kaplanmış grafit (20- 200 μm)	Al veya Al alaşımları	25
	SiC Whiskerleri (0.1-1.0 μm çaplı, 5-50 μm boyunda)	Al alaşımları	38
Girdap (Vortex) Metodu	Kaplanmış Al_2O_3 Fiberleri (%23)	Al veya Al alaşımları	26
	Kaplanmamış Al_2O_3 Partikülleri (%4)	23
	Cam (%8), Quarz (%2-5)	Al	8, 9
	Kaplanmamış Grafit (%3), Mika (%2), Zirkon (%60)	27, 28, 29
Ultrasonik Dispersiyon	Pb, SiO_2	Al, Zn, Duralumin	5
	Grafit, Cam, Oksitler, Borürler, Karbürler	Al	30
	Al_2O_3	Al-Ti Alaşımı	5
Santrifüjle Dispersiyon	Kaplanmamış karbon partikülleri (40 μm çaplı, 1-2 μm kalınlığında)	Al, Sn esaslı Al alaşımı	8
Dispersiyonları Sıvı İçinde Kimyasal olarak Üretmek	AIN	Al alaşımı	5
	Titanyum Nitrat	Ostenitik Paslanmaz Çelik	21
	Toryum Borür	Cu alaşımı	22

Ayrıca kullanılan prosesin ekonomik olması da üretim yönteminden beklenenler arasındadır.

Metal matriksli partikül takviyeli kompozit malzeme üretiminde toz metalurjisi, bilinen başka bir üretim tekniğidir. Metal tozları ile partiküller karıştırılarak preslenir ve sinterlenir. Bu yöntem, takviyelendiricilerin matriks içerisinde homojen dağıtılmasını sağlamanın en basit yoludur. Yüksek oranlarda partikül içeren kompozitlerin üretilebilmesine imkan kılan bu yöntemin çok pahalı oluşu /7/, ticari uygulamalarda kullanımının yaygınlaşmasını engellemektedir.

Yukarıda belirtilen yöntemlerin yanında son yıllarda üzerinde çalışılan ve geliştirilmekte olan bir yöntem de "Rheocasting" olarak isimlendirilen ve alaşımın yarı katı-sıvı olduğu durumda /6, 38/ partikül veya whiskerlerin bir karıştırıcı yardımıyla alaşıma ilave edilmesi esasına dayanan bir yöntemdir /39, 40/. Ancak bu yöntemde de partiküllerin matriks malzemesi tarafından ıslatılamaması, karıştırma işlemi esnasında gaz kabarcıklarının malzemeye karışması, partikül miktarının artmasıyla viskozitesinin önemli ölçüde artması ve dolayısıyla dökümünün de zorlaşması /6/ karşılaşılan ve çözülmesi gereken problemlerdir.

2.1.5. Metal Matriksli Kompozitlerin Mühendislik Uygulamaları ve Gelişmeler

Metal matriksleri ve bunların kompozitlerini, bir çok mühendislik uygulamalarında kullanmak mümkündür. Ancak metal alaşımıyla karşılaştırıldığı zaman, kompozitlerinin daha yüksek maliyetlerinden dolayı bunların kullanımı, mukavemet-rijitlik artışının maliyet artışından daha önemli olduğu uygulamalarla sınırlanmaktadır.

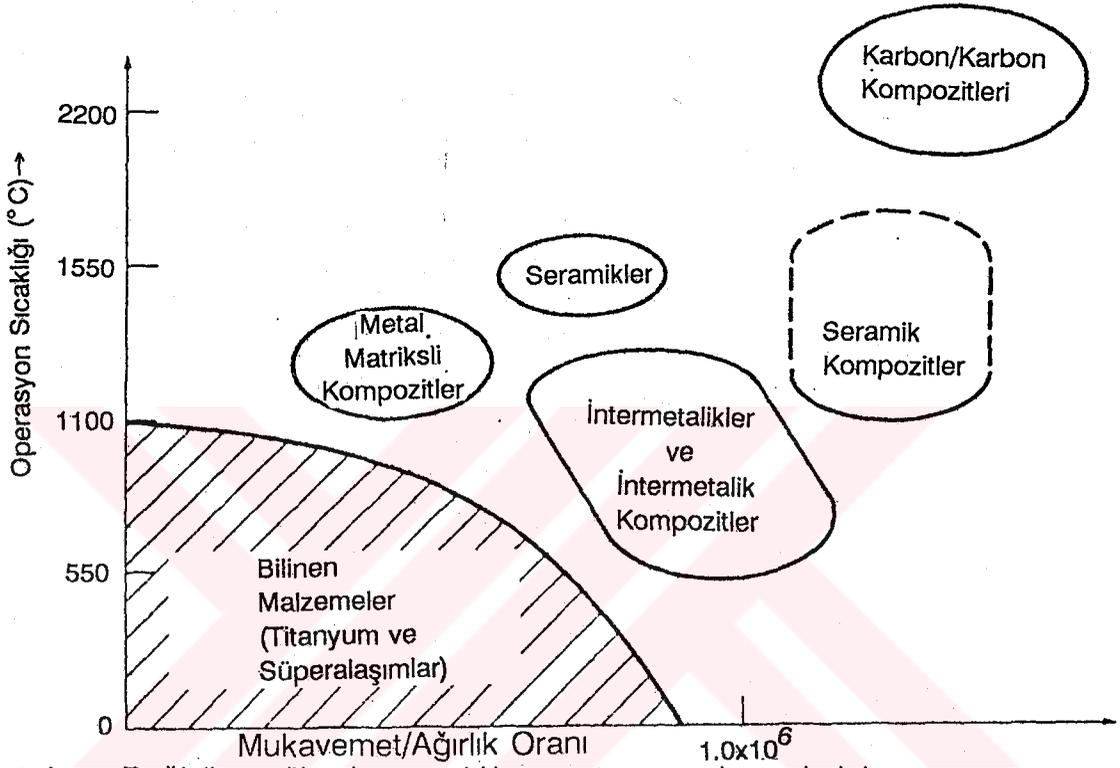
Metal matriksli kompozitlerin üretiminde asıl amaç, matriks alaşımının mukavemet ve rijitliğini artırmaktır. Bununla birlikte metal matrikse ilave edilen takviyelendiricinin değişik mukavemet-rijitlik kombinasyonları ve yine değişik ısı özellik değerlerinin elde edilmesini sağladığı da bilinmektedir. Aynı zamanda metal matriksli kompozitlerin bir çoğunun oldukça iyi olan aşınma mukavemetleri, bunların aşınmaya maruz parçalarda kullanımlarını yaygınlaştırmaktadır.

Metal matriksli kompozitleri, matriks alaşımlarının pahalı olması nedeniyle ihtiyaç duyulan yerlerde uygun olarak kullanmak çok önemlidir. Örneğin; mukavemet/ağırlık oranının sınırlı olduğu yerlerde kullanımları büyük avantaj olarak karşımıza çıkmaktadır. Takviye ediciler ilave edilirken, matriks alaşımının yüksek sıcaklık mukavemetini artırmak planlanmakta ve bu da onların bir üstünlüğü olarak yüksek sıcaklıklarda kullanılabilmelerini sağlamaktadır. Metal matriksli kompozitlerin diğer bir genel üstünlüğü, metal matriksden daha düşük bir yoğunluğa sahip olan takviye edicinin ilavesinden dolayı kompozitin yoğunluğunda bir düşüş olmasıdır.

Üretilen kompozit malzemede maliyet artışına karşılık sağlanan faydanın bir avantaj olup olmadığı önemli bir kriterdir. Örneğin; bir metal matriksli kompozitin, bir türbin motoru yapımında kullanılması düşünülüyorsa, dikkatle değerlendirildiği ve orada kullanılması mümkün olan diğer yüksek sıcaklık malzeme sistemleri ile karşılaştırıldığı zaman onun, motorun kullanıldığı ortamdaki performansının daha iyi olması gerekmektedir /16/.

Performans değerini belirlemede anahtar parametrelerden biri de mukavemet/ağırlık oranı veya özgül mukavemettir. Şekil 2.1'de değişik yüksek sıcaklık malzemelerinin kullanılma sıcaklığı ve özgül mukavemet oranıyla ifade edilen performans haritası görülmektedir /41/.

Şekilde metal matriksli kompozitlerin bilinen malzemelerden daha iyi bir bölgede bulunduğu, fakat özgül mukavemetlerinin diğer yüksek sıcaklık malzemelerinden daha düşük olduğu görülmektedir. Bununla birlikte, örnek olarak oksidasyon direnci ve darbe tokluğu gibi mekanik davranışlar göz önüne alınırsa metal matriksli kompozitlerin daha iyi bir bölgede yer alacakları /41/ akıldan uzak tutulmamalıdır.



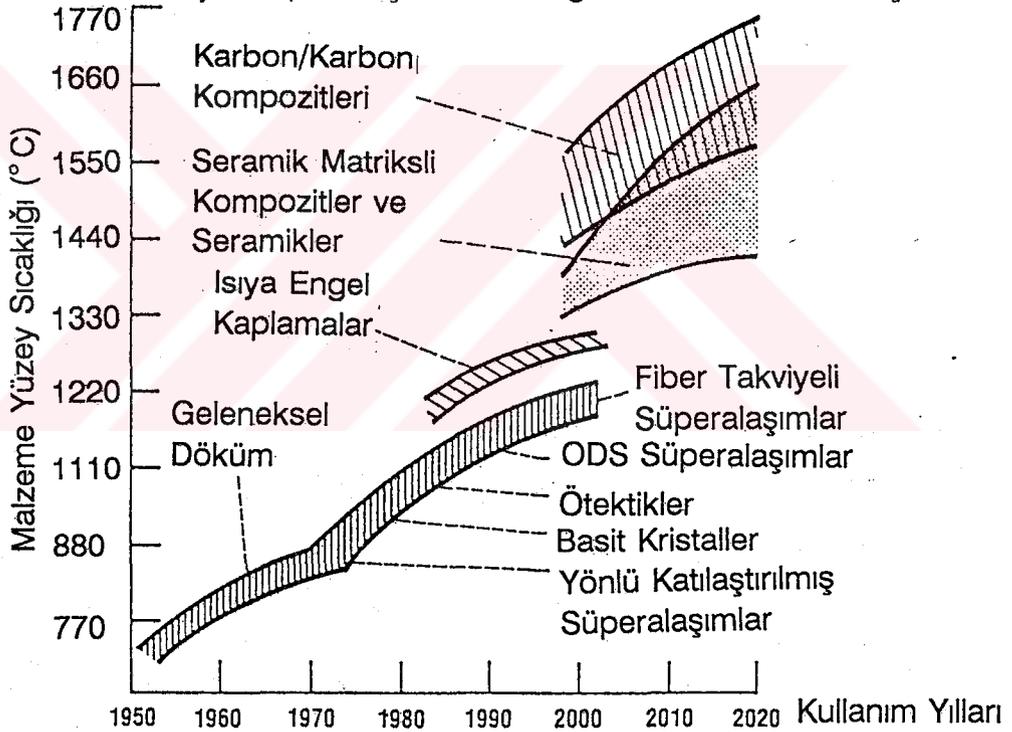
Şekil 2.1. Değişik yüksek sıcaklık motor malzemelerinin operasyon sıcaklığı (°C) ve mukavemet/ağırlık oranına göre performans haritası /41/.

Ancak, hemen metal matriksli kompozitlerin eksiklikleri de burada zikredilmelidir. Gerçekte metal matriksli kompozitler, matriks alaşımından daha düşük kırılma tokluğuna sahiptirler /16/. Ayrıca üzerinde durulması gereken konu, ısıl yorulmaya maruz kalan metal matriksli kompozitlerdir. Özellikle yüksek sıcaklık çevrimli jet motorlarında türbin kanadı gibi yüksek sıcaklığa maruz kompozitlerde ısıl çevrimin bir sonucu olarak ortaya çıkan yorulma hasarı nedeniyle, süper alaşım-süreklili

filamentli kompozitlerin kullanılabilirliğinin henüz şüpheli olması /16/, bunun bir örneğidir.

Metal matriksli kompozitlerin bazı eksikliklerinin olması gerçeğine rağmen, bunların hala yüksek sıcaklık malzeme sistemlerinden çok daha güvenilir olduğu dikkate alınmalıdır. Bu durum, özellikle metallerin bilim ve teknolojilerinin seramiklerden çok daha gelişmiş olmasından kaynaklanmaktadır. Bu, uzay araçları motorlarının değişik parçalarında metal matriksli kompozit uygulamalarının, seramik matriksli kompozitlerden daha yaygın olarak kullanılmasına yol açmıştır.

Şekil 2.2'de fiber takviyeli süper alaşımların olduğu durum tasvir edilmiştir. Yine



Şekil 2.2. Türbin motor malzemelerinin trendleri /41/.

bu şekilden, seramik matriksli kompozitler ve karbon/karbon kompozitlerinin 21. yüzyılın başlarına gelinceye kadar kullanımlarının yaygın olmasına rağmen, metal matriksli kompozit sistemlerinin 1990'lı yılların ortalarında ve sonraki yıllarda türbin kanatları gibi kullanım alanları bulabileceği söylenebilir.

Metal matriksli kompozitlerin değişik uygulamaları arasında, Amerika Birleşik Devletleri'nde NASA ve Hava Kuvvetleri'nden oluşan Milli Uzay Araçları (NASP) kurumunda sadece motor parçaları için değil, aynı zamanda uçak yapı parçaları olarak da kullanılabilir çok yüksek performanslı metal matriksli kompozit sistemlerinin geliştirilmekte olduğu bilinmektedir /42/.



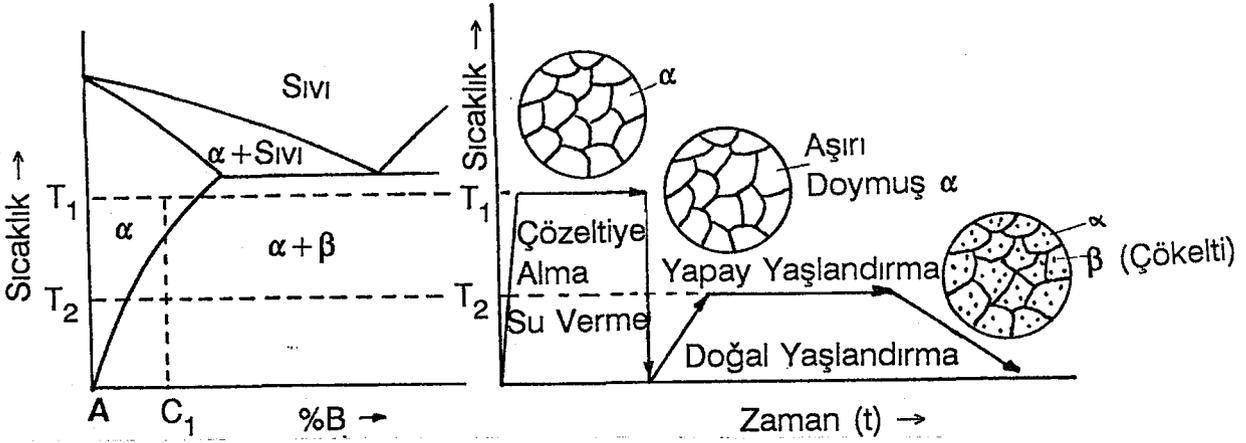
2.2. ÇÖKELME SERTLEŞMESİ

Bu çalışmada üretilmesi düşünülen kompozit malzemelerin özelliklerinin geliştirilmesinde, çökeltme sertleştirme ısı işlemi önemli bir yer tutmaktadır. Bu amaçla kompozitlere uygulanacak ısı işlemlerin doğru olarak seçimi ve uygulanması, çalışmamızda kullanılacak Al-Cu-Mg-Si alaşımlarının yaşlandırma karakteristiklerinin iyi bilinmesini gerektirir.

Malzemelerin mukavemetinin çökeltme sertleşmesiyle de artabileceğinin 1906 yılında A. Wilm /43/ tarafından bulunması, özellikle alüminyum alaşımlarının geliştirilmesinde büyük rol oynamıştır. Wilm'in bakır, demir ve az miktarda silisyum içeren alüminyum alaşımının sertliğini gözlerken keşfettiği yaşlandırma işleminin ilk açıklamalarında, "artan sıcaklıkla katı eriyik oluşumunun arttığı ve su verildikten sonra zamanla aşırı doymuş katı eriyikten yeni çökelti fazlarının oluştuğu" /44/ ifade edilmektedir. Daha sonraki yıllarda araştırmacılar yaşlandırma mekanizmasını incelemişler, ancak o dönemdeki mevcut cihaz ve aletlerle önemli bir ilerleme kaydedememişlerdir. 1934 yılında dislokasyonun ve buna bağlı şekil değiştirme mekanizmalarının keşfedilmesi, yaşlandırma sertleşmesine de yeni boyutlar kazandırmıştır. Bu ve takip eden diğer gelişmelerle günümüzde çökeltme sertleşmesi aşağıda belirtilen esaslarla izah edilmektedir.

Bir alaşım sisteminde katı bir fazdan solvüs çizgisinin (Şekil 2.3) geçilmesi sırasında başka bir katı fazın ayrışması kolayca engellenebilir. Böylece kristal kafesi gerilerek malzemenin mukavemeti artar. Bu olay özellikle bazı demir dışı alaşımlar için büyük önem taşıyan "çökeltme sertleşmesi"nin temelini oluşturur.

Çökeltme sertleşmesinin uygulanabileceği sistemlerde solvüs çizgisinin bulunması ve çözünürlüğün sıcaklık düştükçe azalması gerekir; fakat önemli bir sertlik artışı sağlamak için bu şart her zaman yeterli olmayabilir.



Şekil 2.3. Çökeltme olayının şematik gösterimi.

Çökeltme sertleşmesi işlemi genel olarak üç aşamada incelenebilir:

2.2.1. Katı Çözeltili Alma

Tek faz bölgesinde nisbeten yüksek bir sıcaklıkta çözme tavını içeren bu işlem, katı çözeltilerde çözünen bileşenin miktarını artırmak amacıyla olabildiğince yüksek, ancak bulunabilecek artık ötektik erimesi tehlikesinden dolayı ötektik sıcaklığın altındaki bir sıcaklıkta yapılır.

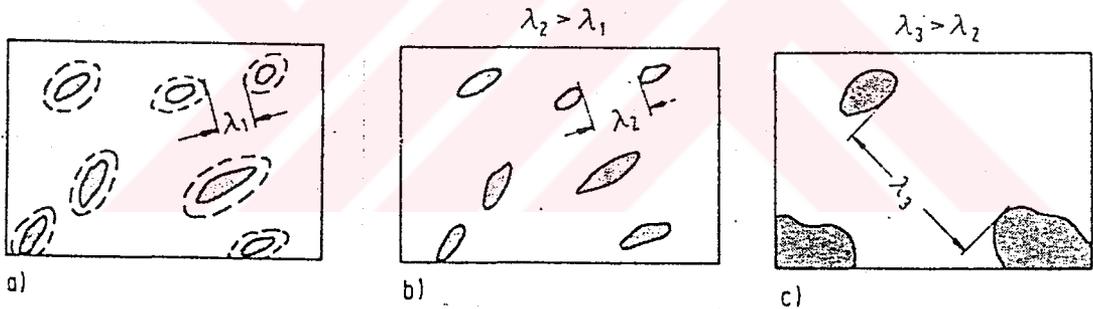
2.2.2. Su verme

Çözme tavını izleyen ve genellikle oda sıcaklığına kadar yapılan hızlı soğutma, alaşım elementlerinin çökmesini engeller ve böylece "aşırı doymuş katı çözelti" elde edilmesini sağlar. Bu da yüksek sıcaklıkta çözünen bileşenin oda sıcaklığında da çözeltilerde kalmasını sağlayarak, yavaş soğumuş katı çözeltilerden belirgin olarak daha yüksek mukavemete sahip bir malzeme elde edilmesine neden

olur.

2.2.3. Yaşlandırma

Yaşlandırma, aşırı doymuş katı çözültiden, ince bir şekilde dağılmış çökeltilerin elde edilmesi için yapılan kontrollü bir ayrıştırma işlemidir. Bu, genellikle solvüsün altındaki belirli bir sıcaklıkta uygun bir süre bekletilerek yapılan yaşlandırma ile yapılır. Böylece aşırı doymuş duruma göre önemli sertlik (mukavemet) artışları sağlanabilir. Bu davranış işlemin bu son aşamasında oluşan kümelerin, yarı veya tam kararlı çökelti fazlarının tür, büyüklük ve dağılımlarına bağlıdır. Genel olarak parçacıklar (kümeler, çökeltiler v.b.) içeren bir matriksin mukavemeti, bu parçacıkların büyüklüğüne ve aralarındaki ortalama uzaklığa (λ) bağlıdır (Şekil 2.4).



- Bağdaşık bölgeler nedeniyle parçacıklar arası etkili uzaklığın küçülmesi ve oluşan yüksek kafes gerilmeleri soğuk çökeltme sertleşmesi için karakteristiktir.
- Bağdaşık olmayan parçacıklar düşük kafes gerilmelerine neden olurlar. Dolayısıyla bunların mukavemet artırıcı etkileri daha azdır. Bu durum sıcak çökeltme sertleşmesinde görülür.
- Artan yaşlanma sıcaklığı ile çökeltilerin birleşip büyümesi parçacık etkisinin daha da azalmasına yol açar.

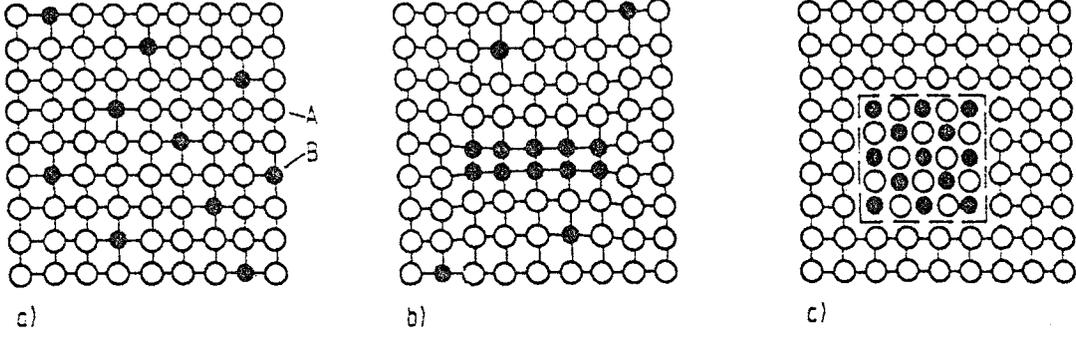
Şekil 2.4. Yaşlandırma sırasındaki olaylar: Bağdaşıklık ve parçacık büyüklüğünün parçacıklar arası uzaklığa etkisi /45/.

Aşırı doymuş katı çözeltilinin (Şekil 2.5a) doğal yaşlanması veya soğuk çökeltme sertleşmesi sonucu kümeler oluşur (Şekil 2.5b). Ana kafes ile bağdaşık olan bu kümeler, kendilerine göre çok daha büyük bir kafes bölgesinde gerilmelere ve dolayısıyla sertlik artışına neden olurlar. Çökeltme sertleşmesinde belirgin bir soğuk çökeltme veya sıcak çökeltme geçişi yoktur. Alaşıma bağlı olarak bağdaşık bölgelerin çok değişik sıcaklıklarda meydana gelebildiği /45/ ifade edilmektedir.

Yüksek sıcaklıklardaki yaşlanmalarda (yapay yaşlanma veya sıcak çökeltme sertleşmesi) ise başlangıçta oluşan kümeler, ana kafesten çoğunlukla bağdaşık olmayan faz sınırları ile ayrılmış çökeltilere dönüşür /45/ (Şekil 2.5c).

Aşırı doymuş katı çözeltiliden komple bir ayrışma genellikle bir çok safhadan oluşan karmaşık bir işlemdir. Tipik olarak, denge fazına ilaveten Guiner-Preston (GP) zonları ve arafaz çökeltisi olarak şekillenmektedirler. GP zonları sadece bir veya iki atom düzlemi kalınlığında olabilen eriyikçe zengin atom kümelerinin dizilmesiyle oluşurlar /46/. Bunlar matriksin yapısında ve genellikle hissedilir elastik gerilmeler üretmekle birlikte bağdaşıktırlar (Şekil 2.6). Matriks içinde $10^{17} + 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ yoğunluğa sahip olup çok ince dağılmış olduklarından onların oluşması, atomların nisbeten kısa mesafeler üzerinden hareket etmesini gerektirir. Alaşım sistemine bağlı olarak, çekirdeklenme oranı ve asıl yapı, su verme sırasında oluşan aşırı boş kafes yerleri tarafından oldukça fazla etkilenmektedir /44/.

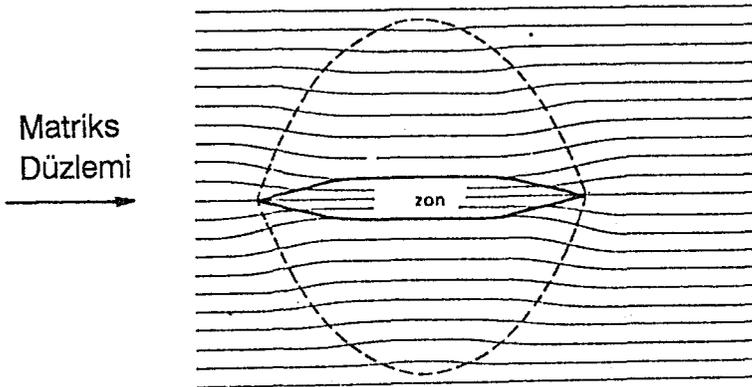
Normalde ara fazlar bir GP zonundan daha büyük ve sadece matriks kafes düzlemleri ile kısmen bağdaşıktırlar. Denge çökeltilerinden sadece çok az farklı olan belirli bir kompozisyona sahiptirler. Bazı alaşımlarda, ara faz çökeltileri kararlı GP zonlarının olduğu yerlerde çekirdeklenmektedirler. Bu fazlar, diğerlerinde dislokasyonlar gibi kafes kusurlarında heterojen olarak çekirdeklenirler. Sonuçta denge çökeltilerinin oluşması ana kafes ile tamamen bağdaşıklığın kaybolmasını gerektirir. Kaba olarak dağıldıkları için, sadece nisbeten yüksek yaşlandırma



- a) B atomları ile aşırı doymuş katı çözelti.
- b) Doğal yaşlanma veya soğuk çökelme sertleşmesinde kümelerin oluşması; bağdaşıklık, yüksek kafes gerilmeleri, homojen iç yapı.
- c) Sıcak çökelme sertleşmesinde (yapay yaşlanma) AB çökeltilerinin oluşması; bağdaşık olmayan faz sınırları, düşük kafes gerilmeleri, heterojen iç yapı.

Şekil 2.5. Yaşlandırma sırasındaki ara durumların şematik gösterilişi /45/.

sıcaklıklarında oluşurlar ve düşük sertleşme sağlarlar /46/.

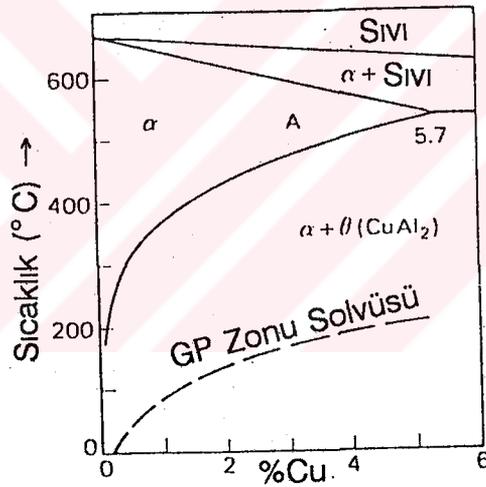


Şekil 2.6. Başdaşık GP zonu etrafında matriksin kafes düzlemlerinin çarpılmasının şematik gösterimi /43/.

Bir alaşımda maksimum yaşlandırma sertleşmesi GP zonlarının kritik dağılımının veya bir ara faz yada her ikisinin de mevcut olduğu durumlarda meydana gelir /46/.

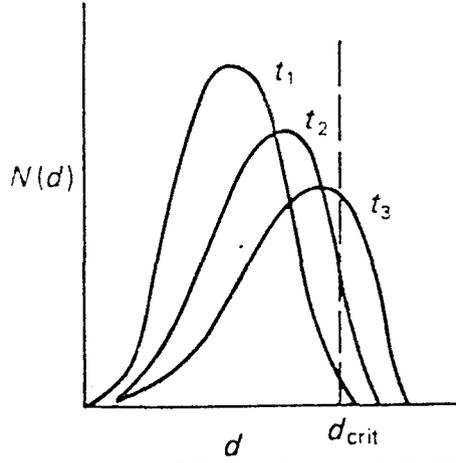
GP zonları solvüsü:

Şekil 2.7'deki denge diyagramında bir metastabil çizgi olarak gösterilen GP zonları solvüsü, çökeltme olayında önemli bir kavramdır. Bu eğri, artan boşlukların konsantrasyonuna bağlı olarak kesin yeri belli olmamakla birlikte, farklı kompozisyonlar için GP zonlarının kararlı olduğu üst sıcaklık sınırını belirler. Solvüs eğrisi aynı zamanda metastabil çökeltiler için de belirleyici olabilmektedir.



Şekil 2.7. Al-Cu denge diyagramının alüminyumca zengin köşesinde GP zonları solvüsü.

Şekil 2.8'de yaşlandırma zamanı ile GP zonlarının büyüklük dağılımı görülmektedir. GP zonlarının, GP zonları solvüs eğrisi altında oluşmasıyla ilgili teklif edilen model için Lorimer ve Nicholson /47/ temel deneyler yapmışlardır. Kritik büyüklüğe (Şekil 2.8'de d_{crit}) ulaşmayı sağlamak için yaşlandırma işleminin bir sonraki safhasında, genellikle ara faz çökeltilerini çekirdek olarak kullanabildikleri ifade



Şekil 2.8. Yaşlandırma zamanı ile GP zonlarının büyüklük değişiminin şematik gösterimi ($t_1 < t_2 < t_3$) /47/.

edilmektedir. Bu model esasına göre, alaşımlar üç tipe sınıflandırılmaktadırlar /48/:

- (i) Soğutma (su verme) banyosu sıcaklığı ve yaşlandırma sıcaklığının her ikisi de GP zonları solvüsünün üstünde olan alaşımlar; böyle alaşımlar, ince dağılmış çökelti çekirdeklenmesinin zor olmasından dolayı yaşlandırma sertleşmesine hiç cevap vermezler veya az cevap verirler. Aşırı doymuşluğun çok yüksek bir düzeyinden su verme neticesindeki Al-Mg alaşımları buna bir örnek olarak verilebilir. Fakat burada Mg içeriği %5÷%6'dan küçük olduğu zaman sertleşme olmaz.
- (ii) Soğuma banyosu ve yaşlandırma sıcaklıklarının her ikisinin de GP zonları solvüsünün altında olduğu alaşımlar; bazı Al-Mg-Si alaşımları.
- (iii) GP zonları solvüsünün, soğutma banyosu sıcaklığı ile yaşlandırma sıcaklığı arasında kaldığı alaşımlar. Bu, yaşlandırmayla sertleşebilen alüminyum alaşımlarına en uygun durumdur. Avantajı, iki aşamalı veya çift yaşlandırma işlemi kullanılarak önceden elde edilen d_{crit} 'in üstündeki büyüklüklerinden dolayı, ara faz çökeltilerinden faydalanılmasıdır. Bunlar,

bazı alaşımlarda belirli özellikleri iyileştirmek için uygulanmaktadır. Bu özellikle yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında gerilme korozyonu probleminin çözümü için uygundur.

Diğer çekirdekleşme ve büyüme prosesleriyle birlikte, çökelme reaksiyonları, belirli elementlerin kalıntıları veya az miktarda bulunmalarından çok etkilendiği ve bu değişimlerin bir kaç nedenle ortaya çıkabildiği /48/ belirtilmektedir. Bunlar;

- (i) GP zonlarının çekirdeklenme oranının azalmasıyla oluşan boşluklar ile birlikte tercihli etkileşim,
- (ii) Fazların kararlı olduğu sıcaklık aralığının üstüne değiştirerek GP zonları solvsn yükseltme,
- (iii) kelti ve matriks arasındaki arayüzey enerjisini azaltarak varolan bir çökelti çekirdeğini harekete geçirme,
- (iv) Farklı bir çökeltinin oluşmasını artırma.

Al-Cu alaşımlarında Kadmiyum, İndiyum ve kalayın az miktarda ilave edilmesinin etkileri (i) ve (iii), Al-Zn-Mg alaşımlarında Gümüşün etkisi (ii) ve Al-Cu-Mg alaşımlarında Gümüşün etkisi ise (iv) deki gibidir. Alaşım sistemleri tek başına gözönüne alınarak incelendiği zaman kalıntı elementleri, özellikleri değiştirmede önemli pratik öneme sahip olabilmektedirler /48/.

2.2.4. Yaşlandırma ile Sertleştirme Mekanizmaları

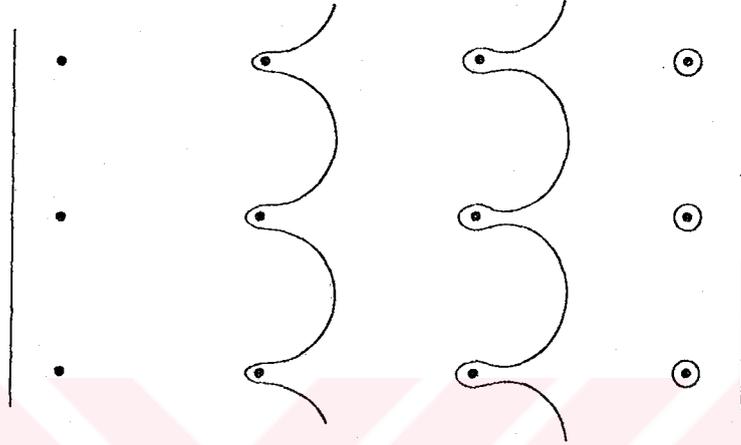
Yaşlandırmayla sertleştirilebilen alaşımlarda sertleştirme mekanizmalarının, ilk çalışmalarda deneysel verilerin noksan olmasıyla sınırlanan açıklamalarında, iki önemli kavramın olduğu varsayılmıştır. Bunlardan birinin, sertleştirme veya alaşımın deformasyon direncinin artması ve kristalografik düzlemler üzerinde çökelti partiküllerinin kaymaya engel olmasının sonucu olduğu, diğerinin bir kritik parçacık büyüklüğü ile maksimum sertleşme arasında ilişki kurduğu /48/ ifade edilmektedir.

Çökeltme sertleşmesinin modern kavramları esas itibarıyla dislokasyon teorisiyle ilgili iki düşünceyi gözönüne alır /48/. Bu düşüncede, yaşlandırmayla sertleşen bir alaşımın mukavemetinin, çökelti ile dislokasyon hareketlerinin birbirlerini etkilemeleriyle kontrol edildiği belirtilmektedir.

Yine bu düşünceye göre, yaşlandırmayla sertleşen alaşımlarda dislokasyonların hareketine çökelti etrafındaki iç gerilmeler, GP zonları ve çökelti engel olmaktadır. Oluşumlarıyla dislokasyon hareketine maksimum engelleme (yani maksimum sertleşme) göstermeleri, parçacıklar arasındaki uzaklığın dislokasyon hareket çizgilerinin eğrilik yarıçapları sınırına eşit olduğu zaman gerçekleşmesi beklenir. Bu safhada çoğu alaşımlarda etkili çökelti; bağdaşık GP zonlarıdır ve yüksek ayırım gücüne sahip transmisyon elektron mikroskopunun ortaya çıkardığı bu zonlar, gerçekte dislokasyon hareketleri tarafından kesilmektedirler. Böylece GP zonları aslında tek başlarına dislokasyonların kaymasını engellemede ve akma mukavemetindeki artışta sadece küçük bir etkiye sahiptirler. Ancak yüksek hacim oranlarındaki GP zonları, bunların yükselmesine neden olmaktadır.

Zonların dislokasyonlar tarafından kesilmesi, Şekil 2.9'da tasvir edildiği gibi, kayma düzlemlerinden geçmesi, eriten-eriyen elementler arasındaki bağ sayılarıyla artar, yani kümeleşme işlemi tersine hareket etmeye meyleder. Bunun vuku bulması için, atomlara etki eden izafi atomik büyüklükler ve matriks ve çökelti arasındaki kusur enerjisi yığılmasındaki fark gibi, uygulanan gerilme ile ilave iş tamamlanmış

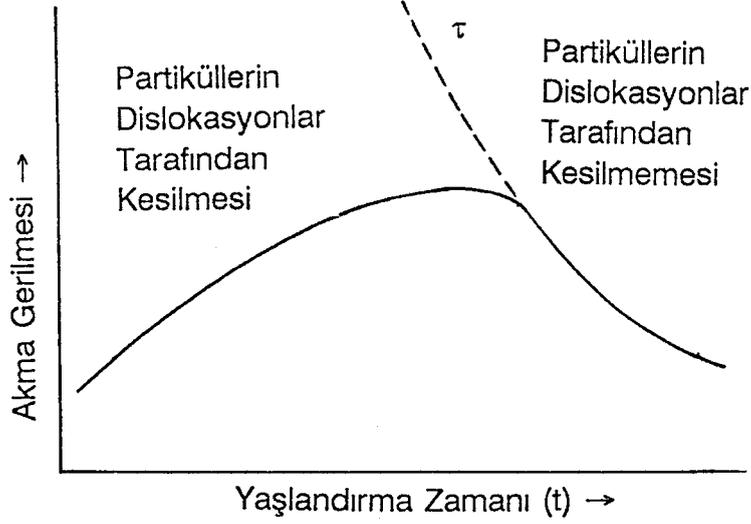
arasından rahatlıkla kavisli olarak geçer ve tekrar birleşirler (Şekil 2.10) /51/. Orowan'a göre, dislokasyon halkaları partiküllerin etrafından uzaklaşırlar ve bu durumda alaşımın akma mukavemeti düşük, fakat soğuk sertleşmesi yüksek olur. Plastik deformasyon daha çok uniform olarak bütün tanelere yayılma eğilimindedir.



Şekil 2.10. Bir dislokasyonun Orowan mekanizması ile partikülleri geçmesi /50/.

Bu, aşırı yaşlanmış alaşımlar ve Şekil 2.11'de şematik olarak tipik yaşlandırma eğrisinde görüldüğü gibi, yaşlandırma zamanı ile partiküllerin kesilerek geçilmesine kadar mukavemetin arttığı, daha sonra azaldığı durum /49/ olarak ifade edilmektedir.

Eğer çökeltiler, dislokasyonlar tarafından kesilmeye karşı direnç gösterebilirlerse ve henüz çökeltiler arasında dislokasyonların geçmesine izin verecek kadar çok aralık varsa ortaya ilginç bir durum çıkar. Böyle bir durumda dislokasyon çizgilerinin hareketi, sadece çapraz kayma gibi bir mekanizma ile partiküllerin üstünden veya altından geçebilmesi ile mümkün olur. Bunun sonunda yüksek mukavemet ve soğuk sertleşme ortaya çıkar. Bunun gerçekleşmesi için genellikle çökeltilerin çok aralıklı olması gerekir. Son yıllardaki çalışmalar bazı ticari alaşımlardaki belirli ara faz çökeltilerinin ince olarak dispersiyonu sonucu mekanik



Şekil 2.11. Yaşlandırmayla sertleşen bir alaşım için yaşlandırma zamanı ile akma mukavemetinin değişmesi (şematik). τ , dislokasyonların çökelti partiküllerini kesmesi için gerekli gerilmedir /48/.

özelliklerde iyileşme sağlayan, GP zonları eğrisinin altında ve üstünde yaşlandırma işlemleri üzerinde yoğunlaşmaktadır. Gerçekleşmesi mümkün olan ikinci olay, akma mukavemetini artıran küçük ve az aralıklı partiküllerden ibaret çökeltilerin çift dağılımları, şekli ve soğuk sertleşme oranını yükselten ve plastik deformasyonun çok uniform dağılmasına neden olan daha geniş partiküllerin oluşmasıdır /48/.

Bir çok alüminyum alaşımının yaşlandırma sertleşmesine belirgin bir cevap gösterdiği daha önce belirtilmişti. Uygun alaşımlandırma ve ısıl işlem ile yüksek safliktaki alüminyuma göre akma mukavemetini 40 katı artırmak mümkün olmaktadır. Bazı ticari öneme sahip ve çalışmamızda da kullanılan alaşım sistemlerinde, bu artışa katkıda bulunan çökelti proseslerinin detayları Tablo 2.2'de verilmiştir.

Ticari alaşımların çoğunda ilave edilen alaşım elementleri denge diyagramlarını etkilemektedirler. İçerdikleri alaşım elementlerinin miktarına göre, alüminyum alaşımlarının yaşlandırma sıcaklıkları ve yaşlandırma süreleri de değişmektedir.

Tablo 2.2. Bazı ticari alüminyum alaşımlarında çökelti prosesleri /48/.

ALAŞIM	ÇÖKELTİLER	İŞARETLER
Al-Cu	<p>GP zonları $\{100\}_\alpha$ 'da ince dağılmış levhalar θ' (Eski gösterilişi GP zonları [2])</p> <p>θ' tetragonal CuAl_2 $a=0.404$ nm $c=0.580$ nm</p> <p>θ HMTetragonal CuAl_2 $a=0.607$ nm $c=0.487$ nm</p>	<p>$\{100\}_\alpha$ 'da muhtemelen Cu atomlarının tek tabakaları Bağdaşık, muhtemelen üç Al atomu tabakası tarafından ayrılmış iki Cu atomu tabakası, GP zonlarında çekirdeklenmiş olabilirler.</p> <p>Dislokasyonlarda çekirdeklenmiş yarı bağdaşık düzlemler $\{100\}_\alpha$ 'da oluşmuş.</p> <p>Bağdaşık olmayan denge fazı θ' yüzeyinde çekirdeklenebilir.</p>
Al-Mg (Mg>%5)	<p>Küresel GP zonları</p> <p>β' Hekzagonal $a=1.002$ nm $c=1.636$ nm</p> <p>β YMK Mg_5Al_8 (önceleri Mg_2Al_3) $a=2.824$ nm</p>	<p>Mg %5'den küçük ise GP zonları solvüsü oda sıcaklığının altında ve Mg %5-10 arasında ise oda sıcaklığında sona erer.</p> <p>Muhtemelen yarı bağdaşık Dislokasyonlarda çekirdeklenmiş $(0001)_\beta // (001)_\alpha$; $[0110]_\beta // [110]_\alpha$</p> <p>Bağdaşık olmayan, denge fazı. Tane sınırlarında ve matriksdeki β' partikül yüzeylerinde plakalar veya iğneler gibi şekillenirler. $(111)_\beta // (001)_\alpha$; $[110]_\beta // [010]_\alpha$</p>
Al-Si	<p>Silisyum elmas küp $a=0.542$ nm</p>	<p>Silisyum doğrudan aşırı doymuş katı çözüldüğüden oluşur.</p>

<p>Al-Cu-Mg</p>	<p>GP (Cu, Mg) zonları $\langle 100 \rangle_{\alpha}$ boyunca çubuklar şeklinde</p> <p>S' ortorombik Al_2CuMg $a=0.404$ nm $b=0.925$ nm $c=0.714$ nm</p> <p>S ortorombik Al_2CuMg $a=0.400$ nm $b=0.923$ nm $c=0.714$ nm</p>	<p>GP zonları yüksek sıcaklıklarda yaşlandırılan çoğu kompozisyonlarda çok hızlı bir şekilde oluşur.</p> <p>Yarı bağdaşık ve dislokasyonlarda çekirdeklenmiş $\{210\}_{\alpha}$'da $\langle 001 \rangle_{\alpha}$ boyunca iğne gibi oluşur.</p> <p>Bağdaşık olmayan denge fazı, muhtemelen S' den dönüşür. Al-Cu sistemlerinde yüksek Cu:Mg oranlarındaki kompozisyonlarda çökeltilebilir oluşabileceği de bilinmektedir.</p>
<p>Al-Mg-Si</p>	<p>GP zonları $\langle 100 \rangle_{\alpha}$ boyunca iğnesel</p> <p>β' hekzagonal Mg_2Si $a=0.705$ nm $c=0.405$ nm</p> <p>β HMK Mg_2Si</p>	<p>GP zonları solvüsü, normal olarak yaşlandırılmış sıcaklıklardan daha yüksek sıcaklıklarda vuku bulur.</p> <p>Muhtemelen doğrudan GP zonlarından oluşan yarı bağdaşık çubuklar $\langle 100 \rangle_{\alpha}$ boyunca oluşur. $(001)_{\beta} // (100)_{\alpha}; [100]_{\beta} // [011]_{\alpha}$</p> <p>$\{100\}_{\alpha}$'da katılaşmış. Doğrudan β' den dönüşebilir. $(100)_{\beta} // (100)_{\alpha}; [110]_{\beta} // [100]_{\alpha}$</p>

(Tablo 2.2'nin devamı)

2.3. YAŞLANDIRILABİLİR ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Günümüzde makine ve elemanları ile diğer sanayi ürünlerinin üretiminde önem kazanan enerji ve malzeme tasarrufu, malzemelerin hafif olduğu kadar yüksek mukavemete sahip olmalarını da gerekli kılmaktadır.

Uzay, otomotiv ve diğer imalat sanayilerinde hafifletilmelerine öncelik verilen konstrüksiyonların çoğu için alüminyum ve alaşımları uygun bir malzeme olarak karşımıza çıkmaktadır. Alüminyum, yumuşak bir metal olmasına rağmen, belirli alaşımları çökelme (veya yaşlanma) sertleşmesine belirgin bir cevap gösterdikleri için yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahiptirler. Belirli bir ağırlık için daha geniş hacim kullanılabilenlerinden rijitlik sağlamasının yanında, yüksek hızlarda çalışan makine parçalarında hafifliğinden dolayı enerji kayıplarını azaltır.

Alüminyum iletken olarak kullanılan diğer metallerle kıyaslandığında, elektrik iletkenliği/yoğunluk oranının yüksek olması nedeniyle özellikle yüksek gerilim hatlarında tercih edilmektedir.

Isıl iletkenliğinin yüksek olması da soğutucu kanatlar, ısı değiştiricileri, motor parçaları, elektronik cihaz elemanları, mutfak eşyaları v.s. gibi alanlarda kullanımını artırmaktadır.

Bir çok ortamda korozyona dayanıklı oluşu gıda endüstrisinde, ev araçlarının üretiminde ve mimari uygulamalarda da alüminyumun tercih edilen malzemelerden olmasını sağlamıştır.

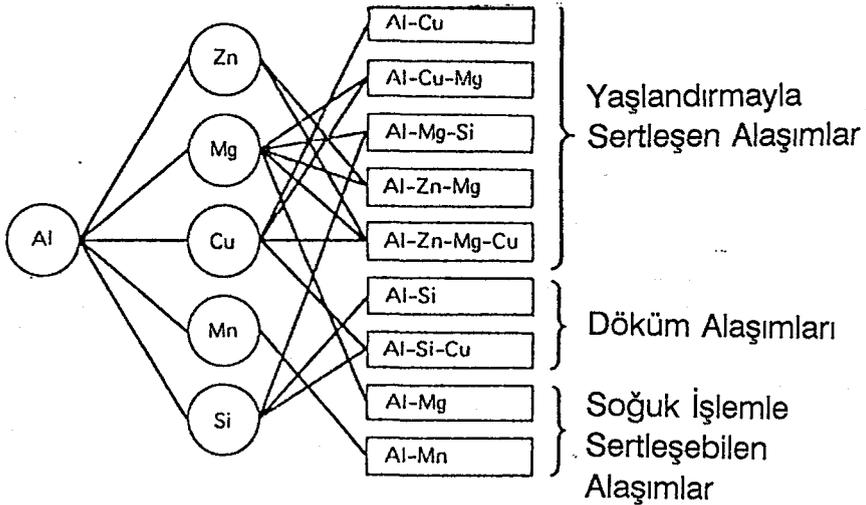
Alüminyum, 100'den fazla elementle alaşım yapabilme özelliğinden dolayı, halen kullanılmakta ve geliştirilmekte olan milyonlarca alaşım kombinasyonuna sahiptir. Alüminyuma ilave edilen alaşım elementlerinin mukavemeti artırması, diğer

özelliklerini iyileştirmesinden çok daha önemlidir. Alüminyum alaşımlarının mukavemetini artırmak için yaygın iki metod vardır. Bunlar;

-Katı çözelti içerisinde alaşım elementlerini disperse etmek ve alaşıma soğuk işlem uygulamak; soğuk işlemle sertleşebilen alaşımlar.

-Alaşım elementlerinin katı çözelti içerisinde erimesi ve mikroskopla görülemeyecek kadar küçük bağdaşık (koherent) partiküllerden meydana gelen çökeltiler oluşturmak; çökelmeyle sertleşen alaşımlar.

Tablo 2.3'de verilen ve alüminyum içerisinde katı çözültide %1'in üzerinde çözünebilen dokuz element, en önemli alaşım elementleridir. Bunlardan Ag, Ga ve Ge pahalı, Li ise alüminyuma ilave edilmesi zor olan elementlerdir. Diğer elementler olan Zn, Mg, Cu, Mn ve Si, Şekil 2.12'de verilen değişik kombinasyonlara sahip önemli temel ticari alüminyum alaşımlarını oluştururlar.



Şekil 2.12. Önemli alüminyum alaşım sistemleri /52/.

Burada, bu alaşım sistemlerinden çalışmamızda kullanılacak olan alüminyum alaşım sistemleri üzerinde durulacaktır. Ticari öneme sahip bir çok alüminyum alaşım sisteminin çökeltme proseslerinin değişik durumlarında ortaya çıkan yapılar detaylı olarak incelenmiştir. Bunlardan bazıları aşağıda kısaca verilecektir.

Tablo 2.3. Bazı elementlerin Al içerisindeki çözünürlükleri.

ELEMENT	ÖTEKTİK REAKSİYON SICAKLIğI (°C)	KATI ALÜMİNYUMDA ÖZÜNÜRLÜLÜğÜ (%)
Ag	570	55,6
Cu	550	5,67
Ga	30	20,0
Ge	425	6,0
Li	600	4,0
Mg	450	14,9
Mn	660	1,82
Si	580	1,65
Zn	380	82,8

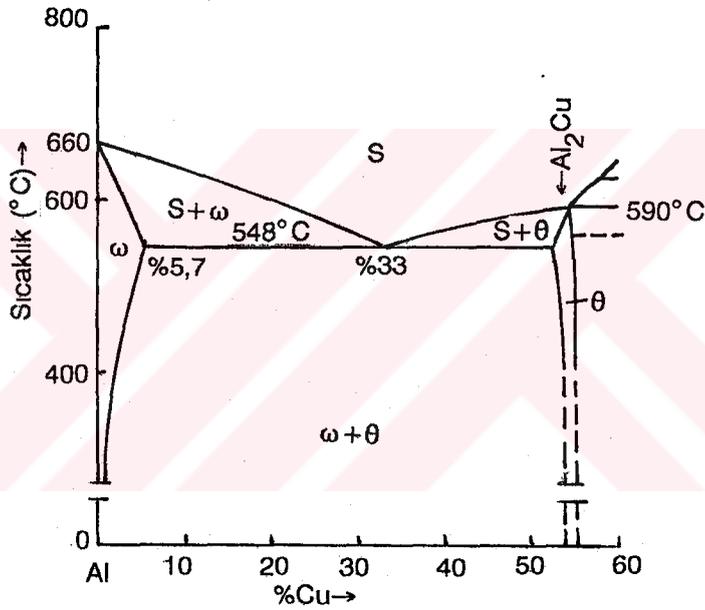
2.3.1 Alüminyum-Bakır-Magnezyum-Silisyum Alaşımlarının ökeltme Davranışları

Alüminyum-Bakır Alaşımları:

Bakır, hissedilir çözünebilirliği ve mukavemet artırma etkisinden dolayı en önemli alüminyum alaşım elementlerinden biridir. Bir çok ticari alaşım, başlıca alaşım elementi olarak %1'den %10'a kadar değişen oranlarda bakır içerir. Bakır, alüminyum

alaşımlarında sık sık magnezyum ile birlikte kullanılır /53/.

Alüminyum-Bakır sistemiyle ilgili detaylar L. F. Mondolfo /54/ tarafından verilmiştir. Şekil 2.13'de görülen Al-Cu denge diyagramının alüminyumca zengin tarafında Al-CuAl₂ ötektiği mevcuttur. Ötektik sıcaklığı 548°C ve ötektik alaşımın bileşimi Al-%33 Cu'dan oluşmakta, Al-Cu katı çözeltilisi %5,7 Cu içermektedir. CuAl₂ intermetalik fazı ötektik sıcaklıkta %52,5 ila %53,7 Cu ve 400°C'da %53,2'den %53,9'a kadar bakır kompozisyonu aralığına sahiptir.



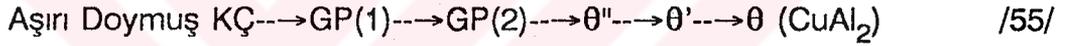
Şekil 2.13. Alüminyum-Bakır denge diyagramının alüminyumca zengin kısmı /45/.

Bu alaşımlarda, oda sıcaklığında gözlenen sertleşme, bakır atomlarının GP(1) olarak isimlendirilen Guinier-Preston zonlarının oluşmasının bölgesel olarak yoğunlaşmasına dayandırılmaktadır. Bunlar, {100} düzlemlerine paralel yönelen bakırca zengin disk şeklinde iki boyutlu bölgelerden oluşmaktadır. Zonların çaplarının 3 ila 5 nm (30-50 Å) olduğu ve oda sıcaklığında yaşlandırma zamanı

ile değiştiği tahmin edilmektedir. Bunların sayıları tam yaşlandırma şartlarında artar. Zonlar arasındaki mesafe ise yaklaşık 100 nm (1000 Å) kadardır /53/.

100°C ve daha yüksek sıcaklıklarda GP(1) zonları kaybolur ve GP(2) veya θ'' olarak gösterilen, birkaç atom tabakası kalınlığında olmakla birlikte üç boyutlu ve düzenli bir atomik sıralamaya sahip yapıyla yer değiştirirler. Dönüşüm fazı θ' , kararlı faz olarak benzer kompozisyona sahip olup katı çözeltili kafesiyle bağdaşıklık gösterirler ve daha sonra GP(2) olarak şekillenirler. Fakat bu sıcaklık ve zaman aralığının üstünde birarada bulunurlar. Takib eden son durumda θ' , bağdaşık olmayan denge θ (CuAl_2)'ya dönüşür /53/.

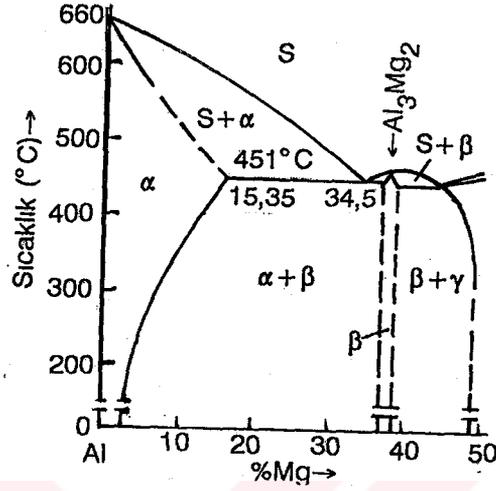
Alüminyum-Bakır alaşımlarının çökeltme reaksiyonları ise aşağıdaki gibidir:



Alüminyum-Magnezyum Alaşımları:

İkili Al-Mg alaşımları ısıl işlem yapılamayan önemli bir alaşım grubunun (5XXX serisi Al alaşımlar) temelini oluştururlar. İkili Al-Mg alaşımlarında mukavemet artışı yalnız katı çözeltili oluşumuyla ilgilidir. Solvüs eğrisinin elverişliliğine rağmen (şekil 2.14) önemli bir çökeltme sertleşmesi görülmez. Mg_2Al_3 fazı öncelikle tane sınırları boyunca iri parçacıklar halinde çökeldiğinden, %7'den fazla magnezyumlu alaşımlar taneler arası korozyona uğrayabilirler. Tane sınırlarındaki bu Mg_2Al_3 açı, çökeltme sertleşmesine benzeyen homojenleştirme işlemiyle dağıtılarak, malzemenin söz konusu korozyon türüne eğilimini ortadan kaldırır /53/.

Alüminyumca zengin Al-Mg alaşımlarında ötektik sıcaklık 450°C ve bileşim %35 Mg'dur. Alüminyum ile dengedeki faz genellikle Mg_2Al_3 (Al-%37,3 Mg) olarak



Şekil 2.14. Alüminyum-Magnezyum denge diyagramının alüminyumca zengin kösesi /45/.

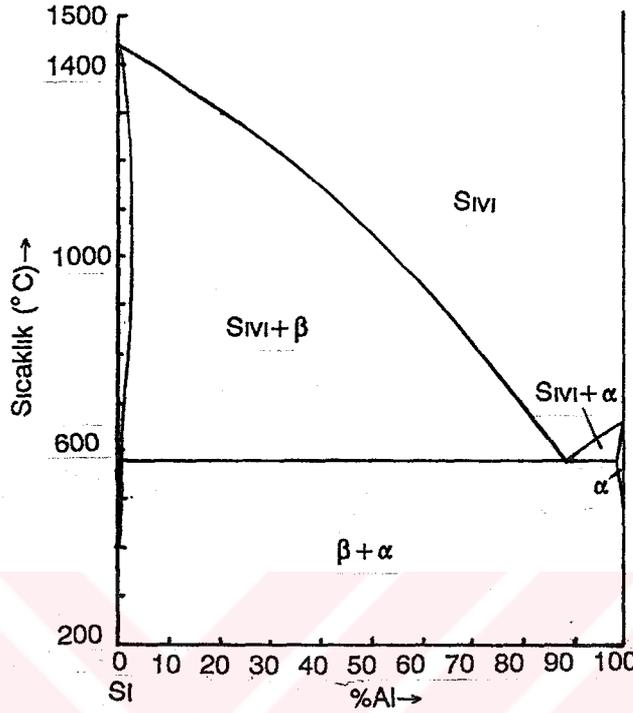
verilmektedir. Ötektik bileşimden sola doğru uzaklaşırsa, Mg_2Al_3 miktarı azalmakla birlikte bu kez katılaşma aralığı genişler. Dolayısıyla Al-Mg döküm alaşımlarında magnezyum konsantrasyonu, dar aralıklı α -alanında sonuçlanan bir katılaşmayı gerçekleştirmek amacıyla %2 ila %11 arasında seçilir.

Alüminyum-Silisyum Alaşımları:

Alüminyum-Silisyum alaşımlarının ticari önemi döküm, lehim ve kaynak uygulamalarında yüksek akışkanlık ve düşük kendini çekme özelliklerinden kaynaklanmaktadır.

Alüminyum-Silisyum sistemi, her iki tarafta katı çözelti bölgesi ve basit bir ötektikten oluşmaktadır (Şekil 2.15). Ötektik, 580°C'da %12,5 Si içerir. Ötektik

sıcaklıkta alüminyum %1,65 Si ve silisyum da yaklaşık %0,5 Al içermektedir. Al-Si ikili sisteminde intermetalik faz oluşmaz /54/.



Alüminyum-Bakır-Magnezyum Alaşımları /53/:

Alüminyum-Bakır alaşımlarına magnezyum ilavesi, doğal yaşlanma sertleşmesini hızlandırır ve şiddetini artırır. Bunlar ısı ileme mukavemet kazandırılan ilk alaşımlar olup en çok bilinen ve kullanılan alaşım olma özelliklerini yıllardan beri devam ettirmektedirler. Bunların uzun yıllardan beri kullanılıyor ve büyük miktarlarda üretiliyor olmasına rağmen, Al-Cu-Mg alaşımlarının yapıları ve çökeltme mekanizmalarının detayları Al-Cu alaşımlarınıninkinden daha az bilinmektedir.

Doğal yaşlanma esnasında zonların oluşması sağlam temellere

dayandırılarak açıklanmış olmasına rağmen, bunların şekil veya büyüklüklerini doğru olarak belirlemek mümkün olmamıştır. Bunların {110} matriks düzlemlerinde toplanan magnezyum ve bakır atom gruplarını içerdiği sanılmaktadır. Magnezyum ilavesiyle bu sürecin hızlanması, boşluklar ile bakır ve magnezyum eriyikleri arasındaki kompleks etkileşim nedeniyle olabilir. Bakır ve magnezyum atomlarının bazı hazırlık niteliğindeki eşleşmesi de ileri sürülmektedir. Bu eşleşme dislokasyon hareketlerinin sınırlandırılması mekanizmasıyla sertleşmeye yardım etmektedir.

Bu alaşım sistemlerinde çökeltme prosesini 2024-T4 alaşımında inceliyelim. Bu alaşımın yaşlandırılması {021} matriks düzlemlerinde bağdaşık S' (Al₂CuMg) geçiş fazını ortaya çıkarır. Oysa ki aşırı yaşlanma S denge fazının oluşmasıyla birlikte ortaya çıkar ve bağdaşıklığı kaybolur. Alaşımın çökeltme safhaları aşağıdaki gibi ifade edilebilir:



Az miktarda magnezyum ilavesi Al-Cu alaşımlarının mukavemetini hissedilir derecede artırır. Çökeltme ısıl işleminden sonra S' fazının olmadığı belirlenmiştir.

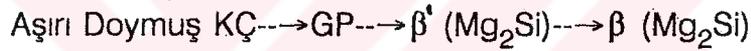
Alüminyum-Magnezyum-Silisyum Alaşımları /53/:

Bu alaşımlar, oda sıcaklığında uzun bir süre yaşlandırılırsa mukavemetlerinde farkedilir bir artma görülmektedir. Her ne kadar doğal yaşlanma durumunda kesin olarak belirlenememese de bu mukavemet artışı, muhtemelen 200° C'in üzerindeki kısa yaşlandırma zamanlarında matriksin [001] doğrultularında yönelmiş çok ince, iğne şeklinde zonların varlığıyla ortaya çıkmaktadır. Elektron mikroskobu ile bu zonların yaklaşık 6 nm (60 Å) çapında ve 20-100 nm (200-1000 Å) uzunlukta olduğu belirlenmiştir. Başka bir araştırma, zonların başlangıçta küresel şekilde ve yaşlandırma eğrilerinin maksimum mukavemet bükümleri civarında iğnesel

şekle dönüştüğü belirtilmektedir. Daha ileri yaşlandırmada, zonların üç boyutlu büyümesi yerine bunlar çubuk şekline dönüşür. Buda yüksek mertebeli Mg_2Si yapısına karşılık gelir. Bu geçiş fazı daha yüksek sıcaklıklarda β' ile gösterilen dengeli Mg_2Si fazına difüzyonsuz olarak dönüşür.

Bağdaşık gerilmenin direkt varlığı ne zonda, nede geçiş çökelti safhasında bulunmaz. Dislokasyonlar bu zonların içinden geçerken, zonlarda mevcut olan magnezyum-silisyum bağlarını koparmak için harcanan enerjinin artması gerekir. Böylece enerjinin artmasıyla ortaya çıkan yapı ile çökelti partiküllerinin etkisinin birleşmesiyle dislokasyonların hareketine direncin daha da artacağı ileri sürülmektedir.

Normal çökelti prosesi aşağıdaki gibi ifade edilebilir:



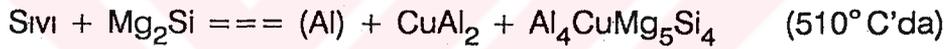
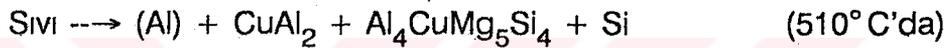
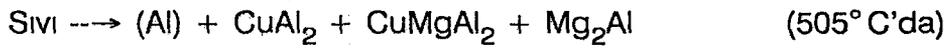
4.2.4. Alüminyum-Bakır-Magnezyum-Silisyum Alaşımları /53/

Asıl alaşım elementleri olarak bakır ve magnezyum içeren üçlü alaşımlardan, yeterince silisyum içeren dördü alaşımlar (Al-Cu-Mg-Si) daha iyi karakteristikler vermektedirler. Ancak, bunlardaki çökeltme sertleşmesi reaksiyonları Al-Cu-Mg üçlü sistemlerinde oluşan reaksiyonların aynılarıdır.

Ticari olarak önemli alüminyum alaşımları asıl katkı elementi olarak bakır içerirler. Alüminyum katı çözeltisi ile $CuAl_2$ ve $CuMgAl_2$ intermetalik fazları arasında faz reaksiyonları oluşur. $510^\circ C$ 'da, %33,1 Cu ve %6,25 Mg içeren alüminyum katı çözeltisi arasında üçlü bir reaksiyon oluşur. $520^\circ C$ 'da bir ötektik ile bir quasibinary (ikilibezeri) kısım da vardır. Bu durumda %24,5 Cu ve %10,5 Mg ile bir sıvı faz ve

%29 Cu ve %2,9 Mg içeren alüminyum katı çözeltisi ile reksiyona girer. Yüksek Cu/Mg oranlarında çökeltme sertleşmesi, bir bağdaşık faz (θ') dan CuAl_2 (θ) GP zonları sırasıyla meydana gelir. Düşük Cu/Mg oranlarında ise bir bağdaşık fazdan CuMgAl_2 GP zonları sırasıyla, çökeltme sertleşmesi meydana gelmektedir.

Sisteme silisyum ilavesi, ticari alaşımların kompozisyonuna göre üç adet dörtlü sabit reaksiyonun oluşmasına neden olur. Bu reaksiyonlar;



Silisyum içeren çökeltme reaksiyonları, Mg_2Si veya Q fazı ($\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_4$) bazı kompozisyonlarda meydana gelebilir. Fakat bunlar, temel element olarak bakır içeren alaşımlarda sertleşmeye önemli ölçüde katkıda bulunmazlar, bakır ve silisyum ile çözölemeyen fazlar yaparak, Al-Cu-Mg-Si faz reaksiyonları için kullanılabilir bakır ve silisyum miktarlarını azaltırlar.

Bu çalışmada kullanılan ve detayları deneysel çalışmalar bölümünde verilen Al-Cu-Mg-Si alaşımlarında bulunan intermetalik fazların yanında, takviyelendirici olarak kullanacağımız Al_2O_3 partiküllerinin de, üretilecek kompozitlerin aşınma dayanımlarını önemli ölçüde arttıracığı açıktır. Bu nedenle, üretilecek kompozitlerin aşınma davranışlarının belirlenmesi için yapılacak deneysel çalışmalara ışık tutması açısından "aşınma olayı"nın bilinmesi gerekir.

2.4. AŞINMA

Dünyadaki hammadde ve enerji kaynaklarının sınırlı oluşu gözönüne alındığı zaman enerji ve malzeme tasarrufu sağlamaya yönelik çalışmaların önemi ortaya çıkmaktadır. Eş çalışan sistemlerde sürtünme ve aşınmanın kontrol altına alınmasıyla ilgili çalışmaların önemi de her geçen gün artmaktadır.

Aşınma için değişik kişi ve kuruluşlar tarafından çeşitli tarifler yapılmıştır. Genellikle mekanik zorlanmalar, bazı hallerde ise kimyasal etkenler nedeniyle malzeme yüzeylerinin, küçük parçacıkların ayrılması sonucu değişmesi şeklinde tanımlanabilen aşınmanın genel bir tanımını yapmak oldukça zordur. DIN normunda "kullanılan malzemelerin yüzeylerinden, daha çok mekanik olarak etkileyen enerjiler ve mekanik etkenler ile küçük parçacıkların ayrılması sonucu oluşan istenmeyen şekil değişikliği" /1/ olarak tarif edilen aşınmanın, zamanla yalnız bir malzeme kaybı sonucu istenmeyen şekil değişikliğinden ibaret olmadığı, hatta malzeme kaybı olmaksızın vuku bulan şekil değişikliğinin de aşınma kavramı içine girdiği anlaşılmış ve bu doğrultuda aşınma tanımı genişletilmiştir /56/. Tam tersine bazı durumlarda kontrollü olarak malzeme kaybının faydalı olacağı ve bu yüzden sözkonusu malzeme kaybının aşınma kavramı içinde ele alınamayacağı vurgulanmıştır.

1976 yılında yayınlanan DIN 50 320'de verilen yeni aşınma tanımı "katı cisim yüzey bölgesinden tribolojik zorlanma sonucu sürekli ilerleyen malzeme kaybı olayıdır" şeklindedir.

Bunu tamamlayıcı iki ek açıklamayla "aşınmanın malzeme değişimi, şekil değişimi ve/veya küçük malzeme parçacıklarının koparak ayrılması şeklinde kendini gösterebileceği" belirtilmiştir.

Bu tanıma daha geniş bir açıklama getirilmek istenirse /56/:

-Sistemde sürtünmeyi doğuracak izafi bir hareket gereklidir.

-Her ne kadar malzeme kaybı sözkonusu olsa da, silindir-segman veya konik dişlilerdeki polisaj pastası ile alıştırma gibi çalışmalarını bilinçli yapılan aşındırma uygulaması olarak görmek gerekir; aşınma olayında malzeme kaybının istenmeden gerçekleşmesi esastır.

-Yüzey bölgesindeki şekil değişikliği (plastik deformasyon), malzeme değişikliği (sürtünme oksidasyonu) veya mekanik etkenlerle parça ayrılması da aşınmanın türlerindedir.

-Aşınma, sürekli fakat yavaş ilerleyen bir olaydır. Talaşlı işleme, dövme, testere ile kesme gibi teknolojik amaçlarla verilen şekil değişiklikleri veya malzeme taşınımları aşınma kapsamına girmezler.

Aşınma hızı ve sürtünme katsayısı bir malzeme özelliği değil, bir tribolojik sistem özelliğidir (Triboloji; birbiri üzerine kuvvet uygulayarak birbirine göre hareket halinde olan yüzeylerin ve bunlarla ilgili bilim ve tekniğin adıdır) /56/. Bu sistem; sürtünme çifti, yükleme ve hareket şekilleri ile çevre faktörlerinden oluşan bir bütün halinde gözönüne alınması gereken tribolojik sistemdir.

2.4.1. Aşınma Olayının Analizi:

Aşınma olayının belirlenmesinde, tribolojik sistemi meydana getiren temel unsurların (Şekil 2.16) bilinmesi gerekir. Bir tribolojik sistemde genel olarak bulunabilecek 6 temel unsurdan hepsi veya bazıları aşınma olayına iştirak edebilir.

Bu unsurlar şunlardır:

1. Temel sürtünme elemanı: Fiziksel ve kimyasal özellikleri ve durumu, yüzey yapısı, şekli tamamen belirli ve aşınması özel ilgi ile incelenen katı cisimdir.

2. Karşı sürtünme elemanı: Katı cisim, sıvı veya gaz olabilir. Karşı sürtünme elemanı ile temel sürtünme elemanı bir "aşınma çifti" oluştururlar.

3. Ara maddesi: Temel sürtünme elemanı ile karşı sürtünme elemanı arasında katı, sıvı, gaz, buhar veya bunların karışımı şeklinde bir cisim bulunabilir. Mesela; yüzey arasına girmiş kum taneleri veya aşınma esnasında yüzeylerden kopan parçacıklar da (eğer bunlar yüzeyler arasında kalıyorsa) ara maddesi olarak düşünülebilir.

4. Çevre

5. Yükleme: Etki eden yükün (kuvvetin) büyüklüğü, şekli (statik, dinamik, darbeli, titreşimli v.s.), doğrultusu ve zamana göre değişimi yüklemeyi meydana getirir.

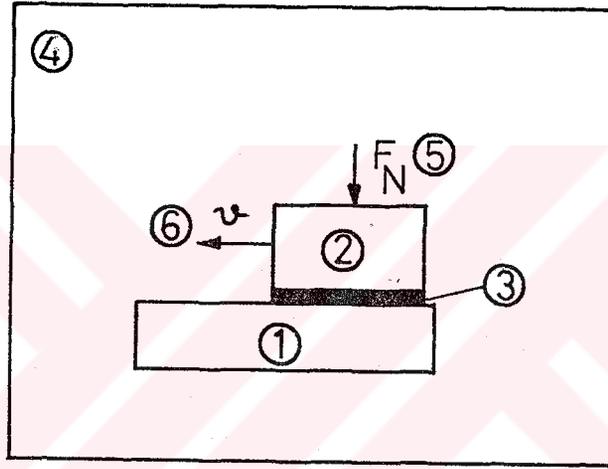
6. Hareket: Temel sürtünme elemanının karşı sürtünme elemanına göre izafi hareketinin cinsi (kayma, yuvarlanma, çarpma v.s.), büyüklüğü, doğrultusu ile verilir. Aşınma miktarının belirlenmesinde hareket süresi önemli bir etkidir. Aşınmanın meydana gelmesinde gerekli bir unsurdur.

2.4.2. Tribolojik Sisteme Etki Eden Faktörler:

Bir tribolojik sistemin belirlenebilmesi için sisteme etki eden büyüklüklerin

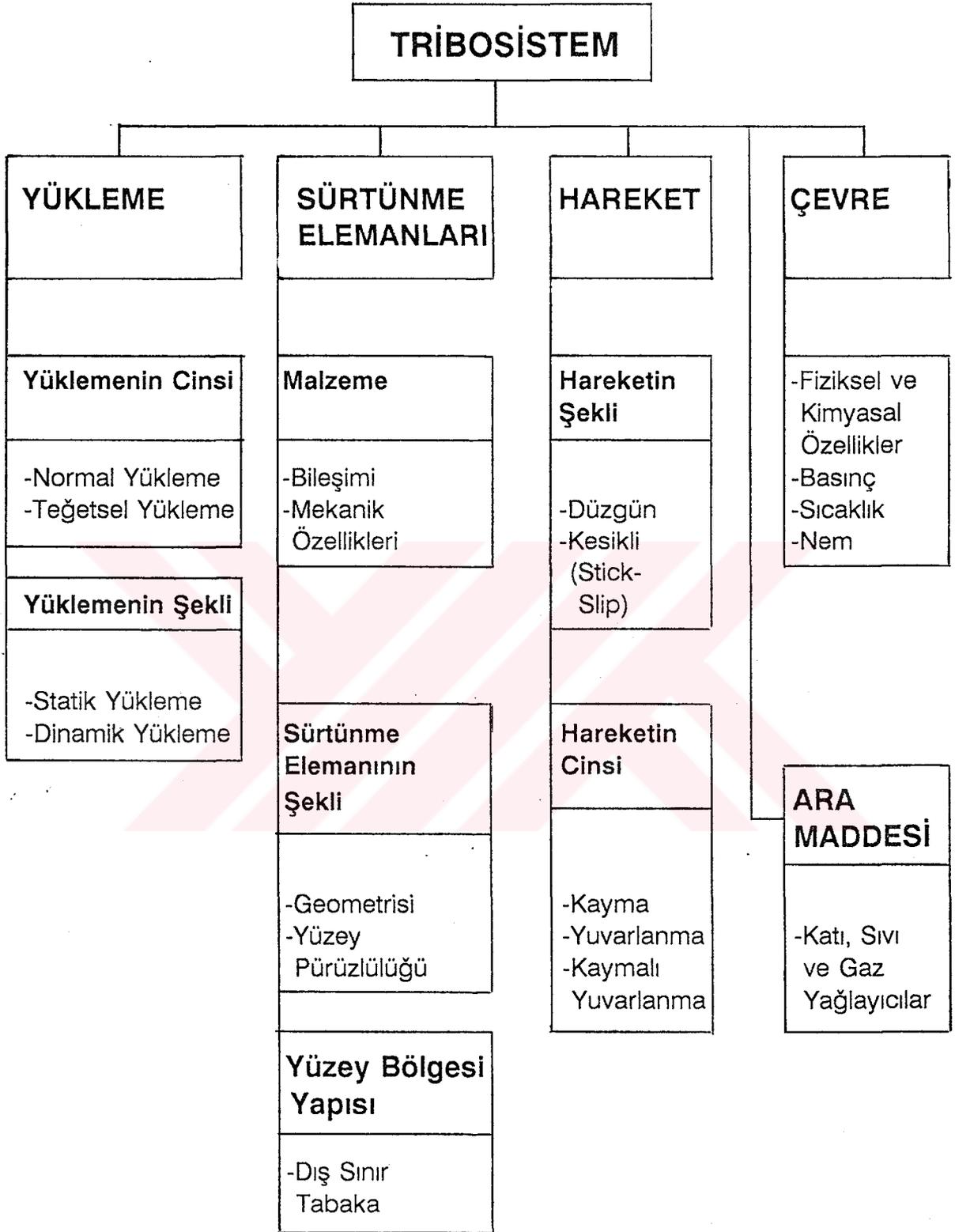
bilinmesi gerekir. Bu etken büyüklükler 5 ana grupta toplanabilir /56/: yükleme, sürtünme elemanları, hareket, çevre ve ara maddesi (Şekil 2.17).

Sisteme etki eden bu büyüklüklerden birinin veya diğerinin, bu gruplardan birden fazlasına dahil edilebilmesi, tribolojik olayların çok karışık bir sistem olayı olduğunu göstermektedir. Bu faktörlerden birinin değişmesi aynı zamanda diğer faktörleri de değiştireceğinden sistem üzerinde kompleks bir etki doğacaktır.



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

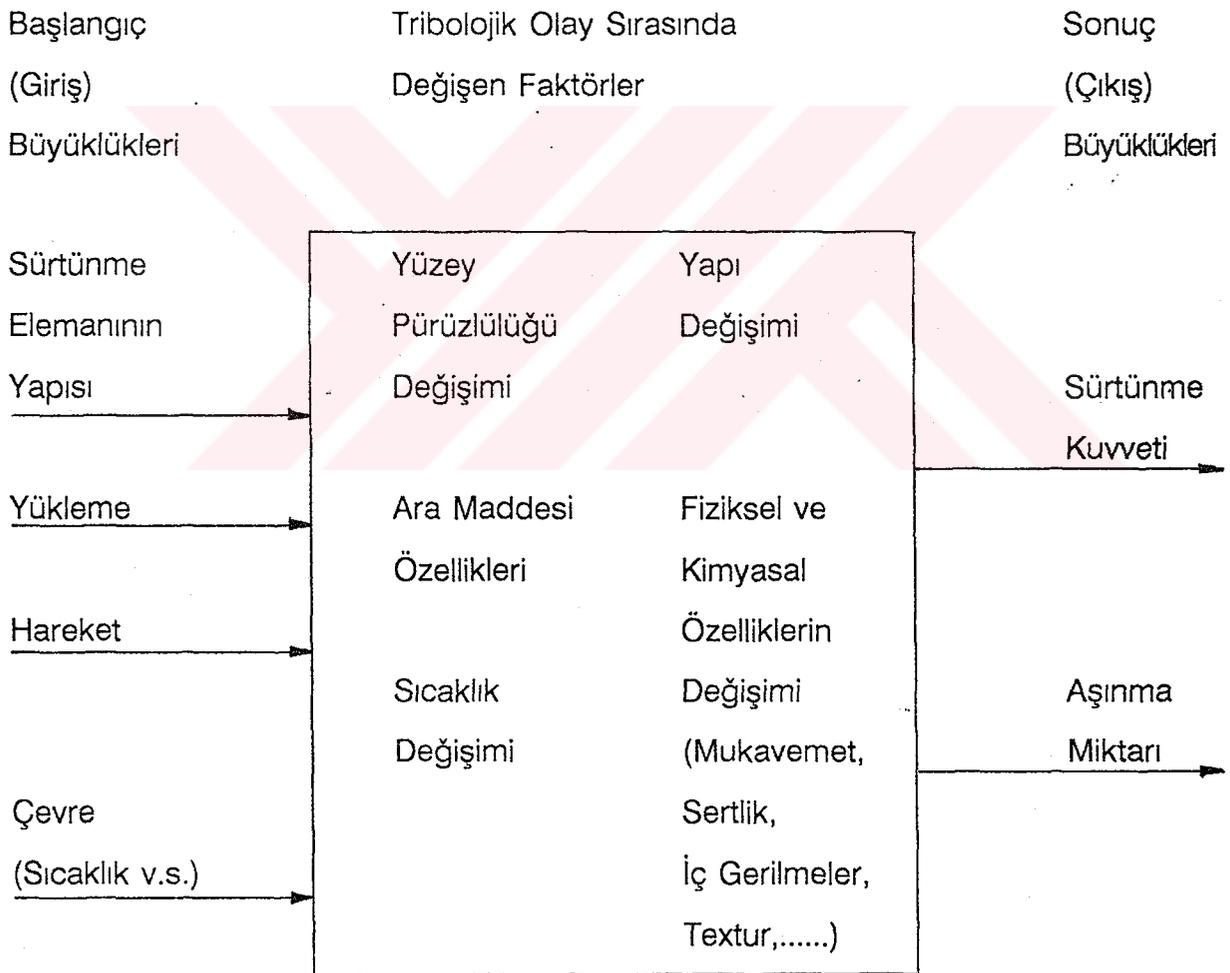
Şekil 2.16. Tribolojik sistemin temel unsurları.



Şekil 2.17. Tribolojik sisteme etki eden faktörler /56/.

Söz konusu etkenlerin kesin olarak birbirlerinden ayrılamaz oluşları ve bunların karşılıklı etkileşimleri, sistem analizini zorlaştırmakta, sürtünme kuvvetinin ve aşınma hızının genel bir kanunla verilmesini imkansız kılmaktadır.

Yükleme ve hareket parametreleri tribosisteme etki eden önemli giriş büyüklükleridir. Bu büyükler, sistemin yapısına bağlı olarak faydalı değerlere dönüştürülür. Bu arada sürtünme ve aşınma ile karakterize edilen kayıp büyüklükleri ortaya çıkar (Şekil 2.18).



Şekil 2.18. Sürtünme sırasındaki etkenler ve değişimleri (/1/'den düzeltilerek alınmıştır).

Tribosisteme etki eden faktörler, değişik aşınma mekanizmalarının ortaya çıkmasına neden olurlar.

2.4.3. Aşınma Mekanizmaları

Bir tribosistem içerisinde oluşan aşınma olayına mikro düzeyde bakıldığında beş çeşit aşınma mekanizmasından söz edilebilir /56/.

1. Adheziv aşınma
2. Abrasiv aşınma
3. Triboksidasyon (Reaksiyon Tabakası Aşınması)
4. Yüzey bölgesi yorulması
5. Ablativ aşınma

Bir tribolojik sistemde bu mekanizmaların hepsi veya birkaçı bir arada bulunabilir. Bu nedenle aşınma olayını bir sistem bütünlüğü içinde düşünmek daha doğru bir yoldur.

2.4.3.1. Adheziv Aşınma

Aşınma komponentlerinin en önemlilerinden biri olan adhezyon, sürtünme elemanlarının temas yüzeylerinde yüksek mekanik gerilmeler sonucu mikrokaynak bölgelerinin oluşması esasına dayanır.

Yüzey pürüzlülüğü nedeniyle gerçek temas yüzeyi geometrik yüzeyin çok küçük

bir parçası olması nedeniyle mikro-temas bölgelerindeki mekanik gerilmeler büyük boyutlara ulaşır. Çoğu zaman malzemenin akma sınırını aşan bu gerilmeler, plastik deformasyona ve yüzeydeki oksit tabakasının parçalanması sonucu ana eleman ile karşı eleman arasında Van der Waals Kuvvetleri nedeniyle oluşan mikrosoğuk kaynaklaşmalara yol açarlar /57, 58/. Karşılıklı köprüler şeklindeki bu kaynaklaşmalar sistem içinde var olan kayma hareketleriyle kırılır ve hızlı bir malzeme kaybına yol açar /1, 56/. Aşırı yükleme veya yağlama yetersizliği dolayısıyla meydana gelen ve "yatak sarma" adı verilen olay adheziv aşınmaya iyi bir örnektir.

Adheziv bağın oluşumu yüzey sertliği tarafından etkilenir. Yüzey sertliği azaldıkça yük altındaki deformasyon artacak, yüzey film tabakası daha kolay hasar görecektir. Bu sonuç ise karşılıklı yüzeyler arasındaki adheziv bağın güçlenmesine yol açacaktır /58/.

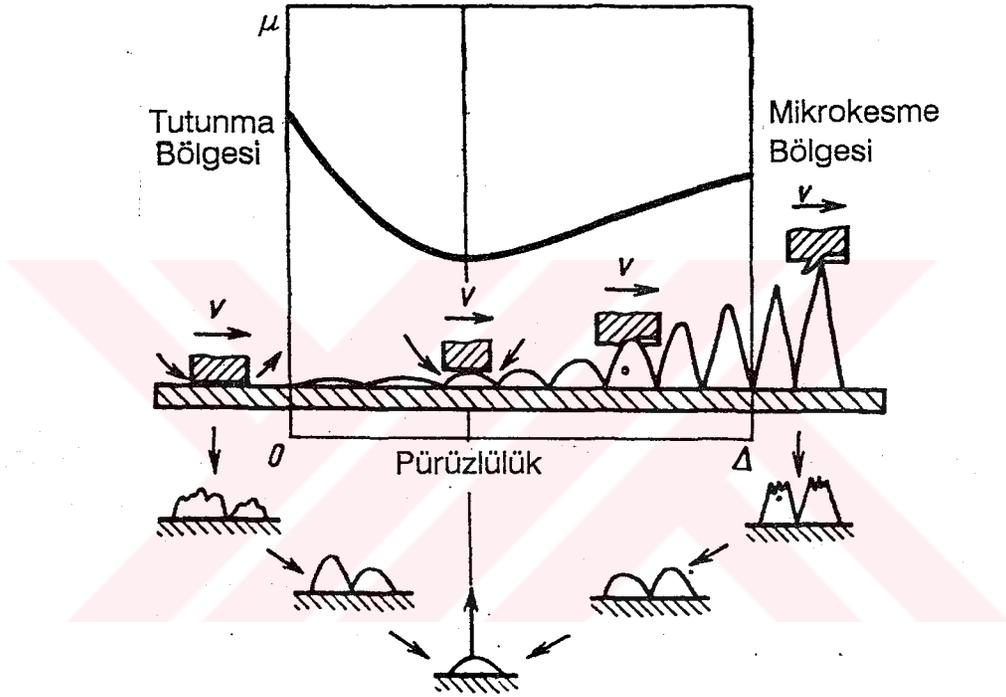
2.4.3.2. Abrasiv Aşınma

Sürtünme çiftlerinden daha sert olanının karşı sürtünme elemanı içerisine yüzey pürüzlülüğü mertebesinde girerek, izafi hareket esnasında çizmesi ve mikrotalaşlar kaldırması olayıdır. Aynı etkiler karşı sürtünme elemanı yerine, daha önce elemanlardan ayrılan aşınma partikülleri tarafından da yapılabilir. Bu bakımdan, çoğu zaman soğuk deformasyon sonucu sertleşmiş aşınma partikülleri uzaklaştırılmayan yada metalik veya seramik çevre tozlarından korunmayan teknik sistemlerde çok yüksek bir aşınma beklenmelidir. Abrasiv aşınma mekanizmasının diğer aşınma mekanizmalarından farkı kısa sürtünme süreçlerinde bile kendini gösterebilmesidir /1, 56, 58/.

Temas eden sürtünme yüzeylerinin sertlik ve elastisite modüllerinin farklılığı gibi, aynı sertlikte olsalar bile temas yüzeylerinin şekilleri arasındaki fark da (eğrilik

yarıçapı, açı v.s.) yüzey üzerinde mekanik yırtılmalara yol açar. Burada oluşan gerilmeler Hertz denklemleri ile çözülebilir /1/.

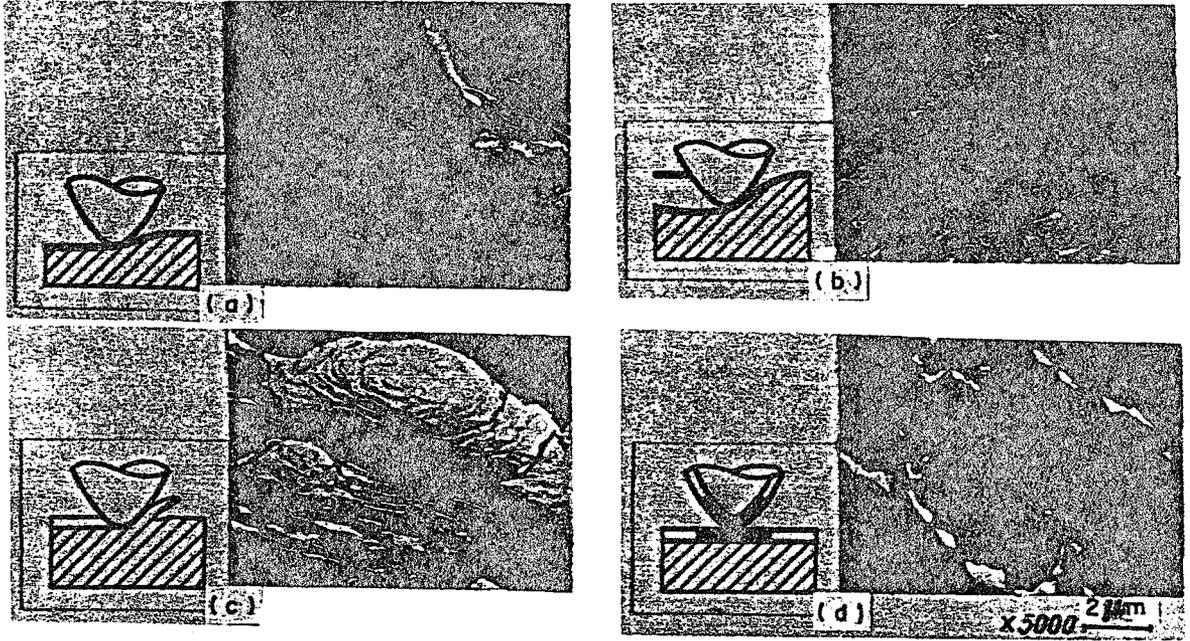
Şekil 2.19'da denge yüzey pürüzlülüğünün oluş mekanizması şematik olarak görülmektedir. Şeklin sol tarafında yüzey ince olduğu için sürtünme elemanları



Şekil 2.19. Denge yüzey pürüzlülüğünün şematik olarak oluş mekanizması /1/.

arasında adheziv bağ oluşması ihtimali daha fazladır. Şeklin sağ tarafına gidildikçe yüzey pürüzlülüğü, pürüz boyları ve sivrileşme artmaktadır. Bu bölgede olacak bir sürtünme olayında pürüz sivrilikleri biraz törpülenecek ve denge (alıştırma, rodaj) oluşacaktır. Eğrinin minimum değere ulaştığı sürtünme katsayısı (μ) değeri, denge yüzey pürüzlülüğüne karşılık gelmektedir /1/.

Abraziv aşınmanın neden olduğu hasar türleri Şekil 2.20'de gösterilmiştir.



Şekil 2.20. Abraziv aşınmanın neden olduğu yüzey hasar türleri: a) Elastik temas, b) Plastik Temas, c) Mikrokeseleme, d) Film yırtılması/1/.

5.3.3. Triboksidasyon (Reaksiyon Tabakası Aşınması)

Triboksidasyonla, sürtünme çiftlerinin temas yüzeylerinde tribolojik zorlanmalar sonucu oluşan reaksiyonlar kastedilir. Bu reaksiyonlar oksijenle sınırlı değildir. Kükürt, klor ve fosfor gibi elementlerin sürtünme aktivasyonu ile hızlandırılan reaksiyonları da triboksidasyon içinde incelenir. Triboksidasyon, abraziv aşınmanın ön plana geçmediği sürtünme şartlarında aşınma miktarlarını artıran en önemli komponenttir. Fakat birçok hallerde, çok zararlı olan adheziv aşınmaya, reaksiyon tabakası oluşturmak suretiyle engel olma yoluna gidilebilir /56/.

Özellikle kimyasal maddelerin bulunduğu ortamda çalışan makina elemanlarının yüzeyleri bu maddelerle reaksiyona girerek ince fakat sert bir oksit veya benzeri tabakanın oluşmasına neden olurlar. Yağlarda bulunan bazı maddeler nedeniyle de aynı sonuç ortaya çıkmaktadır. Değişken yüke maruz yüzeylerde bu sert tabaka kırılır ve sert parçacıklar düşerek aşınmayı meydana getirirler. Temiz kalan temas yüzeylerinde reaksiyonun bir sonucu olarak tekrar sert bir tabaka oluşur

ve olay bu şekilde devam eder.

2.4.3.4. Yüzey Bölgesi Yorulması

Bu aşınma tipi, esas itibariyle yüzey bölgesinin tekrarlı tribolojik yüklemeye maruz kalması sonucu ortaya çıkmaktadır. Tribolojik zorlanmalar mekanik gerilmeleri de beraberinde getirdiği için zamana veya yüzey bölgesine göre tekrarlı bir sürtünme olayı mikroçatlakların oluşmasına veya büyümesine, sonuçta aşınma partikülü olarak malzeme kopmasına yol açar. Bu özelliğinden dolayı yorulma aşınması, birçok aşınma prosesine katılan bir komponenttir /56/.

Uygulamada özellikle dişli çarkların çalışan evolvent yüzeyleri, bilyalı rulman yatakları veya kam mekanizması gibi yuvarlanma hareketi yapan parçaların yüzeylerinde, çok küçük çukurcukların (pitting) meydana gelmesi şeklinde ortaya çıkar.

2.4.3.5. Ablativ Aşınma

Sürtünme sırasında açığa çıkan ısı nedeniyle yüzey bölgesi sıcaklığının çok yükselmesi durumunda, sürtünme yüzey bölgesinden atom veya moleküllerin çevreye yayılması (tribosublimasyon) ve karşı sürtünme elemanı içine girmesi (difüzyon) şeklinde oluşan bir aşınma mekanizmasıdır. Özellikle uzay araçlarının sıcaklığa dayanıklı dış kaplamasında ve fren balatalarında görülen aşınma ablativ türdür /56/.

Aşınma mekanizmalarını bu şekilde ifade ettikten sonra, bu mekanizmaların

gerçekte genellikle karışık olarak ortaya çıktığını belirtmek gerekir. Bu durumda aşınma miktarı, ayrı ayrı aşınma mekanizmalarının bileşimi olmayıp, daha karmaşık yeni bir aşınma olayı olarak karşımıza çıkmaktadır.

Aşınma olayını etkileyen çok sayıdaki unsurlar ve bunların sürekli olarak değişimi, çoğu kez laboratuvar deneyleriyle elde edilen sonuçların, benzeri olan gerçek olaylara uygulanmasını imkansız kılar. Bu nedenle aşınma, makine mühendisliğinin sürekli üzerinde durulması gereken bir dalı olup, makine parçalarının hasarlarını konu alan araştırmaların yapılmasını gerektirmektedir.

2.4.4. Aşınma Mukavemetini Arttırmanın Genel Yöntemleri

Aşınmayı azaltma çalışmalarında, "sürtünme sistemini yağlama" esasına dayanan araştırmalar büyük bir öneme sahiptir. Ancak hidrodinamik yağlamanın mümkün olmadığı, yetersiz yağlamanın sözkonusu olduğu veya kullanma konforu ve temizlik açısından yağlamanın istenmediği durumlarda sürtünme ve aşınmayı azaltma çalışmaları, sürtünme elemanlarının aşınma mukavemetlerinin artırılması üzerinde yoğunlaşmaktadır. Bunun için yapılan araştırmaları genel olarak aşağıdaki gibi özetlemek mümkündür /56/.

- Aşınmaya dayanıklı malzemelerin geliştirilmesi,
- Sürtünme yüzeylerinin aşınmaya daha dayanıklı malzemelerle kaplanması,
- Sürtünme elemanlarının malzeme açısından (birbirlerine göre) doğru seçilmesi,
- Aşınma yüzey bölgesi ve temel malzemenin mekanik özelliklerinin ısı

işlemlerle iyileştirilmesi,

-Soğuk deformasyonla yüzey bölgesi özelliklerinin (sertlik, iç gerilme, kristal yönelmesi, yüzey pürüzlülüğü gibi) değiştirilmesi.

Bu çalışma grupları arasında kesin bir ayırım yapılamayacağı gibi, belirtilen bir yönde yapılan çalışmaların sonuçları başarılı bile olsalar, diğer yöndeki araştırmaların amaçlarıyla eşdeğer değildir; onların yerine konulamaz. Tam tersine, bir aşınma probleminin çözümünde, mevcut çeşitli araştırma yönlerinin sonuçlarını birleştiren uygun kombinasyonlara gitmek gerekir /56/.

Aşınma mukavemetinin artırılması için yapılacak araştırmalarda bu önemli tesbiti gözden uzak tutmamak gerekir. Söz konusu araştırmalardan biri olan aşınmaya dayanıklı malzeme geliştirmek amacıyla bu çalışmada yaşlandırılabilir bir Alüminyum alaşımı belirlenip, aşınmaya dayanıklılığı artırmak için matriks içerisinde sert ve yüksek sıcaklığa dayanıklı intermetalik faz oluşturarak, bu alaşıma yine aşınmaya dayanıklılığı arttırmak için sert ve yüksek sıcaklıklarda kararlı olan Al_2O_3 partikülleri ilave ederek "Metal Matriksli Seramik Partikül Takviyeli" malzemeler üretilmesi hedeflenmiştir. Bu malzemelerin mekanik özellikleriyle birlikte aşınma davranışı belirlenecektir.

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. SEÇİLEN DENEY MALZEMELERİ

3.1.1. Matriks Malzemesi

Bu çalışma çerçevesinde üretilmesi amaçlanan kompozitlerde matriks malzemesi olarak, elde edilecek kompozitin yüksek mukavemet değerleri sağlanması için "Yaşlandırılabilir bir Alüminyum Alaşımı"nın seçilmesi öngörülmüştür. Bu nedenle alüminyuma ilave edilecek alaşım elementlerinin, alaşımın yaşlandırılabilmesini sağlaması yanında, alaşım içerisinde sert ve yüksek sıcaklıklarda kararlı, kompleks intermetalik fazların üretilmesine de imkan vermesi, üretilen kompozitlerin kullanım alanlarını genişletecektir. Ayrıca, takviyelendirici ile matriks malzemesi arasında gerekli bağın oluşturulması ve takviyelendiricinin ergimiş alaşım tarafından ıslatılabilmesinin sağlanması, alaşım elementlerinden beklenen başka bir fonksiyondur. Bu özellikleri yerine getirebilecek şekilde belirlenecek Al alaşımından dolayı üretilen kompozitler "metal matriksli" olacaktır.

Kolay şekil verilebilme yanında yüksek mukavemet gerektiren yerlerde kullanımları yaygın olan /59, 60/ yaşlandırılabilir alüminyum alaşımlarında en temel alaşım elementi olarak bakırın kullanıldığı bilinmektedir. Üretmeyi amaçladığımız kompozit malzemeler için kullanılacak üretim tekniğine uygun olması açısından matriks malzemesinin "dökme Alüminyum alaşımı" olması gerekmektedir. Dökme alüminyum alaşımlarında en önemli alaşım elementi olarak Silisyum kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımlarında sünekliği aşırı derecede azaltmaksızın mukavemeti önemli ölçüde artıran Magnezyum /53/ üçüncü alaşım elementi olarak belirlenmiştir.

Söz konusu alaşım elementlerinin alüminyumla ve/veya kendi aralarında

yaptıkları intermetalik fazlar ve bu fazların bazı özellikleri Tablo 3.1'de verilmiştir.

Yukarıda sözü edilen özellikleri kazandırabilmeleri ve Tablo 3.1'de verilen intermetalik fazları oluşturabilmeleri nedeniyle matris malzemesini elde etmek için alüminyuma ilave edilecek alaşım elementleri Cu, Mg ve Si olarak belirlenmiştir.

Tablo 3.1. Al-Cu-Mg-Si alaşımlarında oluşabilen intermetalik fazlar ve bazı özellikleri (/52/'den sadeleştirilerek alınmıştır).

İntermetalik Fazlar	Kafes Yapısı	Kafes Parametresi (Å)			Ergime Sıcaklığı (°C)
		a	b	c	
CuAl_2	HM Tetragonal	6.066	-	4.874	590
Mg_2Al_3	YMK	28.16	-	-	450
Mg_2Si	YMK	6.351	-	-	1100
CuMgAl_2	YM Ortorombik	4.01	9.25	7.15	~950
CuMgAl	Hekzagonal	5.07	-	8.29	~475 (*)
CuMg_4Al_6	HMK	14.31	-	-	~520 (*)
$\text{Cu}_3\text{Mg}_6\text{Al}_7$	Kübik	12.08	-	-	~710 (*)
$\text{Cu}_6\text{Mg}_2\text{Al}_5$	Kübik	8.311	-	-	-
$\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Al}_5$	Hekzagonal	10.32	-	4.05	-
$\text{CuMg}_5\text{Si}_4\text{Al}_4$	HMK	12.63	-	-	-

(*) Peritektik ayrışma

Bu elementleri içeren matriks malzemesi için uygun yaşlandırılabilir alaşımın alaşım elementleri oranlarını, yaşlandırma sonucu elde edilecek sertlik değerleri esas alınarak belirleme yoluna gidilmiştir.

Bu nedenle önce bakır oranı, Al-Cu alaşımları içinde yaşlandırma ile özellik iyileştirmesine imkan verdiği için %4,5 olarak belirlenmiştir /59, 60/.

Alüminyum içerisinde maksimum katı çözünebilirliği %1.65 olan Si oranı, diğer alaşım elementleriyle yapacakları intermetalik fazlar da dikkate alınarak %1 ve %2 olarak seçilmiştir.

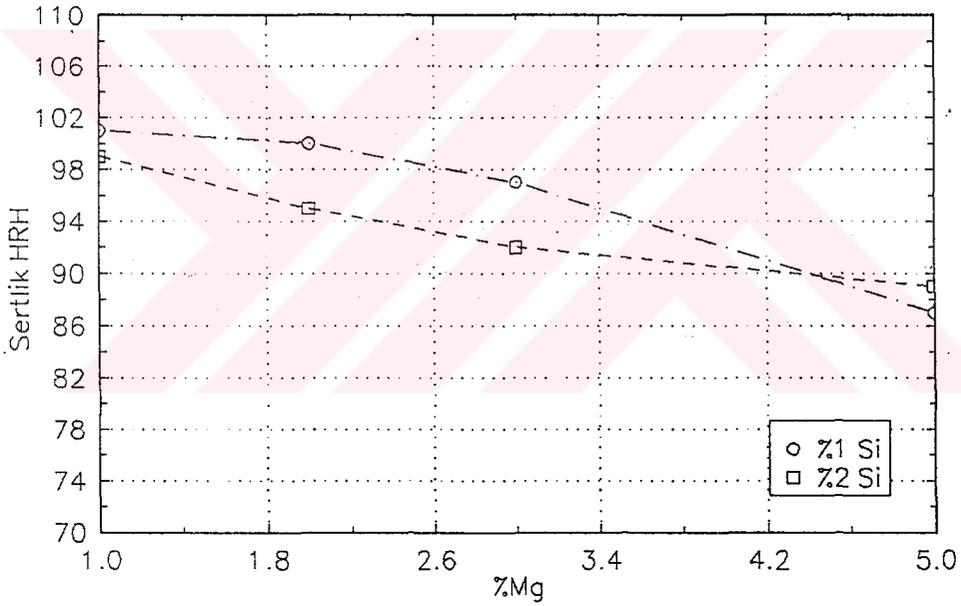
Magnezyum oranı, takviyelendiricinin ıslanabilirliğini artırması /23, 27, 61/ ve sıvı alaşımın yüzey gerilimini azaltması /62/ da göz önüne alınarak, alaşımın sertliği üzerindeki etkilerini görebilmek amacıyla %1 ile %6 arasında değiştirilmiştir.

Alaşımların elde edilmesinde kimyasal bileşimi Tablo 3.2'de verilen ticari saflıktaki ETİAL 7 (Etibank Seydişehir Alüminyum Fabrikaları'nda üretilen) alüminyum kullanılmıştır. Belirlenen kompozisyonlardaki alaşımlar elektrik direnç fırınında grafit potalarda ergitilip, azot gazı ile gaz giderme işlemi yapıldıktan sonra 400° C sıcaklığındaki silindirik kalıba dökülmüşlerdir.

Tablo 3.2. Alüminyum alaşımlarının üretilmesinde kullanılan alüminyumun kimyasal kompozisyonu.

Alaşım Elementi	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Cr
%	0.01	0.004	0.2	0.35	0.08	0.01	0.02	0.01	0.01	0.01	0.01

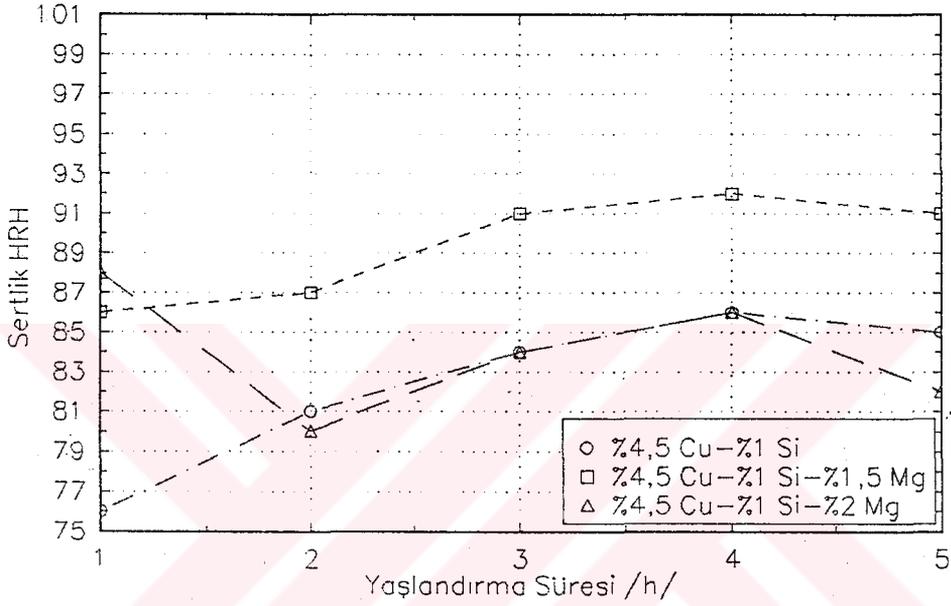
Elde edilen alaşımlar, yapıda bulunabilecek konsantrasyon farklılıklarını gidermek amacıyla $490\pm 10^\circ\text{C}$ 'da 18 saat difüzyon tavlamasına tabi tutulmuşlardır. Daha sonra $490\pm 10^\circ\text{C}$ 'da 18 saat Katı Çözeltiye Alma işlemi sonunda alaşımlar buzlu suda hızlı soğutulmuşlardır. $170\pm 2^\circ\text{C}$ 'da 4 saat yaşlandırılan alaşımların sertlikleri (söz konusu alaşımlar, iç yapı itibariyle mikroyapılı kompozit malzeme olarak nitelendirilebileceği için sertlik ölçümlerinde HRC ve HV ölçümleri yerine HRH skalasında) ölçülmüştür. Alaşımların Mg oranına göre sertlik değerleri Şekil 3.1'de görülmektedir. %1 Si içeren alaşımların sertlikleri daha yüksek olduğu için, alaşımın Si oranı %1 olarak belirlenmiştir.



Şekil 3.1. Al-%4,5 Cu-Mg-Si alaşımlarının yaşlandırma sonundaki sertlik değerleri.

Yine bu grafikte %1 Mg içeren alaşımlar en yüksek sertliğe sahip olmakla birlikte, %2 Mg'lu alaşımların sertlikleri de bunların sertliğine yakındır. Bu nedenle uygun Mg oranını belirlemek amacıyla %1; %1,5 ve %2 Mg içeren Al-%4,5 Cu-%1 Si-Mg alaşım grubu üretilerek aynı şartlarda difüzyon tavlaması ve Katı Çözeltiye

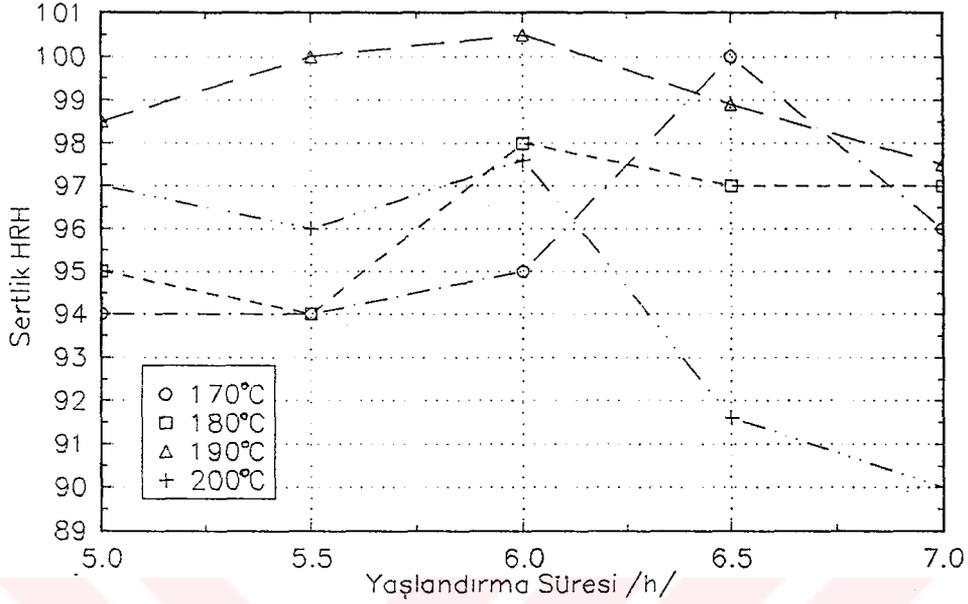
Alma işleme tabi tutulmuşlardır. Aynı alaşımlar 170° C'da farklı sürelerde yaşlandırılmışlardır. Yaşlandırma süresine bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi Şekil 3.2'de verilmiştir. Bu alaşımlardan %1,5 Mg içeren alaşım en yüksek sertliğe sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 3.2. Al-Cu-Mg-Si alaşımlarının Yaşlandırma süresine bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi.

Yaşlandırma işlemi sonucu en yüksek sertliği veren Al - %4,5 Cu - %1,5 Mg - %1 Si alaşımı, matriks malzemesi olarak belirlenmiştir. Ön deneylerle belirlenen bu alaşım için ayrıca uygun yaşlandırma şartlarını belirlemek amacıyla farklı süre ve sıcaklıklıklarda yaşlandırma yapılmıştır. Elde edilen sertlik değerleri Şekil 3.3'de görülmektedir. Söz konusu alaşım için optimum yaşlandırma sonuçları 190° C'da 6 saat tutularak elde edilebileceği (Şekil 3.3'den) görülmektedir.

Ancak esas itibariyle çalışmamızda "Al-alaşımı/(Al₂O₃)_p" kompozitlerinin üretilmesi ve özellik değişimlerinin tesbiti amaçlandığından, Mg gibi reaktif alaşım



Şekil 3.3. Al - %4,5 Cu - %1,5 Mg -%1 Si alaşımının yaşlandırma süresi ve sıcaklığına bağlı olarak sertlik değişimi.

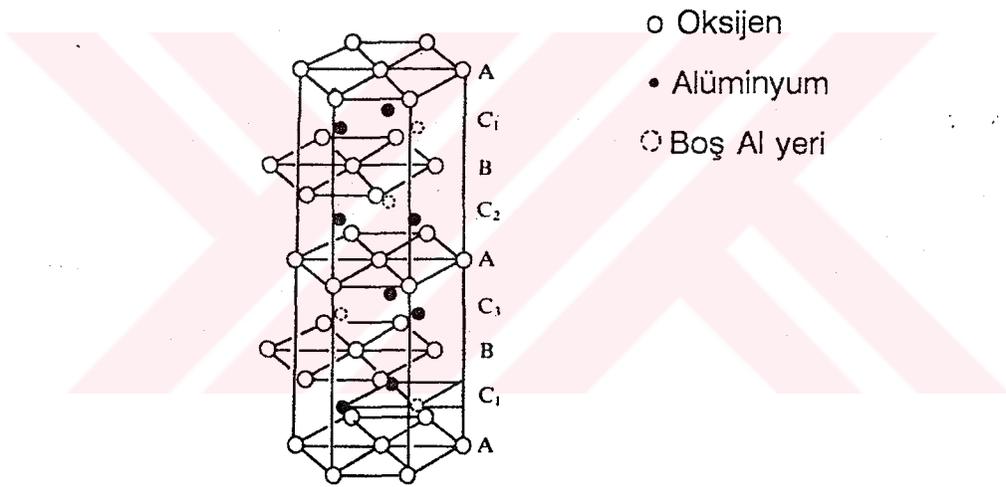
elementleri ilavesinin /23/, partiküllerin ergitilmiş alaşıma katılmadan önce ön ısıtma işlemine tabi tutulması gibi iyi etkisinin olduğu /27/ ve Mg ilavesiyle hacimce yaklaşık %5'e kadar kaplanmamış alümina ve grafit partiküllerinin ergitilmiş alaşımın içine alınmasını mümkün kıldığı /61/, sıvı alaşıma %3 Mg ilavesinin karbon ve grafitin ıslanabilirliğini arttırdığı /61, 62/ bilinmektedir. Bu bilgiler de gözönüne alınarak benzer etkilerin Al_2O_3 için de sözkonusu olacağı düşüncesinden hareketle, matriks alaşımının Mg oranı %3 olarak yeniden belirlenmiştir.

3.1.2. Takviyelendirici

Alüminyum alaşımlarına Al_2O_3 , SiC ve SiO_2 gibi sert seramik partiküllerinin ilave edilmesiyle sertlik, aşınma ve abrazyon dirençlerinde iyileşme sağlandığı /7, 8, 9, 10/ bilinmektedir.

Ergime sıcaklığı 2015°C olan ve hekzagonal sıkı düzen kristal yapısına sahip Al_2O_3 (Şekil 3.4), kolay kayma düzlemlerine sahip olmadığı için deformasyona dayanıklıdır ve yüksek sıcaklıklarda da kararlılığını korur. Ayrıca, alüminyumun ısıl genişmesini ağırlıkça her %1 Al_2O_3 ilavesiyle 0,0105 azalttığı /53/ da belirlenmiştir.

Düşük sıcaklıklarda bir kaç şekilde (α , γ , β) bulunan alümina (Al_2O_3), $750 \pm 1200^{\circ}\text{C}$ arasında $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 'e dönüşür ve bu formunu korur. Yüksek sertlik ile karakterize edilen ve korund veya korundum adı da verilen $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, kovalent ve iyonik bağlara



Şekil 3.4. $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 'ün hekzagonal sıkı düzen kristal yapısı. A ve B tabakaları oksijen atomlarından meydana gelirken, C_1 , C_2 , C_3 tabakaları alüminyumdan oluşmaktadır. C tabakalarının sadece üçte ikisi doludur.

sahiptir. Teorik yoğunluğu $3,9 \text{ g/cm}^3$ olan alüminanın ısıl genişleme katsayısı ise $7,5 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$ 'dir.

Bir çok endüstriyel alanda yaygın olarak kullanılan alümina, son yıllarda

kompozit malzemelerde partikül, whisker ve fiber şeklinde takviyelendirici olarak da kullanılmaktadır.

Çalışmalarımızda, Etibank Seydişehir Alüminyum Fabrikaları'nda yan ürün olarak elde edilen ve atomik absorpsiyon analiz sonuçları Tablo 3.3'de verilen Al_2O_3 partikülleri, söz konusu iyi özellikleri kazandırabilmek için, takviyelendirici olarak seçilmiştir.

Tablo 3.3. Seydişehir alüminasının atomik absorpsiyon analizi ^{*)}.

Element	Ti	Mg	Na	Fe	Ca	K
%	0,09	0,003	0,15	0,033	0,002	0,044

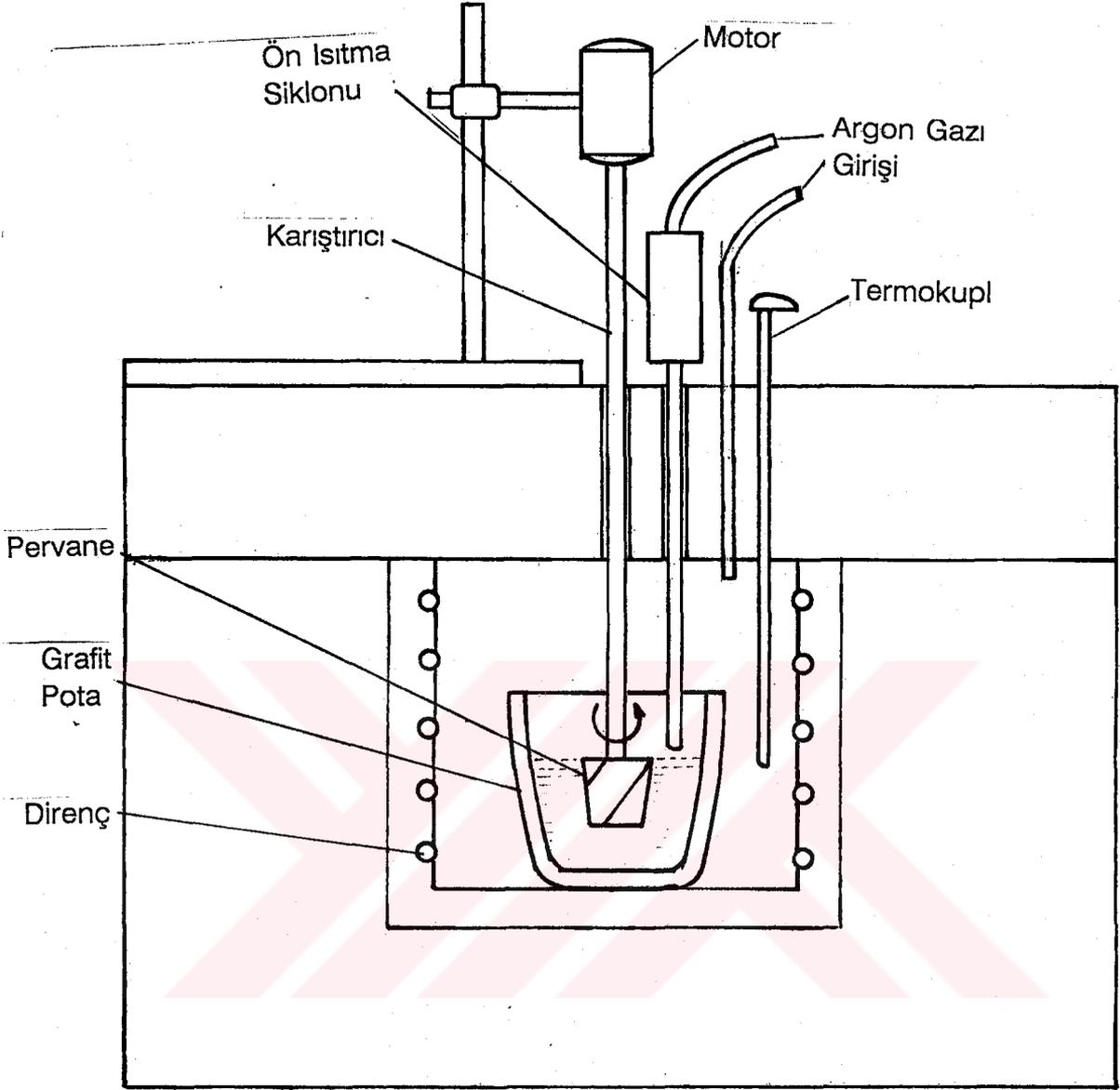
^{*)}Değerler Metal Oksit değerleridir.

3.2. DENEY KOMPOZİTLERİNİN ÜRETİLMESİ

Çalışmalarda kullanılacak kompozitlerde alaşım elementlerinin oranları belirlenen matris malzemesi alaşımın üretilmesi için ETİAL 7 külçe alüminyum, elektrik direnç fırınında 750° C'da grafit pota içerisinde ergitildi. %4,5 oranında elektrolitik bakır ve %1 oranında ticari saflıktaki silisyum küçük parçalar halinde ergiyiğe katıldı. Bu alaşım elementlerinin ergiyebilmesi için bir süre fırın içerisinde bekletildi. Sıvı alüminyuma katılması problem olan magnezyum ise parçalar halinde hazırlanıp %3 oranında sıvı alaşıma ilave edildi. Alaşım elementlerinin homojen olarak ve tamamen karışabilmesi için 2 saat fırında tutulup mekanik olarak karıştırıldı. Sıvı alaşıma azot gazı gönderilerek gaz giderme işlemi yapıldıktan sonra çelik kalıba dökülerek "Master Alaşım" elde edildi.

Metal matrisli kompozit malzeme üretiminde takviyelendirici olarak kullandığımız α - Al_2O_3 formundaki partiküller, değişik boyut grupları elde etmek üzere farklı boyutlara sahip eleklerden geçirilmiştir. Dağılımları Şekil 3.5+3.9'da verilen ve beş ayrı "Ortalama Partikül Boyutu"na sahip Al_2O_3 grubu elde edilmiştir. Bünyelerinde bulunabilecek nemi uzaklaştırmak için Al_2O_3 partikülleri, 500° C'da 8 saat kurutulmuştur.

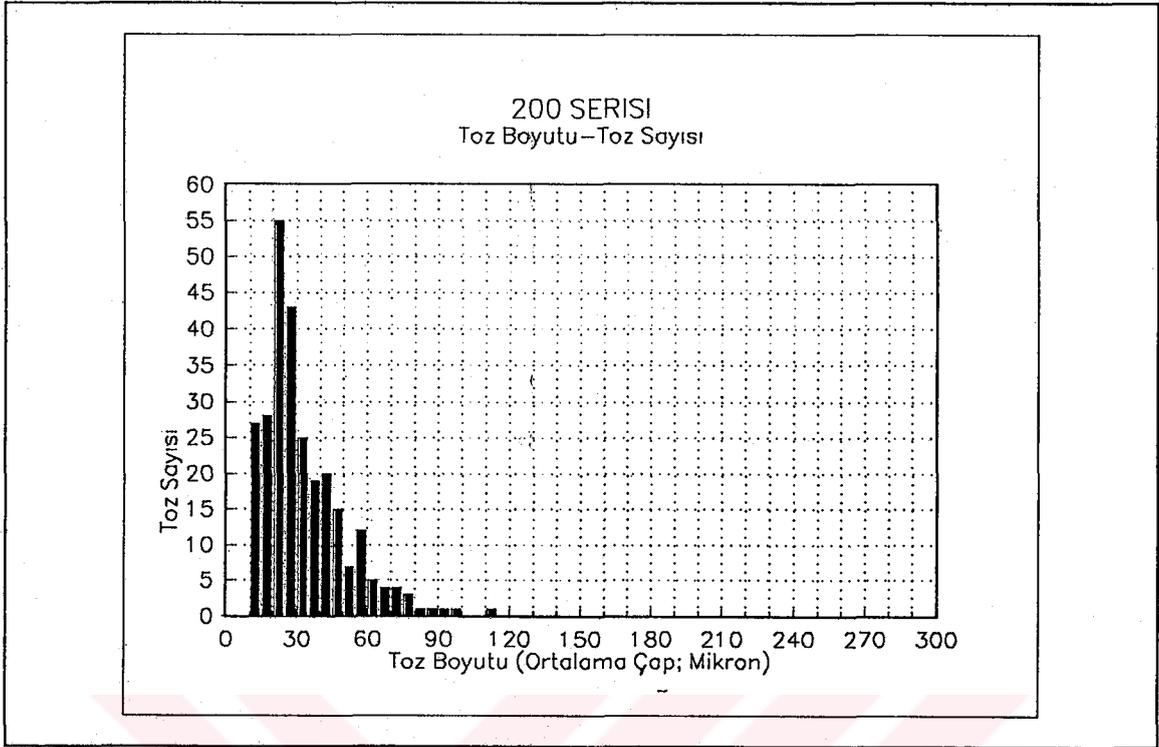
Al-alaşımı/ $(Al_2O_3)_p$ kompozitlerinin üretilmesi için Şekil 3.10'da şematik olarak görülen dikey fırın, kurutucu ve karıştırıcıdan oluşan bir düzenek imal edilmiştir. Dikey fırın 4,4 kW gücünde ve maksimum çalışma sıcaklığı 1000° C olup, üretim sırasında içerisine argon gazı gönderilebilmektedir. Al_2O_3 partiküllerini, Al alaşımına ilave etmeden önce ön ısıtma yapabilmek için Şekil 3.11'deki düzenek imal edilmiştir. Bu düzende, elektrik direnciyle ısıtılan siklonun sıcaklığı bir termokupl tarafından ölçülmektedir. Bu termokupl siklonun dışında olduğu için siklonun iç sıcaklığı, içine konulan başka bir termokupl yardımıyla önceden kalibre edilmiştir. Elde edilen kalibrasyon eğrisi (Şekil 3.12) yardımıyla, kompozit üretimi



Şekil 3.10. Kompozit üretimi için imal edilen dikey fırın düzeneği.

sırasında siklon sıcaklığını, sadece siklon ile izolasyon maddesi arasına yerleştirilen termokupla ölçmek yeterli olmuştur.

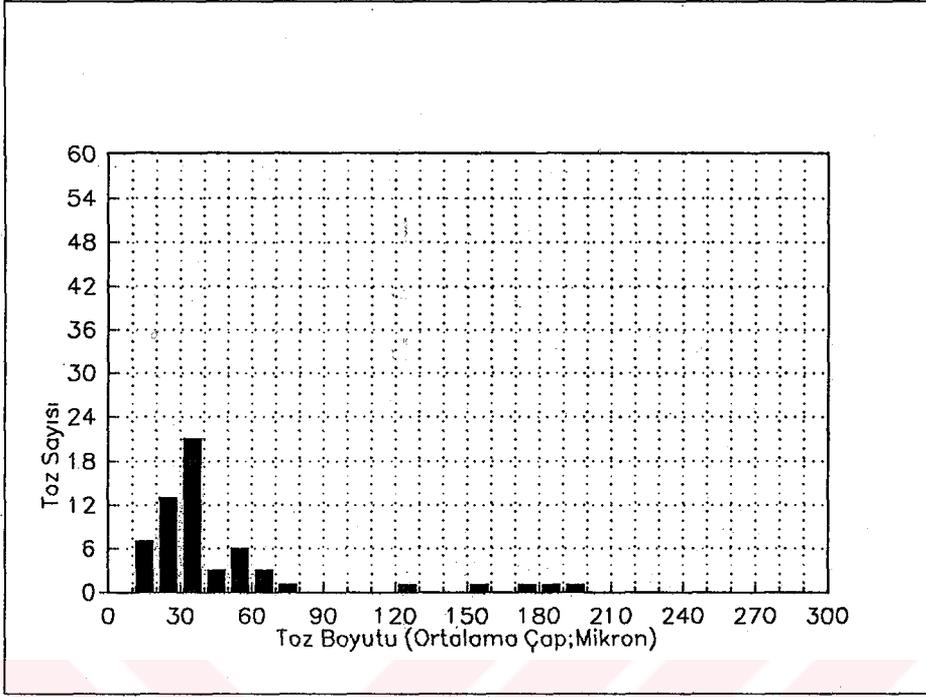
Kompozitlerin üretilmesi sırasında partiküllerin Al alaşımına karıştırılabilmesi için, devir sayısı ayarlanabilen bir elektrik motoruyla tahrik edilen bir mekanik karıştırıcı kullanılmıştır.



Şekil 3.5. 200 Serisi kompozitler için Al_2O_3 Partikül Boyutu-Partikül Sayısı diyagramı. Ortalama Partikül Boyutu: $24,3 \mu m$

Al-alaşımı/ $(Al_2O_3)_p$ kompozitleri, için yarı katı-sıvı faz bölgesine kadar ısıtılan alaşıma partiküllerin bir karıştırıcı yardımıyla ilave edilmesi esasına göre üretilmiştir. Bu işlemde, kompozitlerin üretimi için önceden hazırlanan master alaşım, $\pm 5^\circ C$ hassasiyetle sıcaklığı kontrol edilebilen dikey fırında argon gazı atmosferinde yarı katı-sıvı faz bölgesine, yani $700+750^\circ C$ 'a kadar ısıtıldı ve uygun bir süre bekletildi.

Belirlenen orandaki (ağırlıkça) Al_2O_3 partikülleri Al alaşımına ilave edilmeden önce ön ısıtma siklonunda 2 saat ısıtılıp, düşük basınçlı argon gazı ile yarı katı-sıvı fazdaki alaşımın yüzeyine gönderildi. Alaşım, aynı anda 50 d/dak hızla dönen karıştırıcıyla karıştırılarak partiküllerin alaşım tarafından ıslatılması ve mümkün olduğu kadar homojen dağıtılması sağlanmıştır. Karıştırma işlemi belirli aralıklarda tekrarlanırken fırın sıcaklığı da kademeli olarak $850^\circ C$ 'a çıkarılmıştır. Al alaşımına ilave edilen Al_2O_3 partikül oranı arttıkça alaşımın viskozitesinin de

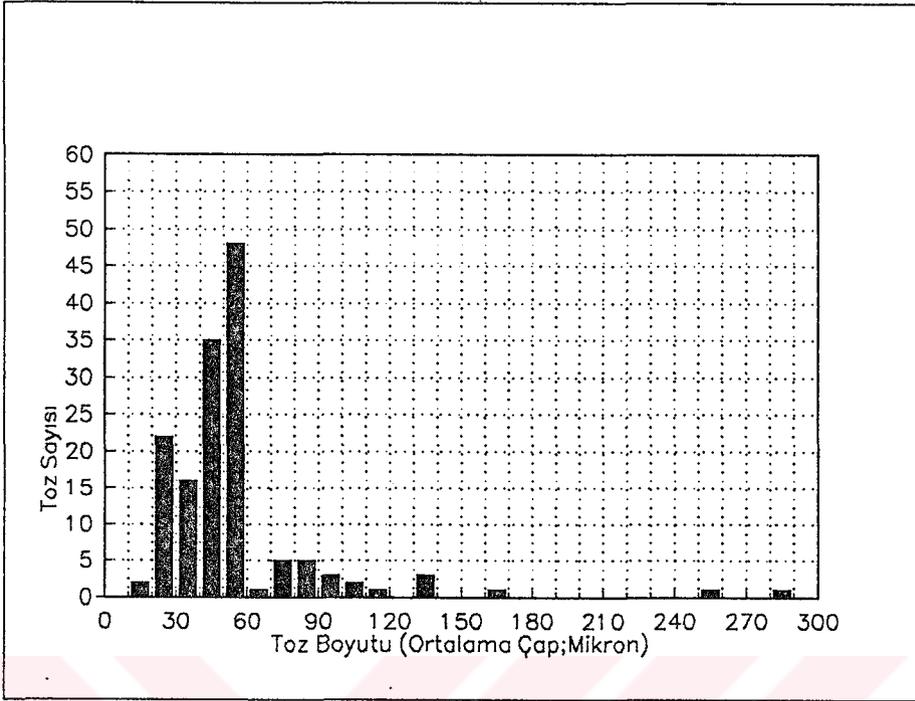


Şekil 3.6. 400 Serisi kompozitler için Al_2O_3 Partikül Boyutu-Partikül Sayısı diyagramı. Ortalama Partikül Boyutu: $41,4 \mu m$

artmasından dolayı, yüksek Al_2O_3 oranlarında tam ıslanmanın ve karışmanın gerçekleşebilmesi için fırın sıcaklığı $900^\circ C$ 'a kadar yükseltilmiştir.

Tamamen ergiyen ve içerisine Al_2O_3 partikülleri karıştırılan alaşıma, döküm işleminden hemen önce azot gazı gönderilerek, sıvı alaşım içerisinde bulunması muhtemel gazlar giderilmeye çalışılmıştır.

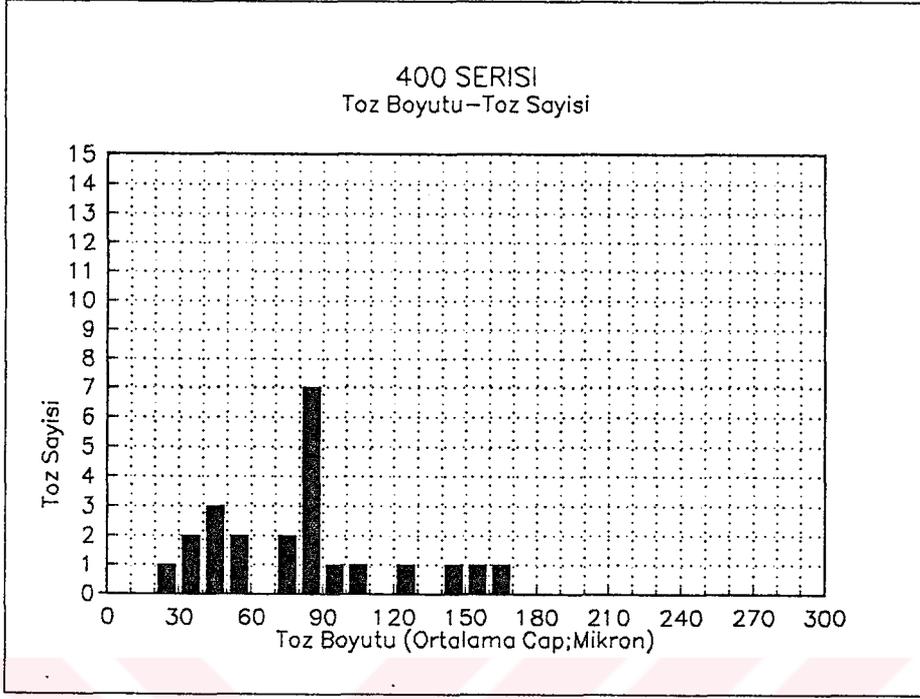
Bu işlemler yapıldıktan sonra sıvı haldeki malzeme, $400^\circ C$ 'da ısıtılmış ve döküm esnasında nisbeten hızlı katılaşmadan dolayı oluşabilecek çatlakları önlemek amacıyla yavaş soğumayı sağlamak için izole edilmiş olan silindirik kalıba dökülmüştür. Üretilen kompozitler soğuduktan sonra kalıptan çıkarılarak, içerdikleri Al_2O_3 partikül boyutu ve oranlarına göre Tablo 3.3'de verilen kod numaralarıyla markalanmışlardır.



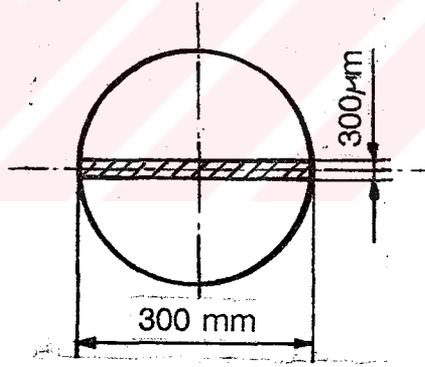
Şekil 3.7. 600 Serisi kompozitler için Al_2O_3 Partikül Boyutu-Partikül Sayısı diyagramı. Ortalama Partikül Boyutu: $59,38 \mu m$

Daha sonra üretilen kompozit malzemelerin Al_2O_3 miktarlarını belirlemek için hazırlanan nünunelerin yüzeyleri kademeli olarak parlatılmıştır. Nünuneler, okülerinde 10^{-3} mm hassasiyetli ayarlanabilir ölçü bölüntülerine sahip 200 büyötmeli mikroskopta, X ve Y yönlerinde 10^{-2} mm ilerleme hassasiyetli şaryoya yerleştirilerek, Şekil 3.13'de şematik olarak görölen alan taranmıştır. Taranan alan içerisinde kalan partiköllerden değirmi şekilli olanlar yaklaşık alana sahip daireler, söbü şekilli partiköller ise yaklaşık alana sahip dikdörtgenler gibi değeriendirilmiştir (Şekil 3.14).

Bu taramadan elde edilen Al_2O_3 alanları, taranan alanlara oranlanarak üretimler sonunda elde edilen $\%Al_2O_3$ miktarları belirlenmiştir. Kompozitlerin üretilmesi esnasında planlanan $\%Al_2O_3$ miktarları ile üretim sonunda elde edilen kompozit malzeme nünunelerinin kesitlerinden belirlenen $\%Al_2O_3$ miktarları, ortalama partiköl boyutuna göre Şekil 3.15'de görölmektedir.



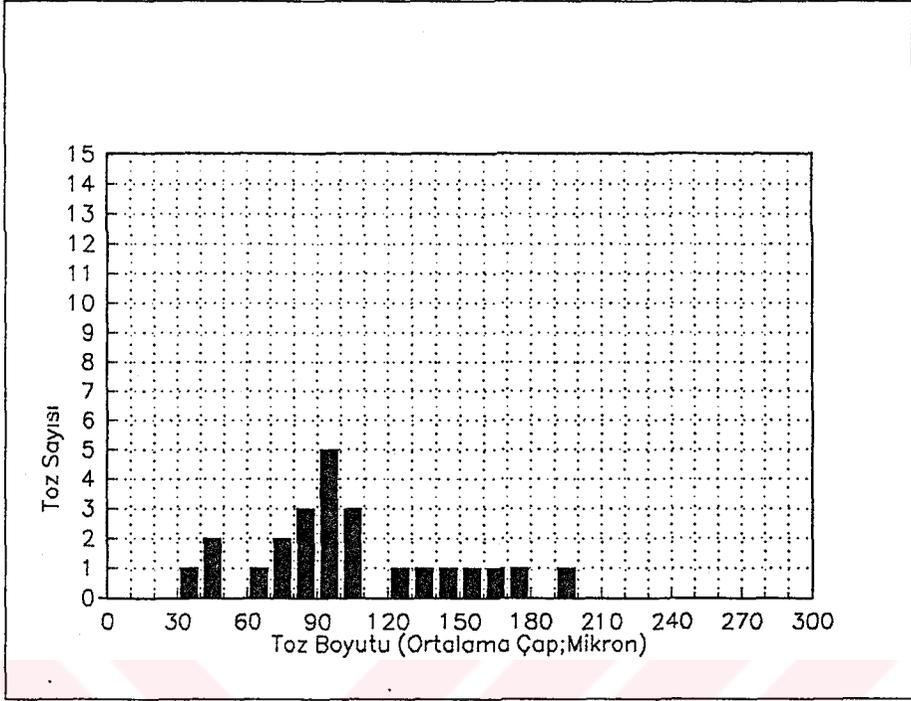
Şekil 3.8. 800 Serisi kompozitler için Al_2O_3 Partikül Boyutu-Partikül Sayısı diyagramı. Ortalama Partikül Boyutu: $76,5 \mu m$



Şekil 3.13. Al_2O_3 partikül alanlarının nümune yüzeylerinde tarama bölgesi.

3.3. Uygulanan Yaşlandırma İşlemi

Üretilen kompozitlerin matriks malzemesi, yaşlandırılabilir bir Al alaşımı olduğu için bunlar önce iç yapılarında bulunabilecek konsantrasyon farklılıklarını gidermek amacıyla $490^{\circ}C$ 'da 18 saat difüzyon tavlamasına tabi tutulmuşlardır. Kompozitler 30

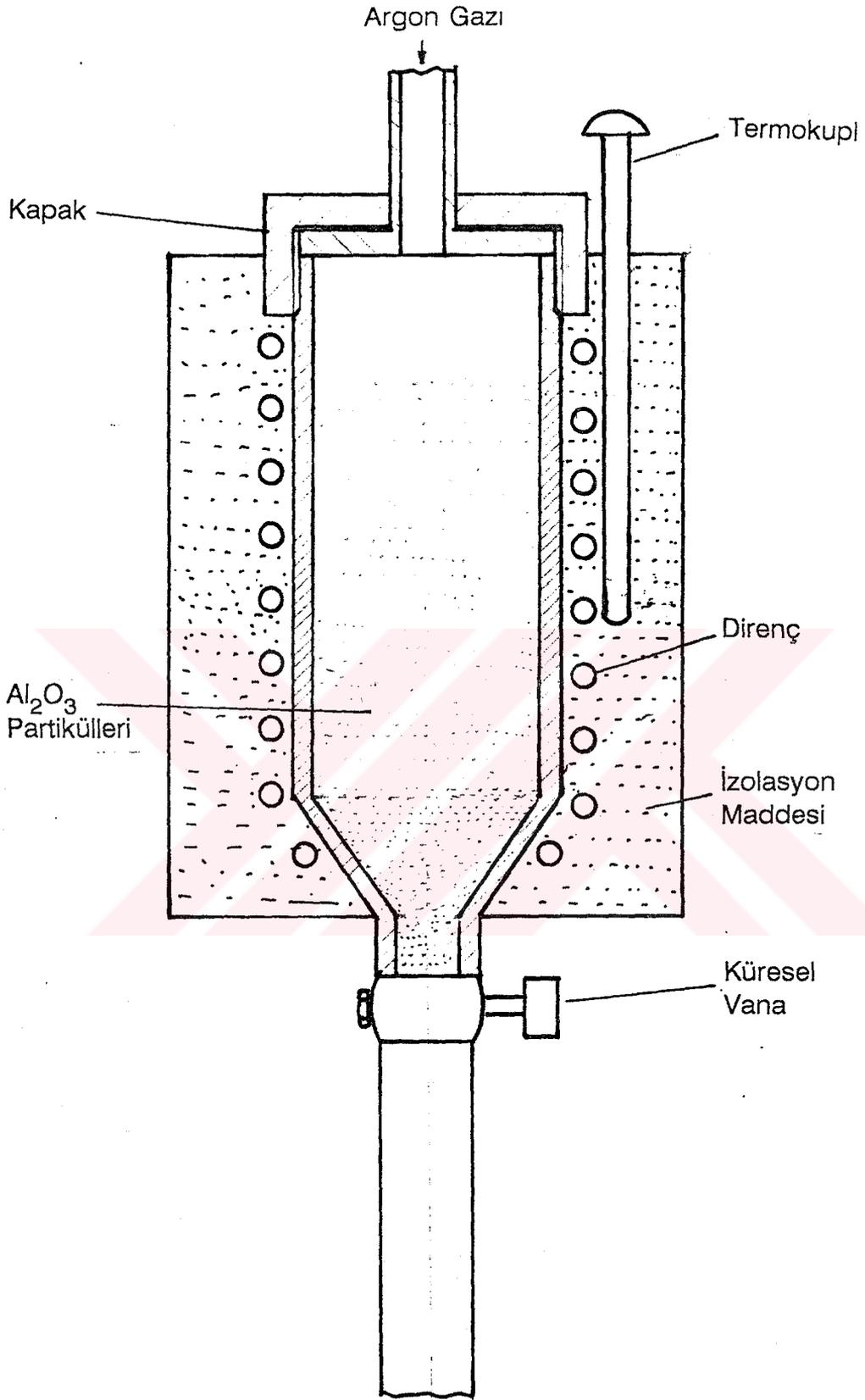


Şekil 3.9. 1000 Serisi kompozitler için Al_2O_3 Partikül Boyutu-Partikül Sayısı diyagramı. Ortalama Partikül Boyutu: $108,3 \mu m$

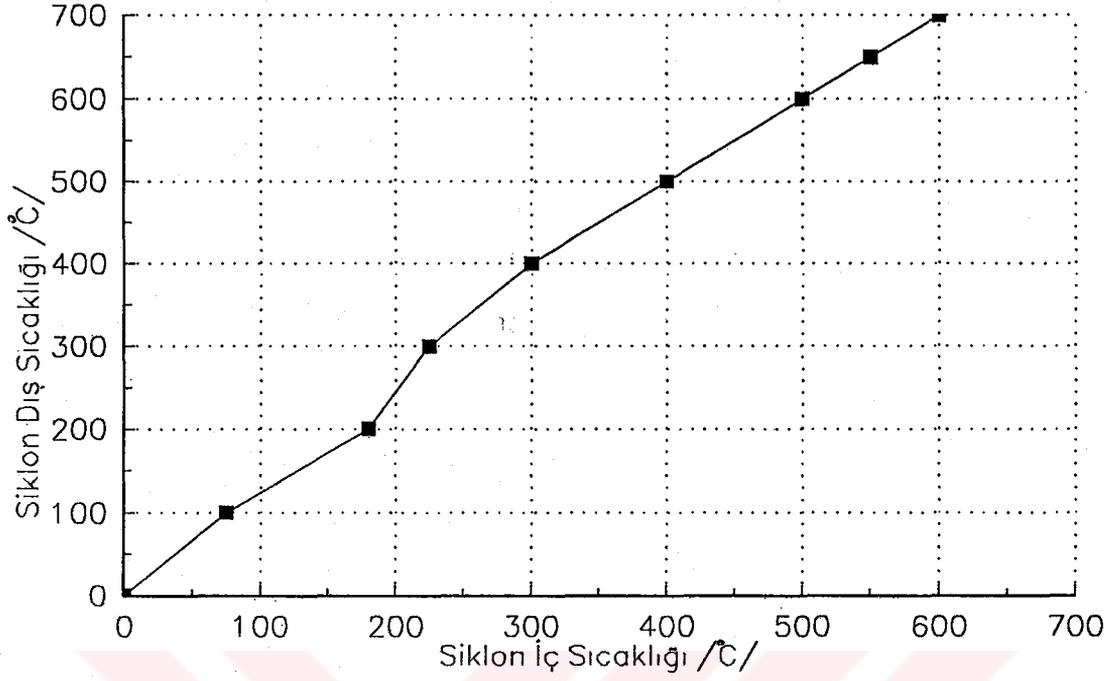


Şekil 3.14. Çeşitli şekillerdeki partiküller için eşdeğer daire ve dikdörtgen yaklaşımları /59/.

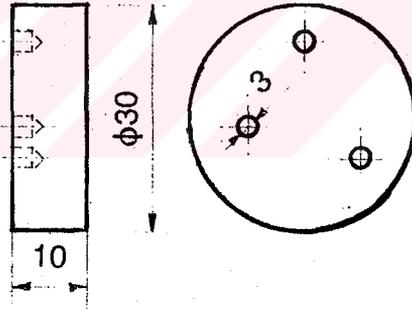
mm çapa tornalanıp 10 mm genişliğinde kesilerek deney nünuneleri elde edilmiştir (Şekil 3.16). Al_2O_3 partikül boyutu ve miktarına göre numaralanan bu nünuneler, $490^\circ C$ 'da 18 saat katı çözeltiliye alma işlemine tabi tutulup, aşırı doymuş katı çözeltili içerisinde çözünen bileşenlerin oda sıcaklığında da kalmasını sağlamak için buzlu suya atılarak hızlı soğutma sağlanmıştır.



Şekil 3.11. Ön ısıtma siklonu.

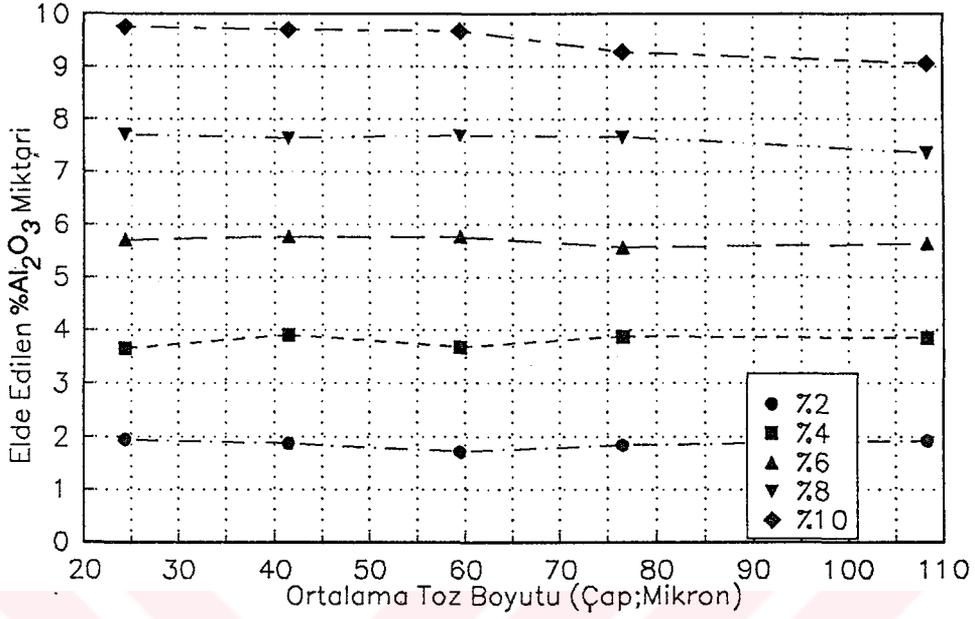


Şekil 3.12. Ön ısıtma siklonu iç sıcaklık kalibrasyon eğrisi.



Şekil 3.16. Üretilen kompozit malzemelerden hazırlanan deney nümuneleri.

Çökeltme sertleşmesinin son safhası olan yaşlandırma işleminde nümuneler, laboratuvarımızda imal edilen $+2^{\circ}\text{C}$ hassasiyetli fırında, 190°C 'da 6 saat tutulmuştur. Bu işlemden sonra nümuneler buzdolabında saklanarak uzun sürebilecek diğer deneyleri yapmak üzere tabii yaşlanmadan korunmaları sağlanmıştır.



Şekil 3.15. Üretilen kompozit malzemelerde Ortalama Partikül Boyutuna bağlı olarak Elde Edilen %Al₂O₃ Oranları.

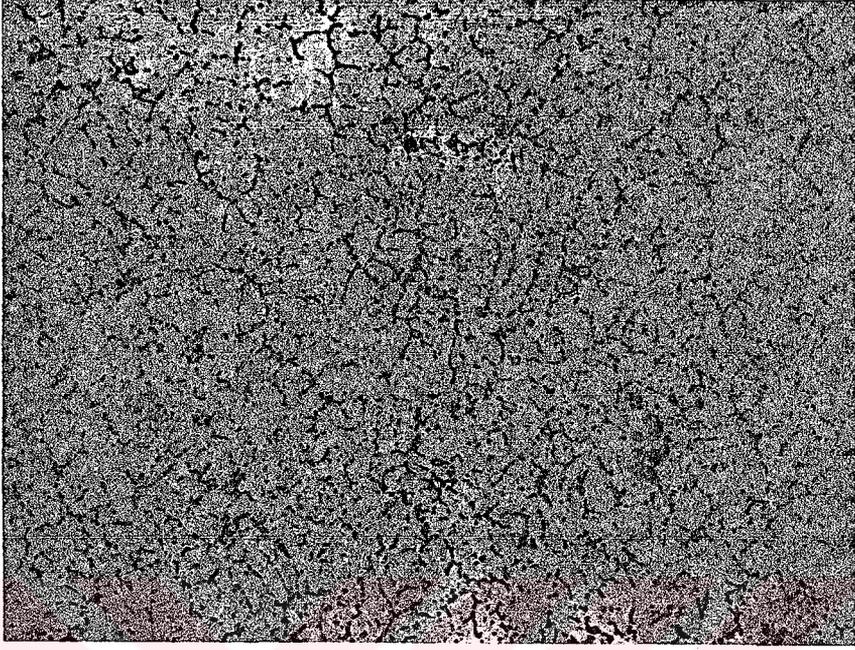
3.4. İç Yapı Muayeneleri

Üretilen kompozit malzeme nünuneleri, optik mikroskopta incelenmek üzere kademeli olarak SiC su zımparalarında, alümina pastalı keçelerde ve son safhada elmas pastalı keçede parlatılmıştır. Nümune yüzeyleri %15'lik KOH ile dağlanıp, alkolle temizlenmiştir..

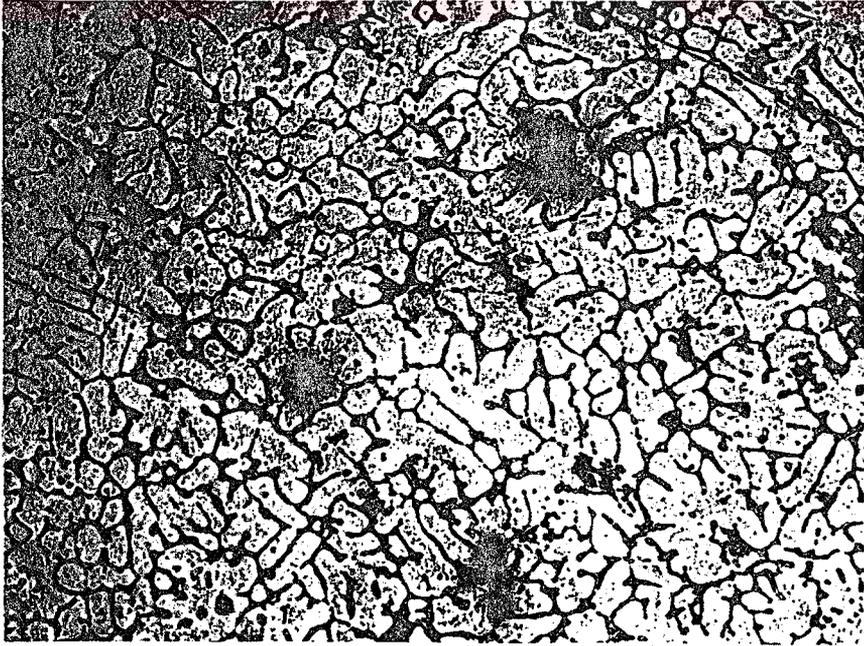
Matriks alaşımı ve farklı Al₂O₃ partikül boyutu ile miktarlarına sahip kompozitlerin mikroyapı fotoğrafları Şekil 3.17+3.42'de görülmektedir.

Tablo 3.4. Üretilen kompozit malzemelerin kod numaraları, ortalama partikül boyutu ve %Al₂O₃ partikül oranları.

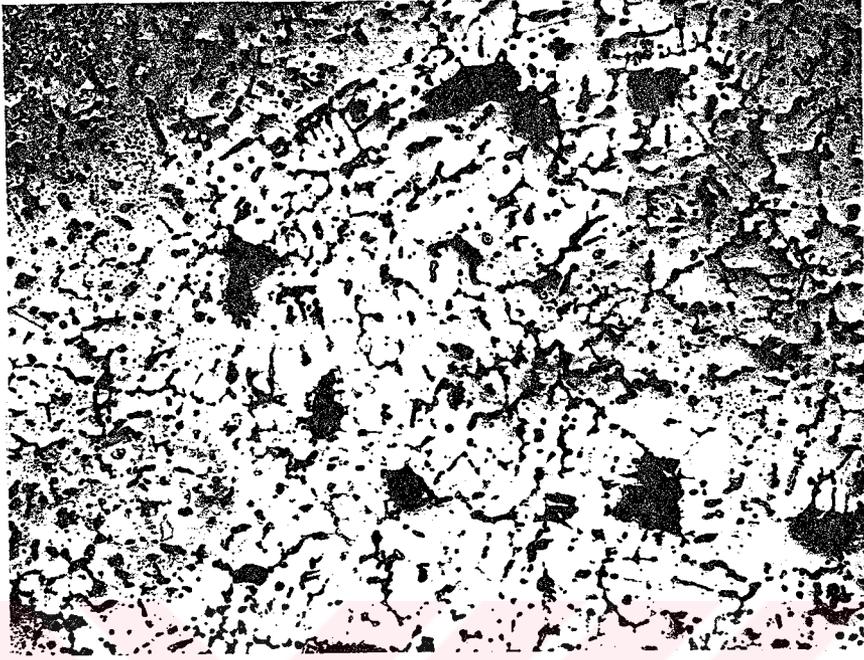
Kompozit Malzemenin Kod Numarası	Ortalama Partikül Boyutu (μm)	%Al ₂ O ₃ Partikül Oranı (Ağırlıkça)
100	-	0 (Matriks Alaşımı)
220	24.3	2
240	24.3	4
260	24.3	6
280	24.3	8
2100	24.3	10
420	41.4	2
440	41.4	4
460	41.4	6
480	41.4	8
4100	41.4	10
620	59.38	2
640	59.38	4
660	59.38	6
680	59.38	8
6100	59.38	10
820	76.5	2
840	76.5	4
860	76.5	6
880	76.5	8
8810	76.5	10
1002	108.3	2
1004	108.3	4
1006	108.3	6
1008	108.3	8
10010	108.3	10



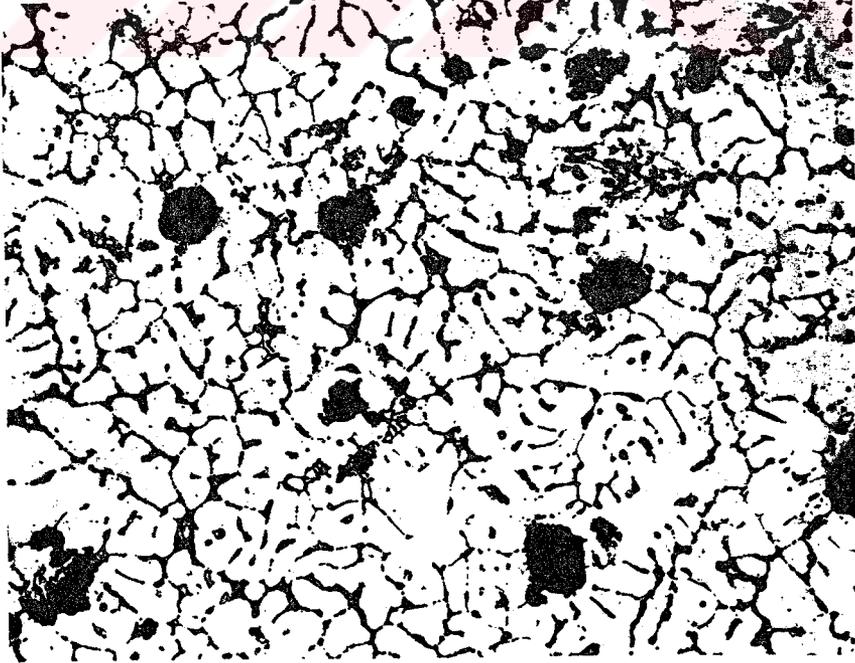
Şekil 3.17. Master alaşımının mikroyapı fotoğrafı (X75).



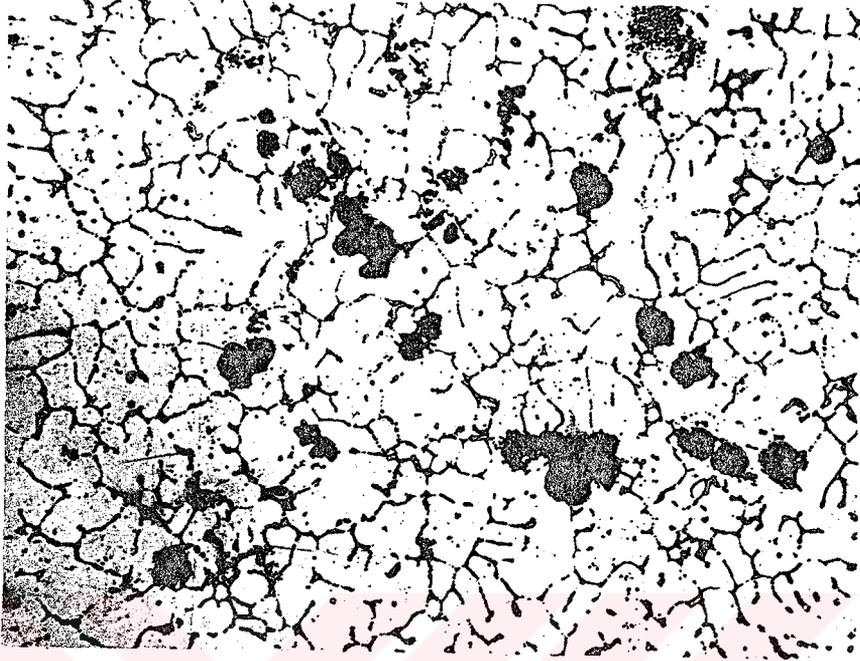
Şekil 3.18. Al alaşımı/ 25 μm , % 2 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



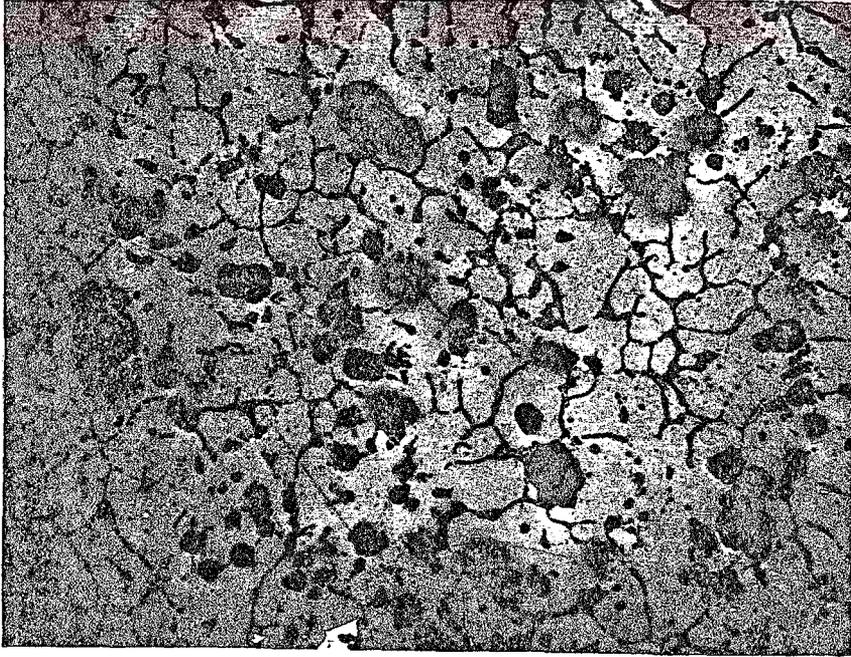
Şekil 3.19. Al alaşımı/25 μm , % 4 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



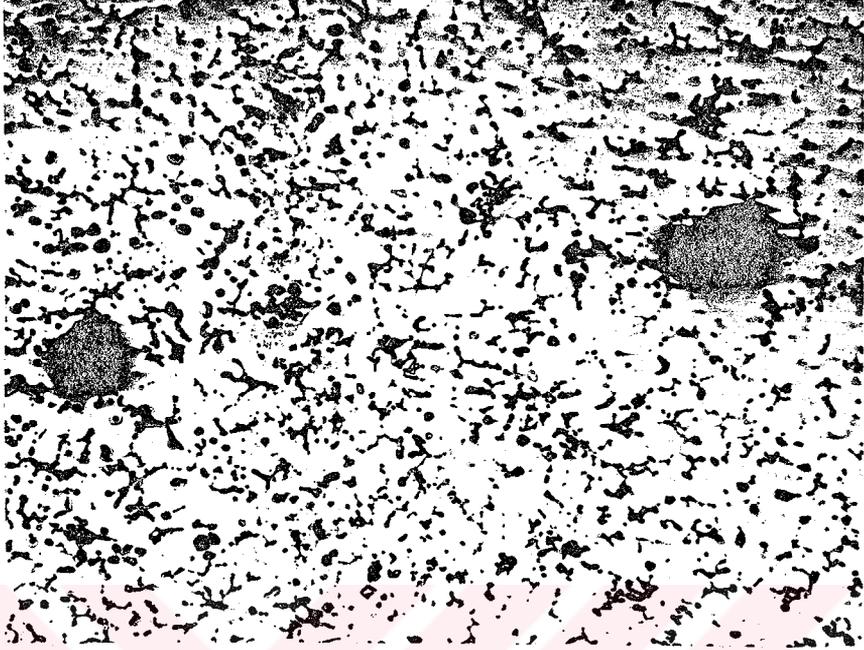
Şekil 3.20. Al alaşımı/ 25 μm , % 6 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



Şekil 3.21. Al alaşımı/ 25 μm , % 8 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



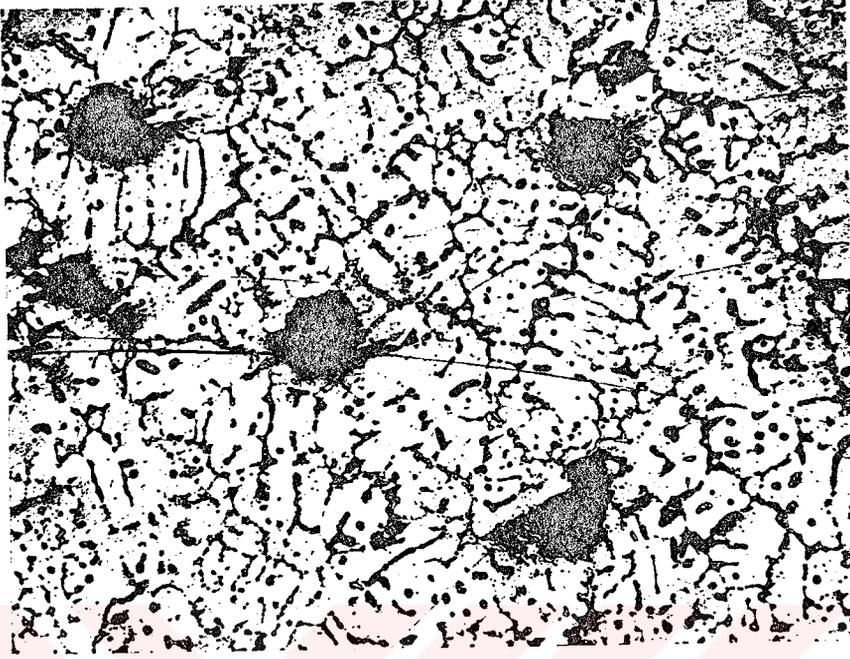
Şekil 3.22. Al alaşımı/ 25 μm , % 10 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



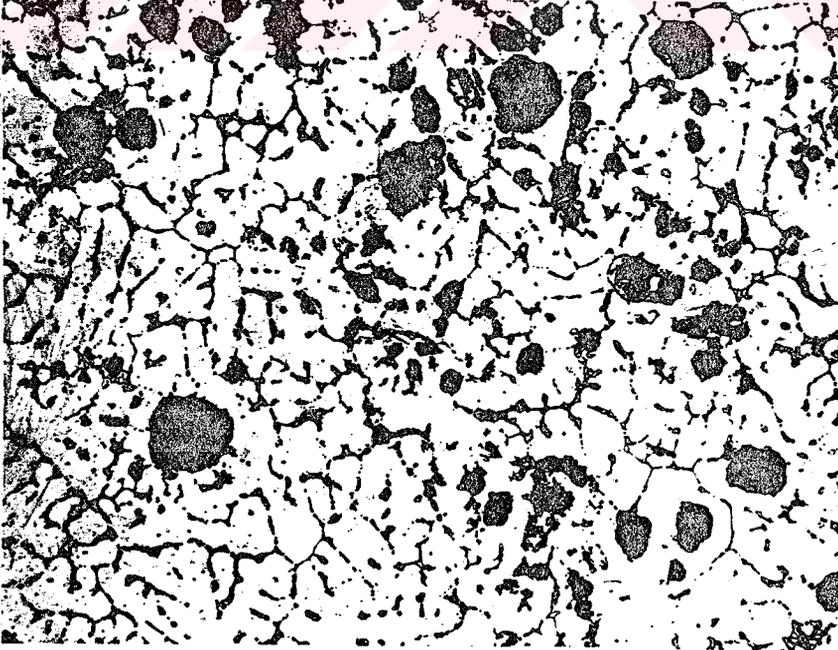
Şekil 3.23. Al alaşımı/ 40 μm, % 2 Al₂O₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



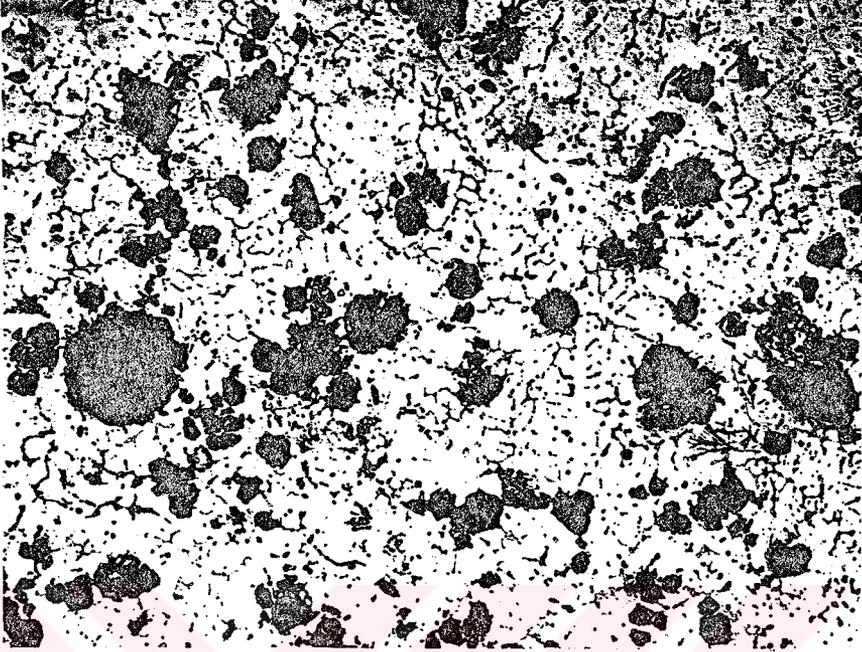
Şekil 3.24. Al alaşımı/ 40 μm, % 4 Al₂O₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



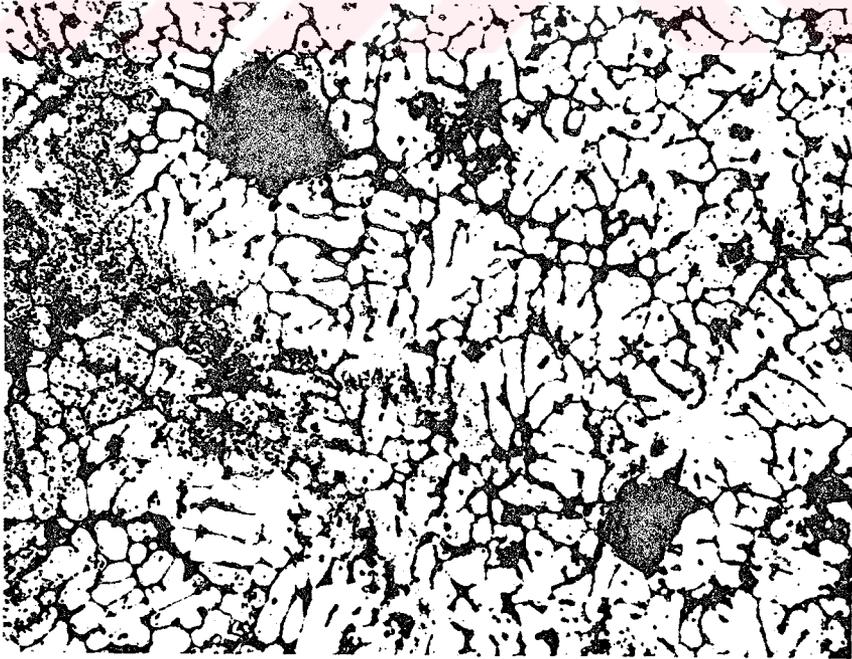
Şekil 3.25. Al alaşımı/ 40 μm , % 6 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



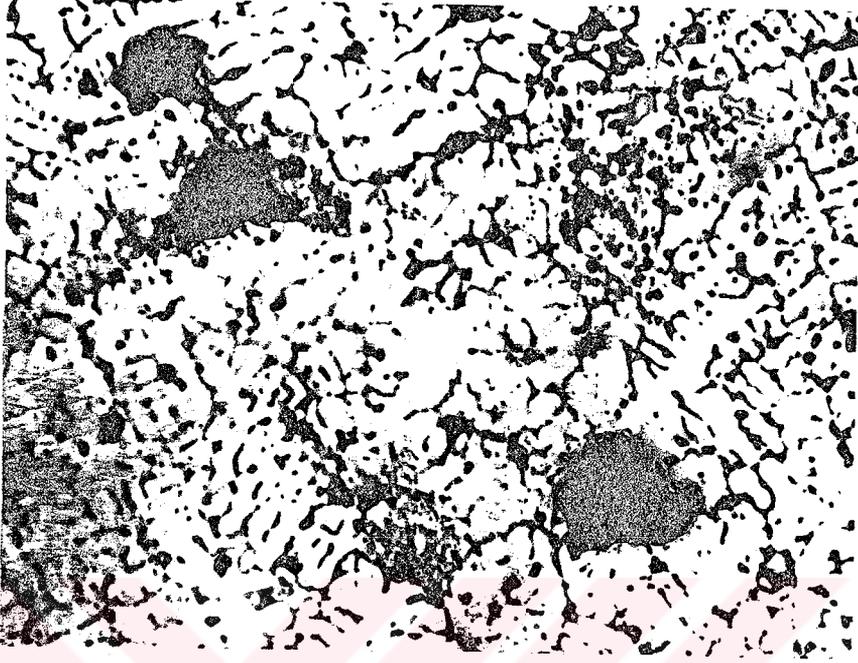
Şekil 3.26. Al alaşımı/ 40 μm , % 8 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



Şekil 3.27. Al alaşımı/ 40 μm , % 10 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



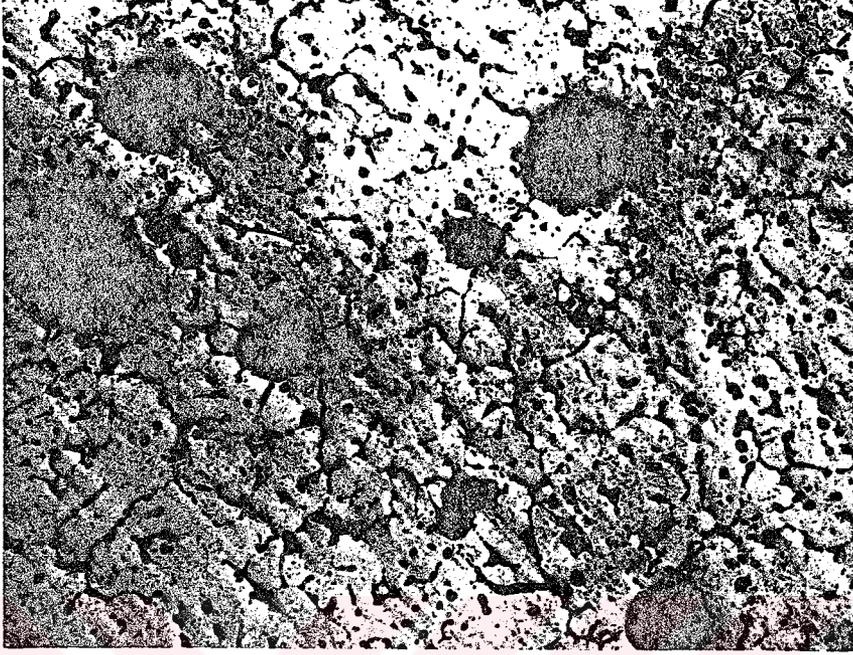
Şekil 3.28. Al alaşımı/ 60 μm , % 2 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



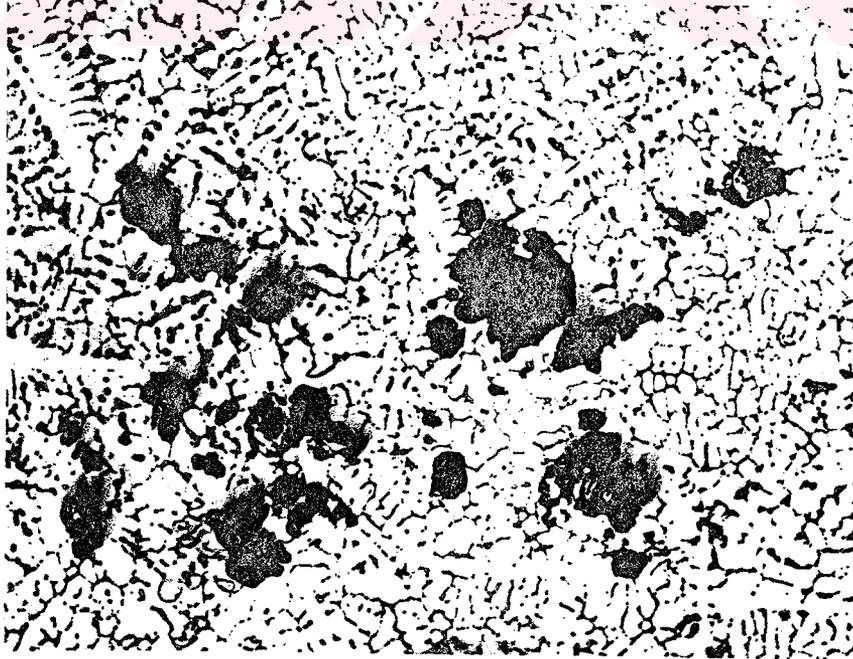
Şekil 3.29. Al alaşımı/ 60 μm , % 4 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



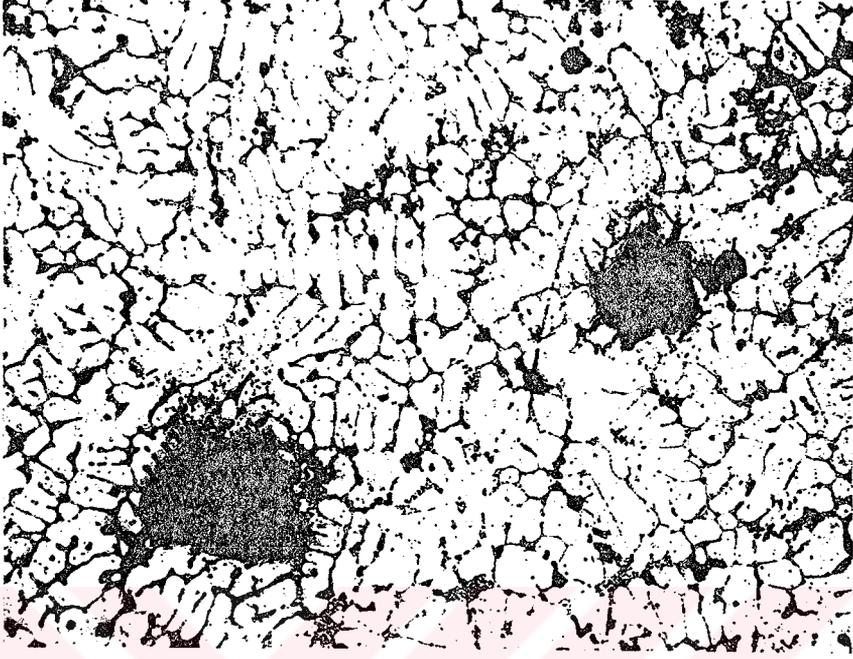
Şekil 3.30. Al alaşımı/ 60 μm , % 6 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



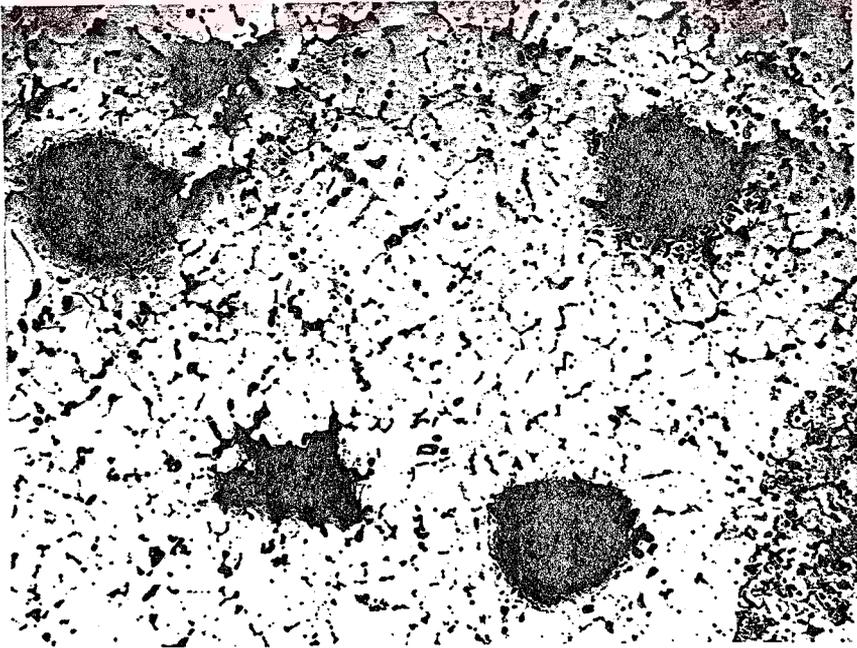
Şekil 3.31. Al alaşımı/ 60 μm , % 8 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



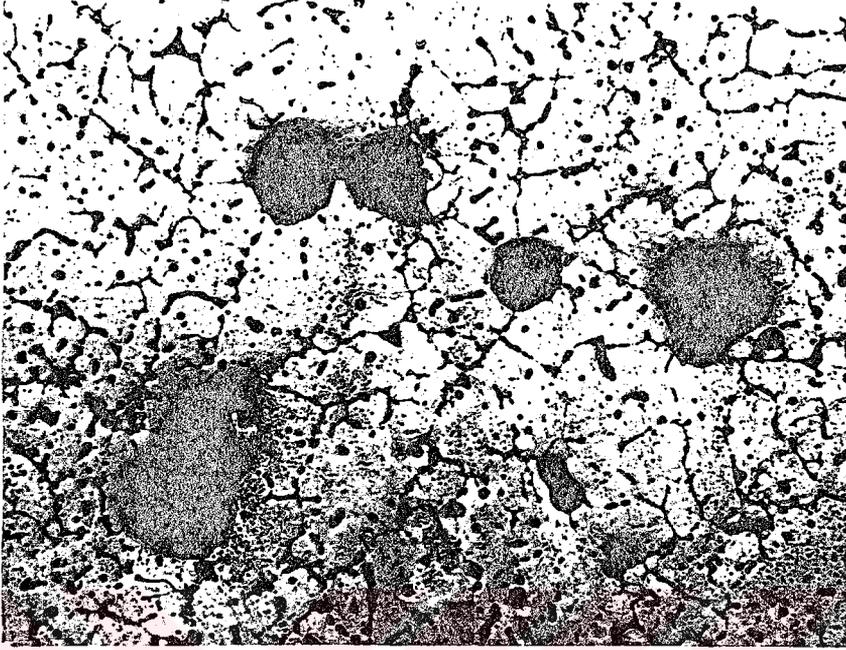
Şekil 3.32. Al alaşımı/ 60 μm , % 10 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



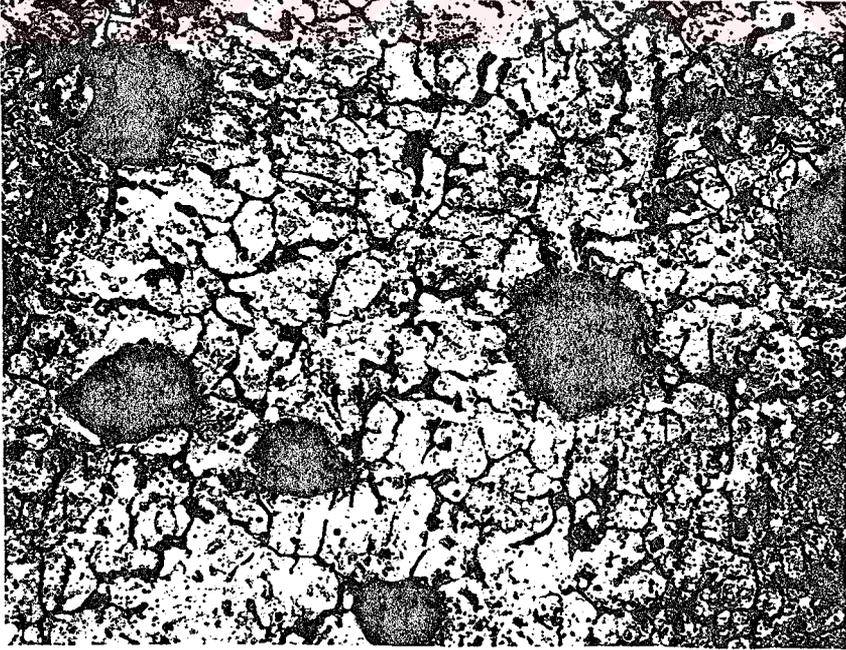
Şekil 3.33. Al alaşımı/ 80 μm , % 2 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



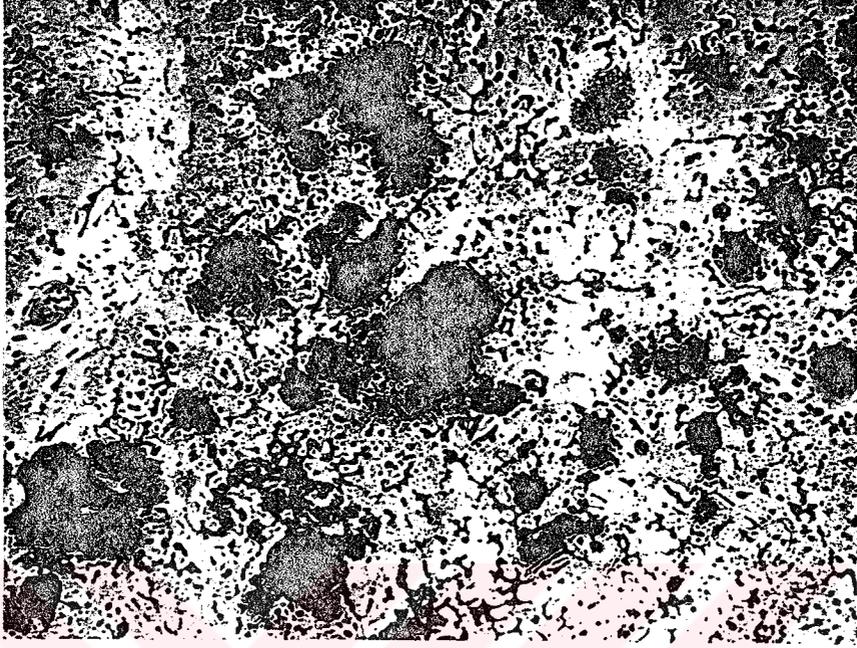
Şekil 3.34. Al alaşımı/ 80 μm , % 4 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



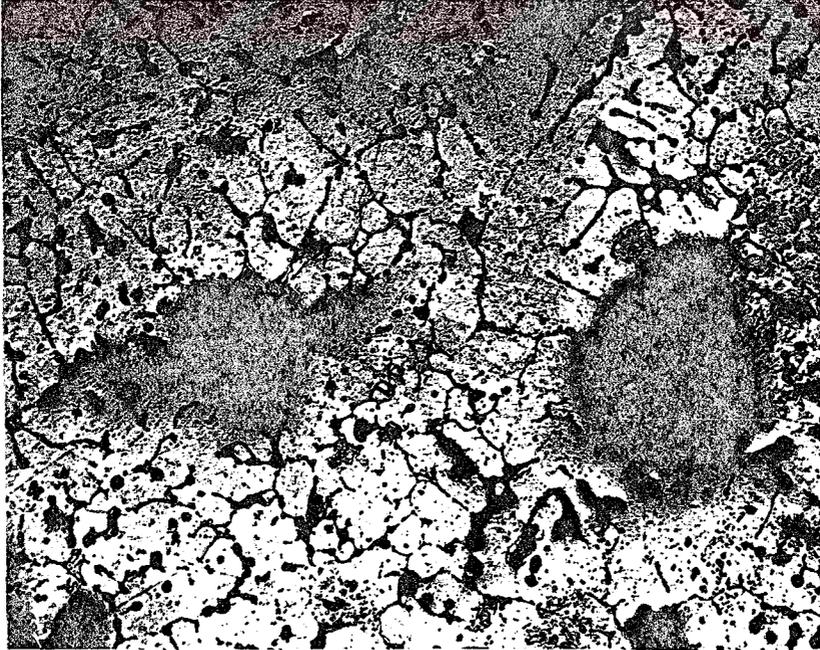
Şekil 3.35. Al alaşımı/ 80 μm , % 6 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



Şekil 3.36. Al alaşımı/ 80 μm , % 8 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



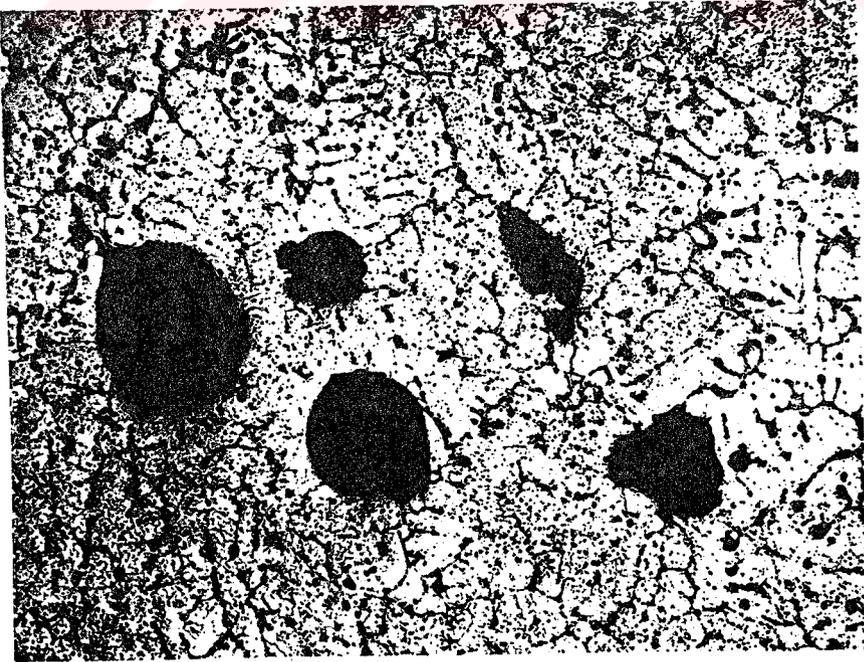
Şekil 3.37. Al alaşımı/ 80 μm , % 10 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



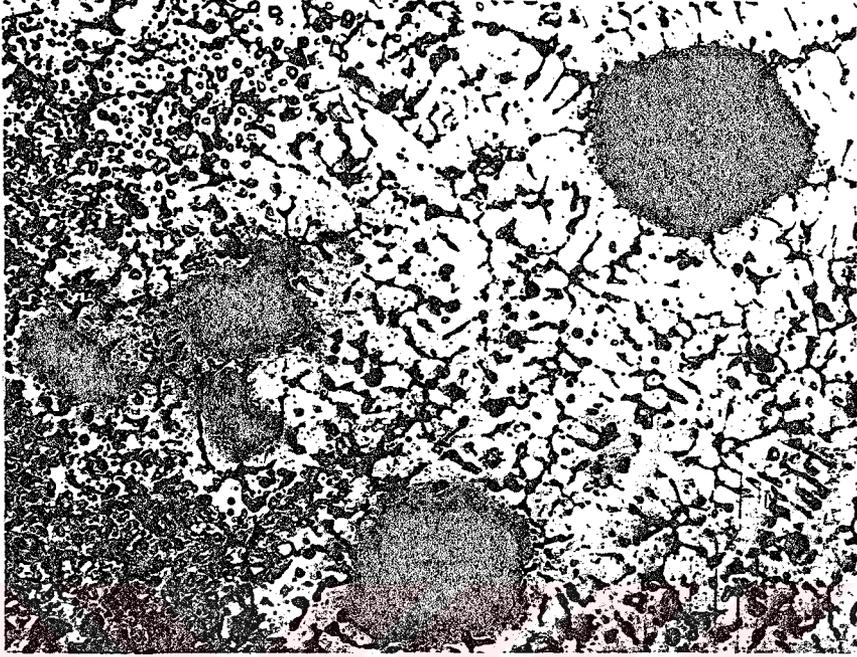
Şekil 3.38. Al alaşımı/ 100 μm , % 2 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



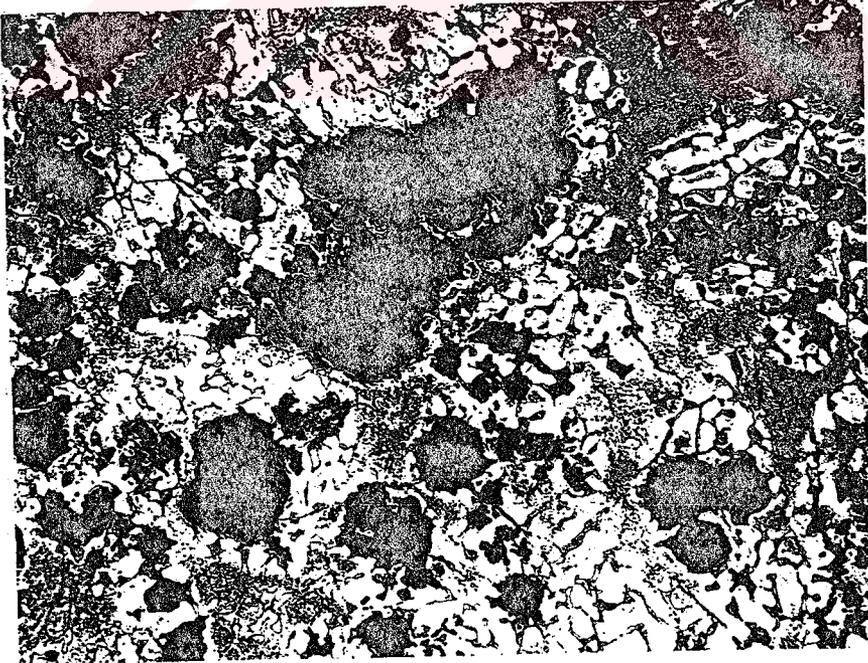
Şekil 3.39. Al alaşımı/ 100 μm , % 4 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



Şekil 3.40. Al alaşımı/ 100 μm , % 6 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



Şekil 3.41. Al alaşımı/ 100 μm , % 8 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).



Şekil 3.42. Al alaşımı/ 100 μm , % 10 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (X75).

3.5. MEKANİK ÖZELLİKLERİN BELİRLENMESİ

3.5.1. Sertlik

Üretilen Al alaşımı/(Al₂O₃)_p kompozit malzemeleri makroyapılı kompozitler olduğu için sertlikleri, nisbeten geniş bir iz alanı oluşturması ve nünunelerin sertlik değeri aralığına uygun olması nedeniyle Rockwell Sertlik Cihazında, 3,17 mm (1/8") çaplı bilya ve 60 kgf yük ile yapılan standart HRH sertlik ölçümü tercih edilmiştir. Sertlik ölçümleri, her nünunede dört farklı noktadan yapıp bunların ortalaması alınmıştır.

3.5.2. Çekme Mukavemeti

Kompozit malzemelerden, hafif metal alaşımları için standart (TS 138 / Mart) ölçülerde çekme nünuneleri hazırlanmıştır. Çekme deneyleri v=5 mm/dak hızla yapılmıştır.

3.5.3. Darbe Mukavemeti

Al alaşımı/(Al₂O₃)_p kompozitlerinin darbe mukavemetleri KSG 15 3/70 (DIN 51 222) Charpy Darbe Deney cihazında belirlenmiştir. Darbe deneyleri için Şekil 3.42'de verilen standart V çentikli Charpy darbe nünuneleri hazırlanmıştır.

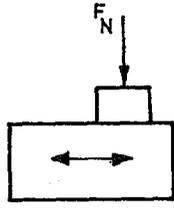
3.5.4. Aşınma Deneyinin Uygulanması

Bir sürtünme sistemi tasarımında kullanılacak bir parçanın seçimi, sürtünme ve aşınma özellikleri bakımından çeşitli zorluklar gösterir. Aşınma mekanizmalarının çok az bilinmesi, karar vermede belli bir esasa dayanma imkanını azaltır. Malzemelerin işletme şartlarındaki aşınma durumlarının, şartlardaki küçük değişimlerde bile çok farklı olabilmesi zorlukları artırır. Bu nedenle, yapılan malzeme seçiminin uygun olup olmadığını işletmede kontrol etmek ve gereken değişiklikleri yapmak gerekir. "İşletme deneyi" de diyebileceğimiz bu yol, genellikle uzun zaman ve fazla masraf gerektirir. Burada şartları değiştirme ve elde edilen sonuçları değişen işletme şartlarına göre genelleştirme imkanları sınırlıdır. Bundan dolayı tribolojik prosesleri incelemek için "model deneyi" yapılır.

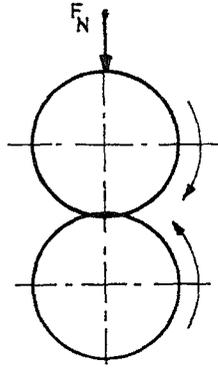
Bu deneylerde işletmedeki şartlar simule edilerek model tesislerde aynen sağlanmaya çalışılır. Genellikle amaca uygun olarak geliştirilmiş aşınma cihazlarında laboratuvar deneyleri yapılır. Bu cihazlarda parametreler belli bir programa göre değiştirilebileceği için zaman ve masraftan büyük ölçüde tasarruf sağlanır.

Laboratuvarlarda kullanılan aşınma cihazları veya deney düzenekleri belirli şartlarda, örneğin belirli yüzey basıncı, kayma hızı, sıcaklık altında aşınmanın oluşunu, değişimini ve miktarını belirlemeye imkan verir. Ancak bu cihazlar öngörülen şartlarda çalışan, ampirik esaslara göre yapılmıştır.

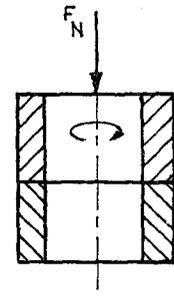
Aşınmaya maruz makine parçalarının kullanım yer ve şartlarının farklı olması, bunlarla ilgili aşınma proseslerini incelemek için geliştirilen model deney cihazlarının da çok çeşitli olması sonucunu doğurmuştur. Bu nedenle yüzlerce aşınma deney standının geliştirilmiş olduğu bilinmektedir. En çok kullanılan deney sistemleri, prensipleri itibarıyla şematik olarak Şekil 3.43'de görülmektedir. Aşınma cihazlarıyla elde edilen sonuçlar genel olmaktan çok aynı tribolojik şartlarda aşınma davranışı bakımından aşınma çiftlerini birbirleriyle kıyaslama imkanı verir.



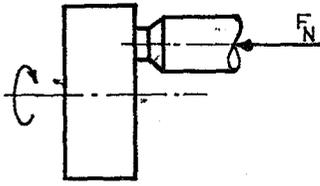
(a) Kayma Sistemi



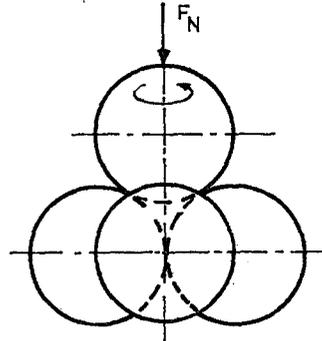
(b) İki Disk



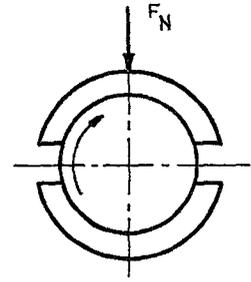
(c) Siebel-Kehl



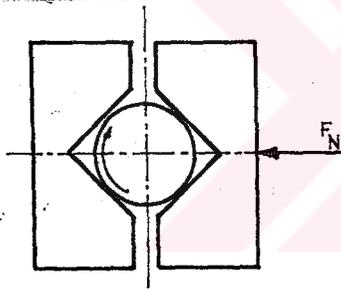
(d) Pim-Disk



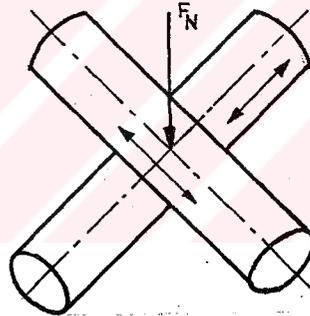
(e) Dört Küre
(Nokta Teması,
Dönme)



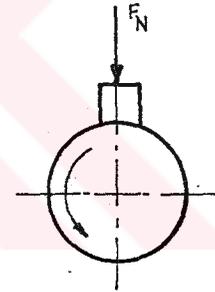
(f) Almen-wieland



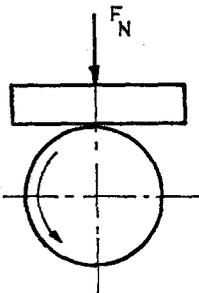
(g) Faleks Testi



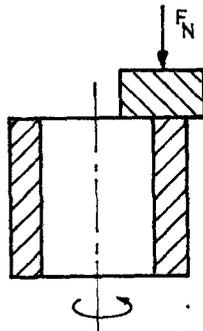
(h) Çapraz Silindir
(Nokta Teması, Kayma)



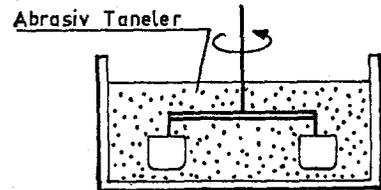
(i) Pim/Silindir



(k) Plak/Silindir



(l) Değiştirilmiş
Siebel-Kehl



(m) Aşınma Kabı

Şekil 3.43. En çok kullanılan Sürtünme-Aşınma deney tesisatlarının şematik ve toplu olarak gösterilmesi /56/.

Bu bakımdan üzerinde çalıştığımız malzemelerdeki aşınma davranışını tesbit ve kendi aralarında mukayese için (aşınma mukavemetindeki değişimin tesbiti için) tarif edebileceğimiz bir tribosistemin verilmesi (sabit şartlarda deney imkanı verecek bir deney düzeneğinin imali) gerekmiştir; aşağıda detayları verilen deney düzeneğinin imalatı gerçekleştirilmiştir.

3.5.4.1. Aşınma Deney Cihazı

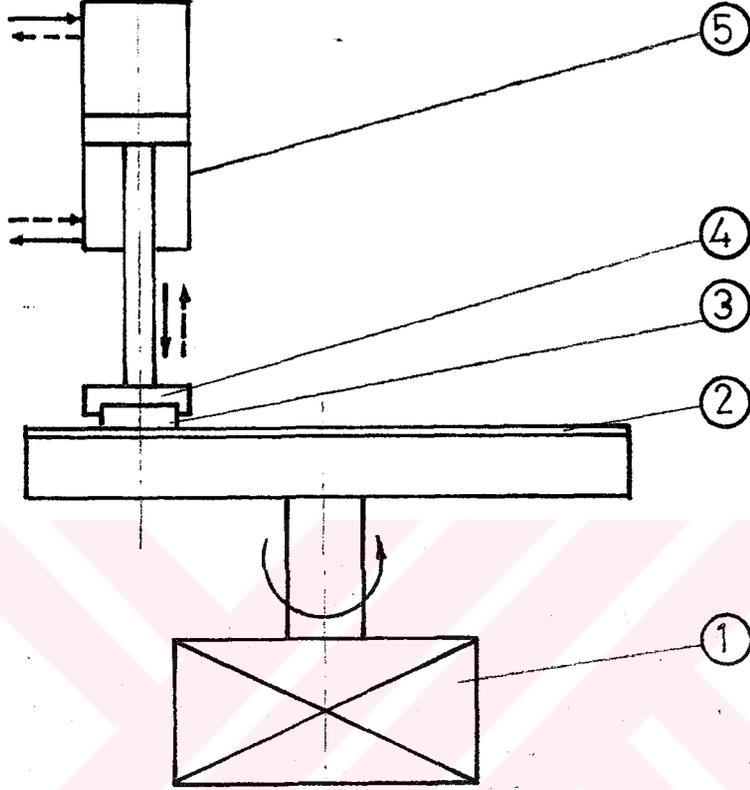
Deney cihazının yapısında bir tribolojik sistemi meydana getiren 4 temel unsur şu şekilde mevcuttur: Bu çalışmadaki deneyler atmosfere açık yapıldığından (cihaz gerektiğinde diğer ortamlarda da deney yapmaya uygundur), çevre olarak atmosfer şartları söz konusudur. Aşınma esnasında ayrıca bir yağlayıcı madde kullanılmamıştır. Uygulamada, meydana gelen aşınma partikülleri temas yüzeylerinden genellikle uzaklaştırılmadığı için, bu çalışmada deneyler esnasında oluşan aşınma partiküllerinin de temizlenmesi yoluna gidilmemiştir. Bu nedenle mutlak bir "kuru sürtünme" terimi yerine "teknik kuru sürtünme" terimini kullanmak doğru olacaktır /56/.

3.5.4.1.1. Deney Cihazı Modeli

Aşınma deneylerinde kullanılan standartlaştırılmış deney cihazları olmakla birlikte, genellikle araştırmacılar kendi çalışmalarındaki aşınma şartlarına uygun deney cihazları geliştirerek, konu üzerindeki araştırmalarını sürdürmektedirler.

Bu çalışmada öngörülen aşınma şartlarını da gerçekleştirebilen bir çok ayarlanabilir parametrelere sahip olmak üzere imal edilen deney cihazı modelinin

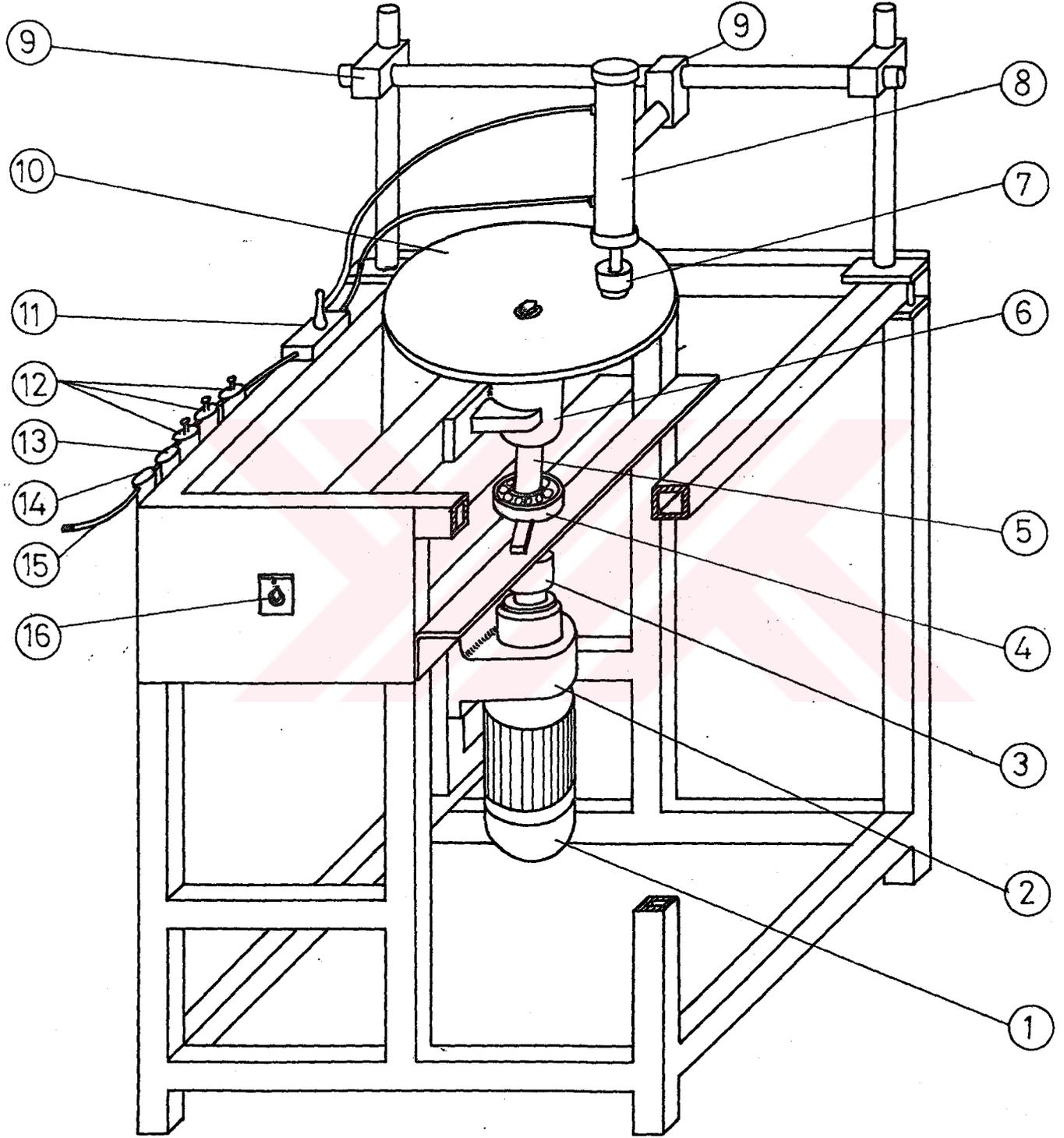
şematik görünüşü Şekil 3.44'de verilmiştir.



1	Tahrik Mekanizması
2	Alt nümune diski (Karşı sürtünme elemanı)
3	Üst nümune (Temel sürtünme elemanı)
4	Üst nümune tutucusu
5	Yükleme tertibatı

Şekil 3.44. Deney cihazı modeli (şematik).

İmal edilen aşınma deney cihazının genel görünüşü ise Şekil 3.45'de verilmiştir.



Şekil 3.45. Aşınma deney cihazının genel görünüşü.

Şekil 3.44'de görülen aşınma deney cihazının parça listesi.

PARÇA NUMARASI	PARÇANIN ADI
1	Elektrik Motoru
2	Redüktör
3	Elastik Kavrama
4	Konik Rulman Yatağı
5	Tahrik Mili
6	Radyal Rulman Yatağı
7	Üst Nümune Tutucu ve Nümune
8	Pnömatik Piston
9	Bağlama Parçası
10	Alt Nümune Diski
11	Dört Yollu Pnömatik Valfi
12	Basınç Düşürücüler
13	Pnömatik Sistem Yağlayıcısı
14	Pnömatik Sistem Nem Tutucusu
15	Basınçlı Hava Girişi
16	Elektrik Motoru Şalteri

3.5.4.1.2. Ayarlanabilir Deney Parametreleri

Aşınma olayını inceleyebilmek, deney parametrelerinin istenilen şartlara uygun

olarak ayarlanabilmesi ve olayın tekrarlanabilir olmasıyla mümkündür. Bu özelliklerin imal edilen deney cihazında aşağıdaki parametrelerin değiştirilebilmesiyle sağlanmasına özen gösterilmiştir.

Alt Nümune Diskinin Devir Sayısı:

Kullanılan 0,37 kW gücündeki alternatif akımlı elektrik motorunun devir sayısı 1420 d/dak'dır. Elektrik motoruna direkt bağlanan redüktör ile çıkış devri $n=50$ d/dakikaya düşürülmektedir. Bir plastik dişli kaplin ile hareket, alt nümune diskinde iletilmektedir. Ayrıca bir elektronik devir ayarlayıcısıyla elektrik motorunun, dolayısıyla da diskin dönme hızı ayarlanabilmektedir.

Kayma Hızı:

Deney düzeneğinde üst nümunenin bağlandığı ve normal yükleme F_N 'i sağlayan pnömatik silindirin, alt nümune disk merkezinden olan mesafesinin (Şekil 3.46) değiştirilebilmesine imkan sağlayan konstrüksiyon sayesinde farklı kayma hızları elde edilebilmektedir.

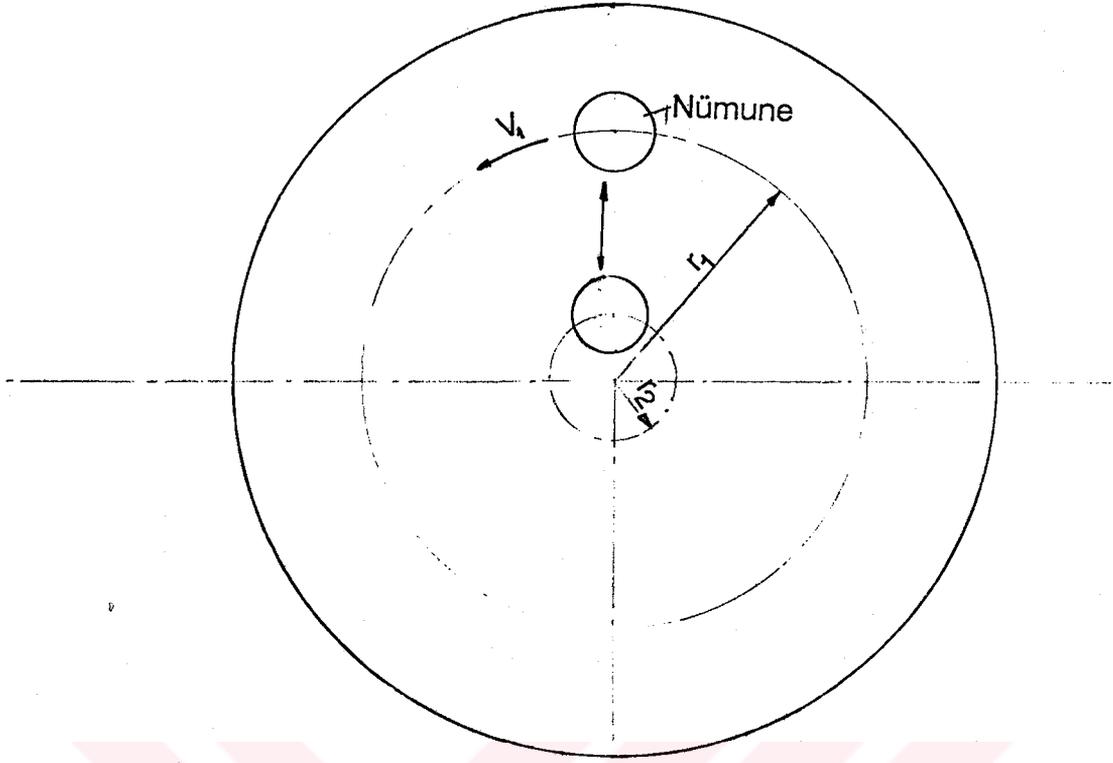
$$V=w.r=\pi.n_{\text{disk}}.r/30$$

$r_1=40$ mm ve $r_2=90$ mm arasında değiştirilebilmektedir.

Dolayısıyla;

$$V_{\text{min}}=0,210 \text{ m/s}$$

$$V_{\text{max}}=0,470 \text{ m/s}$$



Şekil 3.46. Üst nümunenin, disk merkezinden olan uzaklığına göre çevresel hızın değişiminin şematik gösterilişi.

arasında değiştirilebilmektedir (deneylerimizde kayma hızı $V=0.327$ m/s 'dir).

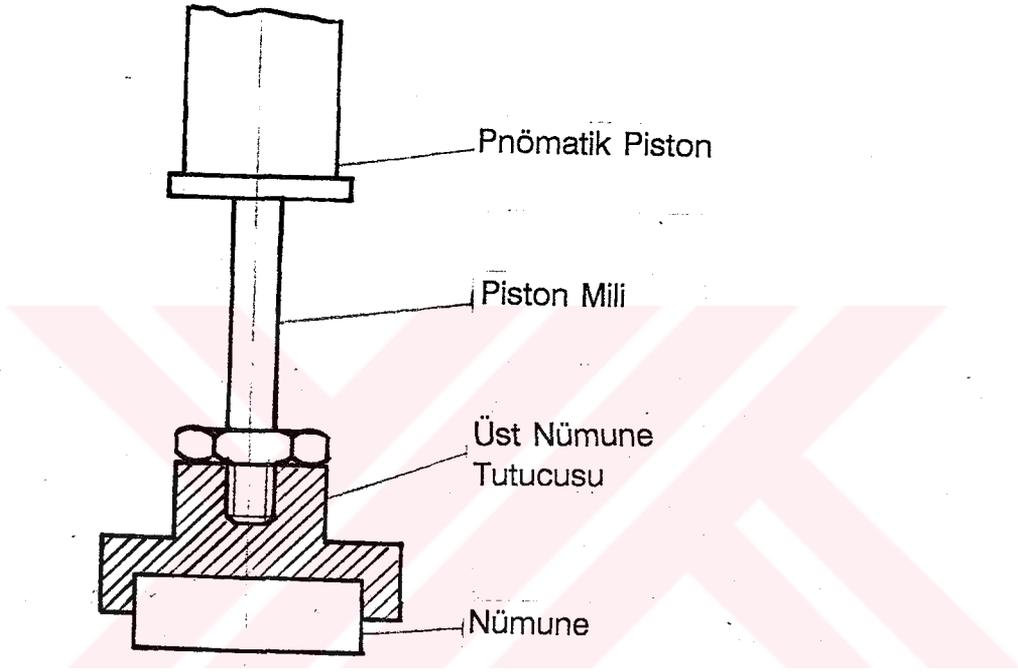
Normal Yükleme:

Pnömatik pistonla gönderilen hava basıncı ayarlanarak suretiyle nümunelere uygulanan F_N normal kuvveti değiştirilebilmektedir (F_N değişim aralığı: 5-20 N)

Aşınma deneylerinde $A=706,8$ mm² yüzey alanına sahip temel sürtünme elemanı (üst nümüne) üzerine $F_N=11,09$ N'luk sabit bir yük uygulanmıştır. Pistona gelen hava basıncı sabit tutulduğundan deney süresince nümuneye uygulanan F_N normal kuvveti de sabit kalmakta, nümune üzerine uygulanan basınç da $P=0,0157$ N/mm² olmaktadır.

Aşınma Deney Çiftlerinin Geometrisi:

Üst nümuneler, uygun nümune tutucuları ile (Şekil 3.47) aşınma deneyleri esnasında temas alanları sabit kalmak şartıyla, değişik şekil ve boyutlarda olabilmektedir. 3 mm'den daha kalın nümuneler doğrudan, daha ince nümuneler ise bir ara parçaya yapıştırılmak suretiyle üst nümune tutucularına bağlanabilmektedir.



Şekil 3.47. Üst nümune tutucusu.

Alt nümune, $D_{\min}=80$ mm ve $D_{\max}=180$ mm arasında çaplara sahip diskler veya alt nümune diskinde bağlanan karşı sürtünme elemanlarıdır (zımpara kağıdı v.s.). Alt nümuneler 100 mm genişliğinde bir sürtünme yüzeyine sahiptir.

Sabit kesite sahip üst nümune yüzeyi ile alt nümune yüzeyi birbirine paralelliği, Şekil 3.45'de 9 numaralı bağlama parçaları yardımıyla sağlanmaktadır. Ayrıca üst nümunenin alt nümune yüzeyine dik olan kendi eksenini doğrudan doğruya serbestçe

hareket edebilmesine imkan verdiğinden yükleme basıncı deney esnasında sabit kalmaktadır.

İzafi Hareket:

Sürtünme sisteminde izafi hareket, kayma hareketi olarak seçilmiştir. Kayma hareketi, alt nümune diskinin döndürülmesiyle elde edilmektedir. Bu çalışmadaki aşınma deneylerinde üst nümune hareketsiz olup alt nümune belirli aralıklarda değiştirilebilen, ama deney boyunca sabit tutulan bir dönme hızına sahiptir.

3.5.4.2. Aşınma Miktarının Ölçülmesi:

Aşınma miktarını ölçmek için çeşitli yöntemler vardır. Yöntem seçimi, sürtünme çiftlerinin malzeme özelliklerine ve tribolojik sistemin yapısına bağlı olarak yapılmalıdır. Beklenenleri yerine getirecek yöntemlerin birleştirilmesi veya geliştirilmesi de sağlıklı bir ölçüm için gerekebilmektedir /56/.

Yüksek hassasiyet, kolay ve seri uygulama, teknik sistemlerde ve modellerinde paralel uygulanabilmesi, ekonomik olması ölçme yönteminden beklenebilecek hususlardır.

Aşınma miktarını ölçme yöntemlerini esaslarına göre şu şekilde belirtmek mümkündür /56/:

-Ağırlık farkı ölçümü: Bu yöntemde hassas terazi kullanılır. Deney başında ve sonundaki ağırlık farkı ölçülerek aşınma sonucu malzeme kaybı belirlenir.

-Kalınlık ölçme yöntemi: Başlangıç ölçüleri belirlenen sürtünme elemanında, deney sonunda meydana gelen boyut değişikliğinin ölçülmesi esasına dayanır. Bu yöntemde kullanılan ölçü cihazlarıyla (komparatör, mikrometre v.s.) 10^{-3} mm hassasiyetle aşınma miktarı ölçülebilmektedir.

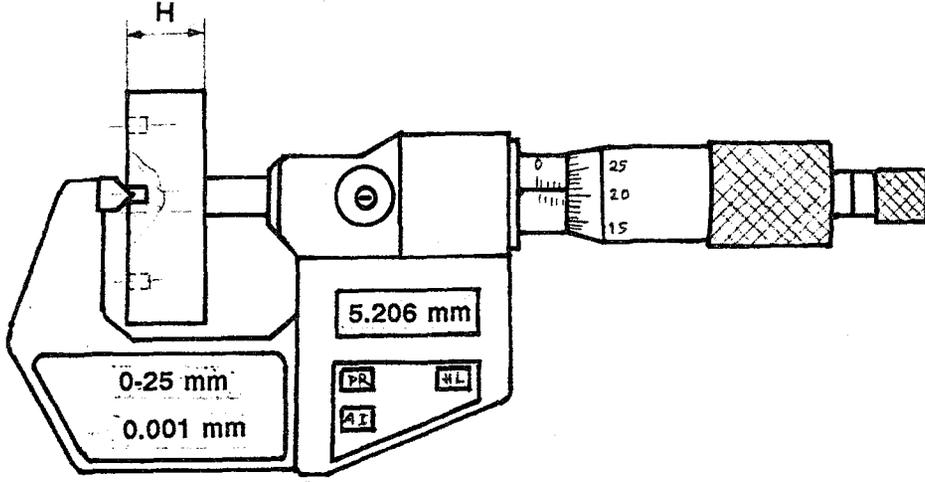
-İz değişiminin ölçülmesi: Sürtünme yüzeyinde plastik deformasyonla oluşturulan geometrisi belirli bir iz yardımıyla aşınma miktarı ölçülebilir. Deney esnasında bu izin belirgin bir boyutunun (çap, köşegen v.s.) değişimi ölçülür.

-Radyoizotoplarla aşınma miktarının ölçümü: Aşınma miktarı ölçümlerinde kullanılan diğer yöntemlere göre yeni ve çok yüksek hassasiyeti olan bu yöntemde, sürtünme yüzeyinin radyoaktif hale getirilmesi esasına dayanır. Aşınma sonucu radyoizotopların yüzey bölgesinden ayrılmasıyla ortaya çıkacak aktivite değişimi ölçülür. Bu yöntem pahalı oluşu nedeniyle ancak özel problemlerin çözümünde kullanılmaktadır.

Deneylerimizde, deney nünunelerinin özgül ağırlıklarının düşük olması nedeniyle ağırlık kaybı yöntemini kullanmak uygun görülmemiştir. Nünunelerin aşınma miktarları, tekrarlanabilir ve sağlıklı olarak ölçülebilmek için yapılan uygun bir ara parçanın /64/ takıldığı, 10^{-3} mm hassasiyetli dijital bir mikrometre ile, kalınlık farkının belirlenmesi yöntemi kullanılarak ölçülmüştür (Şekil 3.48).

3.5.4.3. Aşınma Deneylerinin Yapılması:

Şekil 3.16'da verilen ölçülerde hazırlanıp numaralandırılan ve sertlikleri belirlenen nünuneler, aşınma deney cihazında sabit kayma hızı, sabit yükleme



Şekil 3.48. Aşınma miktarının, ΔH kalınlık farkının ölçülmesi ile belirlenmesinin şematik gösterilişi.

basıncı, aynı cins karşı sürtünme elemanı kullanılarak aşınma deneylerine tabi tutulmuşlardır. Karşı sürtünme elemanı olarak 500 Grid SiC zımpara kağıdı kullanılmıştır. Alt nümune diskine yerleştirilen zımpara kağıtları her 20 dakikada bir değiştirilmiş ve aşınma miktarları, nünunelerin yüzeyleri aşınma partiküllerinden temizlenerek daha önce belirtilen usulde ölçülmüştür.

Aşınma deneylerinde kullanılan ve sabit tutulan deney şartları Tablo 3.4'de verilmiştir.

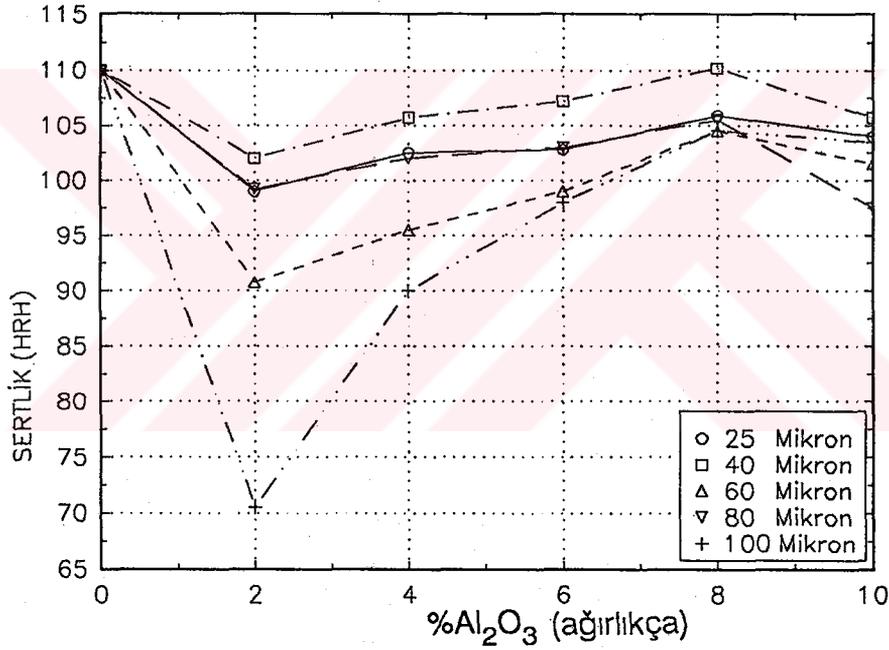
Tablo 3.5. Aşınma deney şartları.

Diskin dakikadaki devir sayısı	50 d/dak.
Kayma Hızı	0,327 m/s
Normal Yükleme	11,9 N
Yükleme Basıncı	0,0157 N/mm ²

4.DENEY SONUÇLARI

4.1. SERTLİK DEĞERLERİNİN Al_2O_3 ORANI VE PARTİKÜL BOYUTUNA BAĞLI OLARAK DEĞİŞİMİ

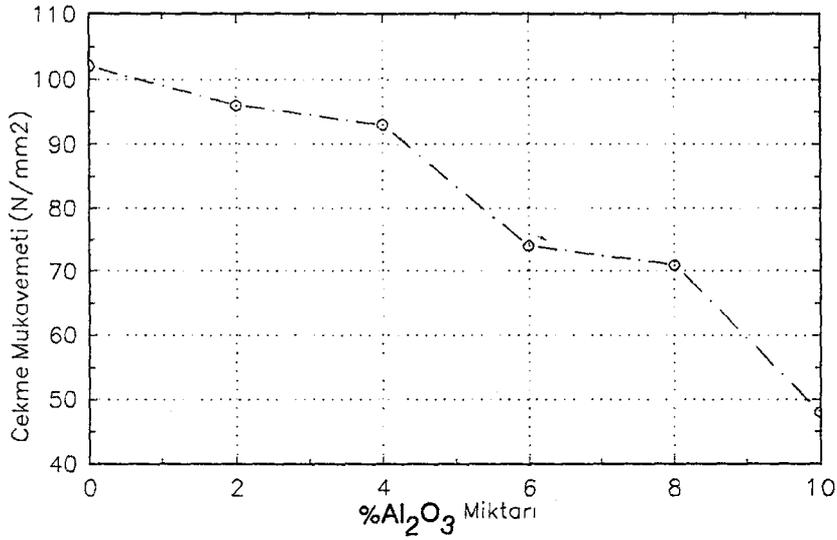
Üretilen kompozit malzemelerin sertlik değerleri, Ortalama Partikül Boyutu ve ağırlıkça $%Al_2O_3$ miktarlarına göre HRH sertlik skalasında ölçülmüş olup, değişimleri Şekil 3.49'da verilmiştir.



Şekil 3.49. Ortalama Partikül Boyutu ve $%Al_2O_3$ (ağırlıkça) oranlarına bağlı olarak nünunelerin Sertlik değerleri.

4.2. ÇEKME MUKAVEMETİNİN Al_2O_3 ORANINA BAĞLI OLARAK DEĞİŞİMİ

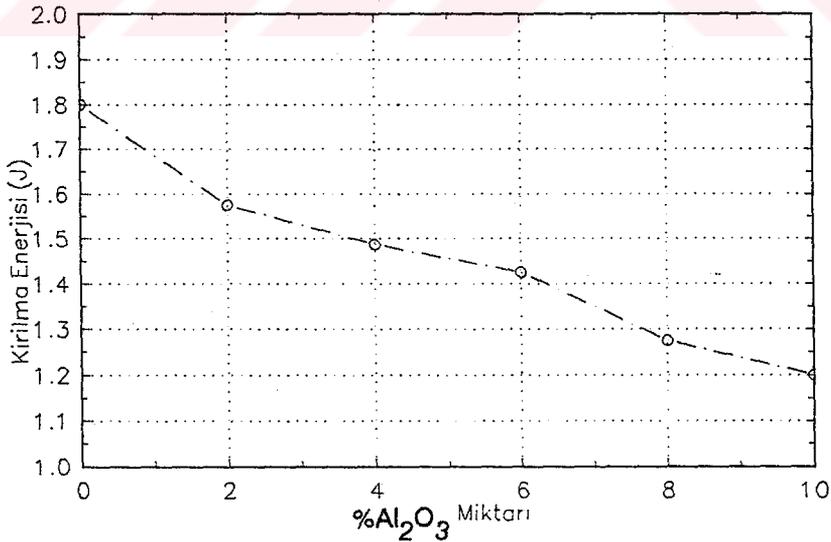
Kompozit malzeme nünunelerinin $%Al_2O_3$ (Ortalama partikül boyutu $41,4 \mu m$) miktarına bağlı olarak çekme mukavemetleri Şekil 3.50'de gösterilmiştir.



Şekil 3.50. Üretilen kompozit malzeme nünunelerinin %Al₂O₃ (Ortalama partikül boyutu 41,4 µm) oranlarına bağılı olarak çekme mukavemetleri.

4.3. DARBE MUKAVEMETİ-AL₂O₃ ORANI İLİŞKİSİ

Ortalama tane boyutu 41,4 µm Al₂O₃ içeren kompozitlerin, Charpy Darbe deney sonuçları Şekil 3.51'de %Al₂O₃ miktarlarına bağılı olarak görülmektedir.

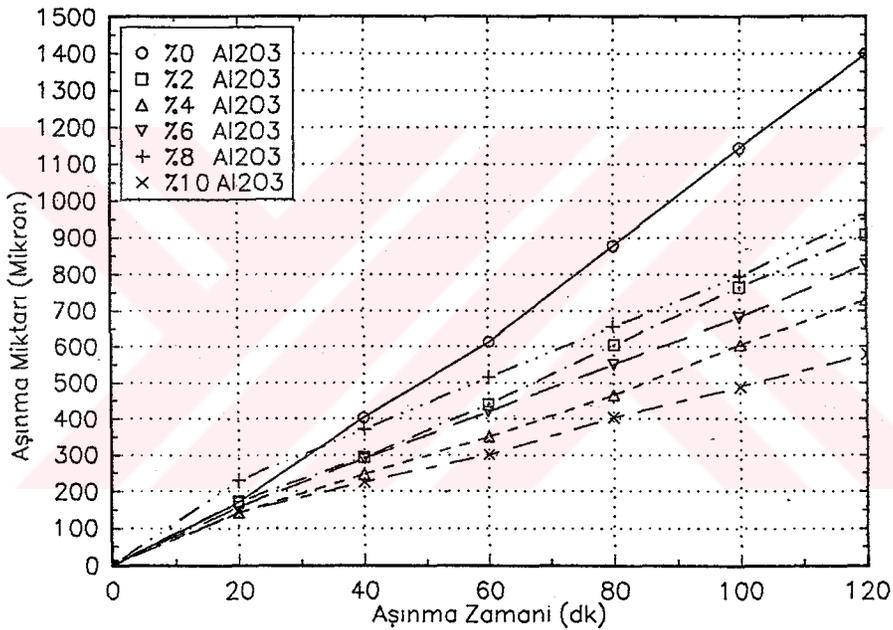


Şekil 3.51. Üretilen kompozit malzemelerin %Al₂O₃ oranlarına bağılı olarak darbe mukavemetleri (Ortalama Partikül Boyutu: 41.4 µm).

4.4. AŞINMA MUKAVEMETİNİN Al_2O_3 ORANI VE PARTİKÜL BOYUTUNA BAĞLI OLARAK DEĞİŞİMİ

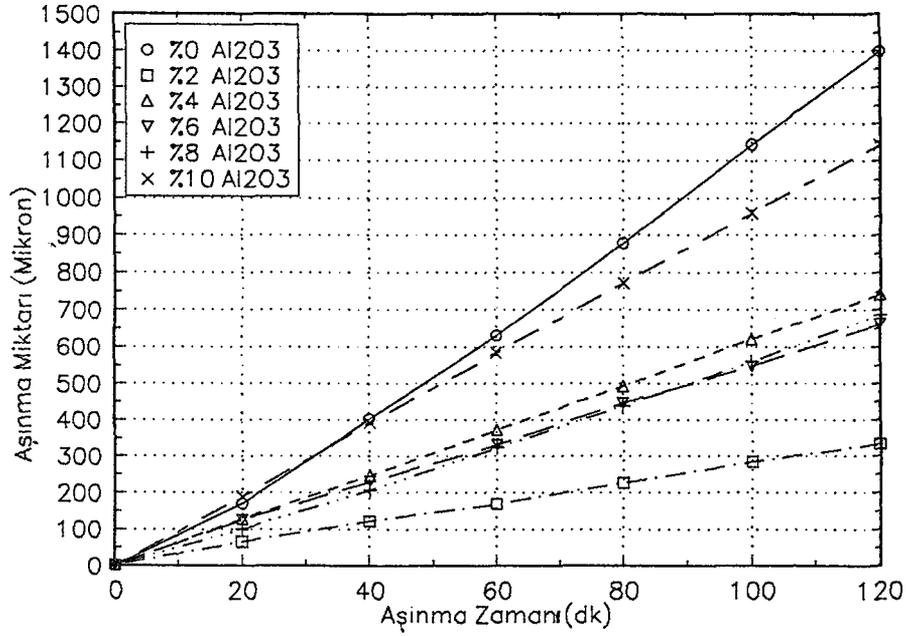
Çalışmalarımızda üretilen Al alaşımı/ $(Al_2O_3)_p$ kompozitlerinden hazırlanan aşınma nümuneleri, belirlenen tribolojik şartlarda aşınma deney cihazında aşınma deneylerine tabi tutulmuşlardır.

Aşınma Zamanı ile Aşınma Miktarı değişimleri, Ortalama Partikül Boyutu- $\%Al_2O_3$ miktarlarına bağlı olarak Şekil 3.52+3.56'da verilmiştir.

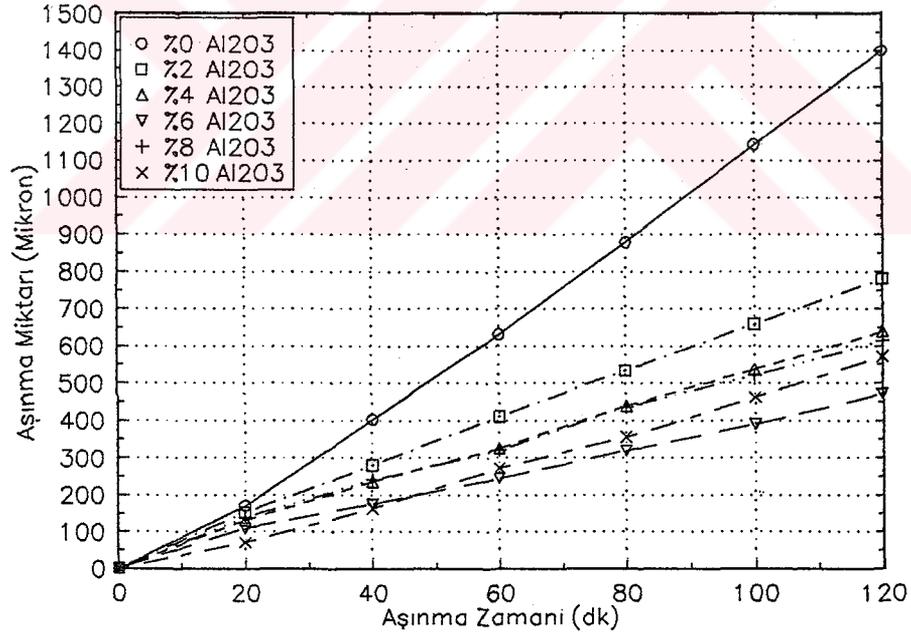


Şekil 3.52. Ortalama Partikül Boyutu $24,3 \mu m$ olan nümunelerin Aşınma Zamanı-Aşınma Miktarı değişimleri.

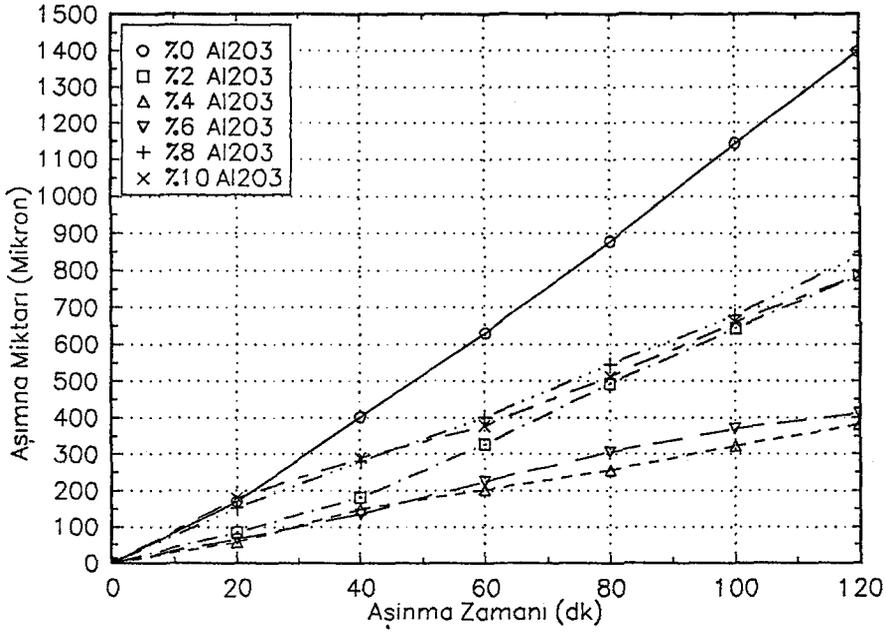
Bu kompozit malzemelerin sertlikleri ve 120 dakika sonundaki Aşınma Miktarları, Ortalama Partikül Boyut gruplarına göre Şekil 3.57-3.61'de, Ortalama Partikül Boyutu- $\%Al_2O_3$ miktarlarına bağlı olarak Aşınma Miktarı değişimleri ise Şekil 3.61'de görülmektedir. Aynı miktarda Al_2O_3 içeren kompozitlerin Ortalama Partikül Boyutuna bağlı olarak sertlik ve 120 dakika deney süresi sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri ise Şekil 3.63-3.67'de verilmiştir.



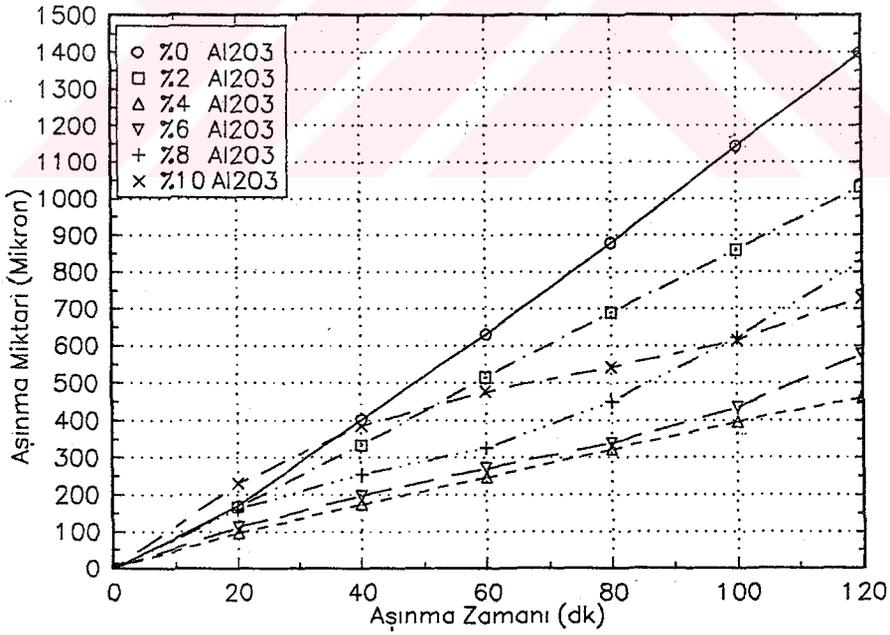
Şekil 3.53. Ortalama Partikül Boyutu 41,4 μm olan nünunelerin Aşınma Zamanı-Aşınma Miktarı değışimleri.



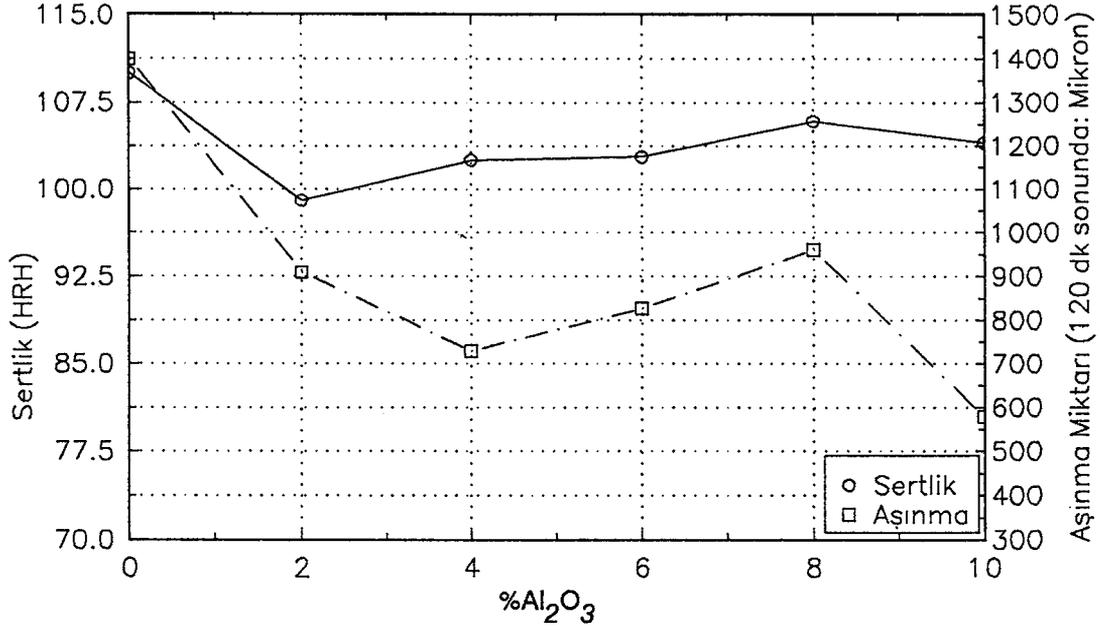
Şekil 3.54. Ortalama Partikül Boyutu 59,38 μm olan nünunelerin Aşınma Zamanı-Aşınma Miktarı değışimleri.



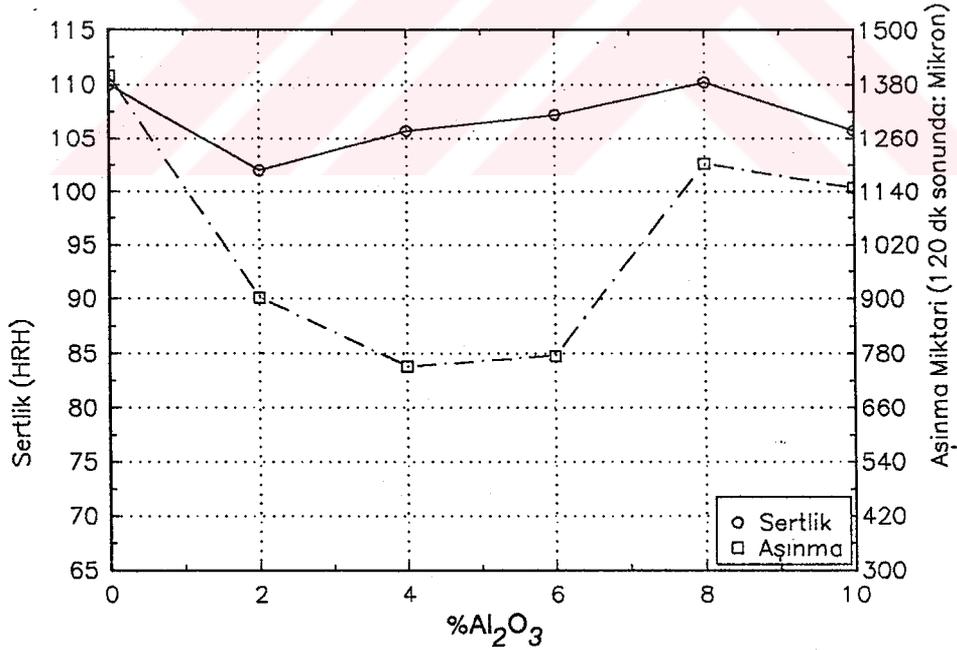
Şekil 3.55. Ortalama Partikül Boyutu 76,5 μm olan nünunelerin Aşınma Zamanı-Aşınma Miktarı değışimleri.



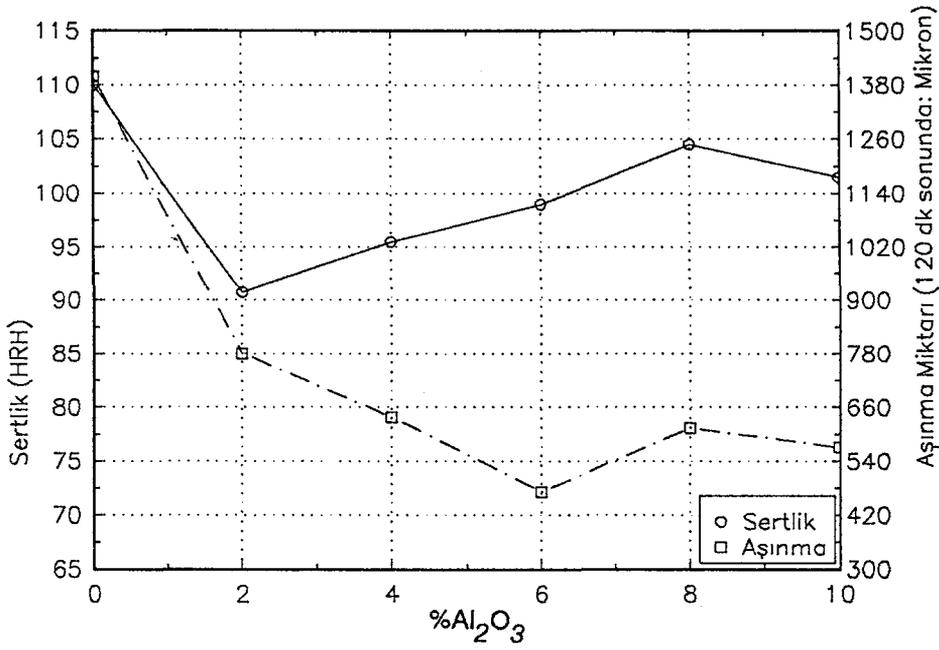
Şekil 3.56. Ortalama Partikül Boyutu 108,3 μm olan nünunelerin Aşınma Zamanı-Aşınma Miktarı değışimleri.



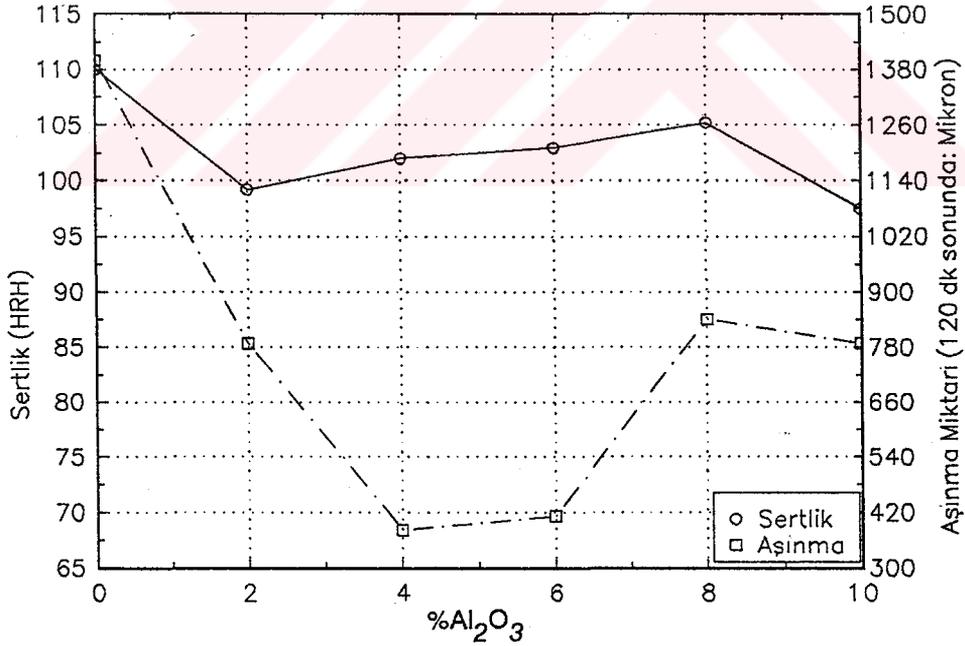
Şekil 3.57. Ortalama Partikül Boyutu 24,3 μm olan Al_2O_3 partikül oranına bağlı olarak Sertlik Değerleri ve belirlenen tribolojik şartlarda 120 dk zorlanma süresi sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri.



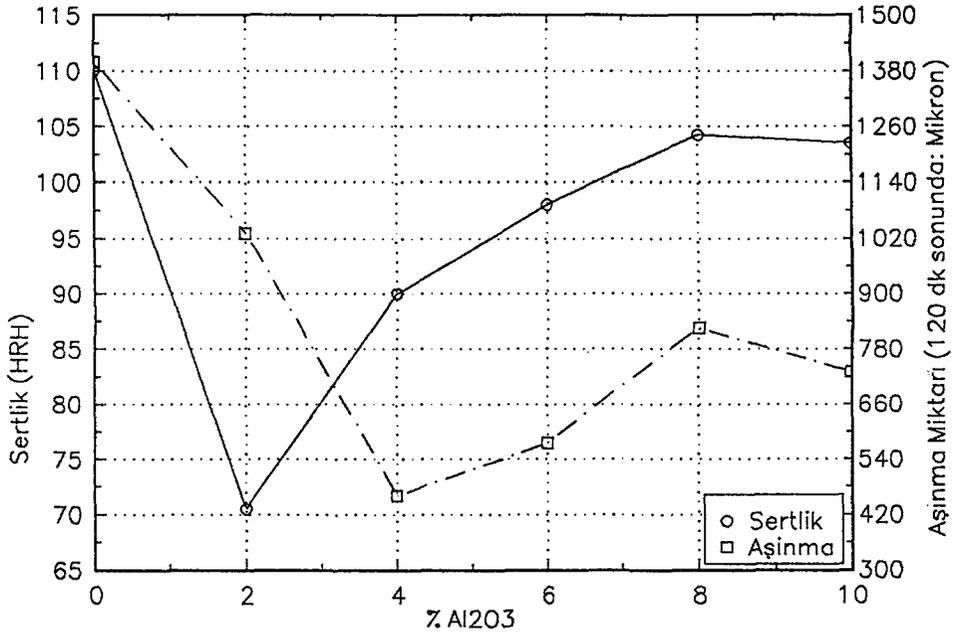
Şekil 3.58. Ortalama Partikül Boyutu 41,4 μm olan nünunelerin, Al_2O_3 oranına göre Sertlik Değerleri ve 120 dk sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri.



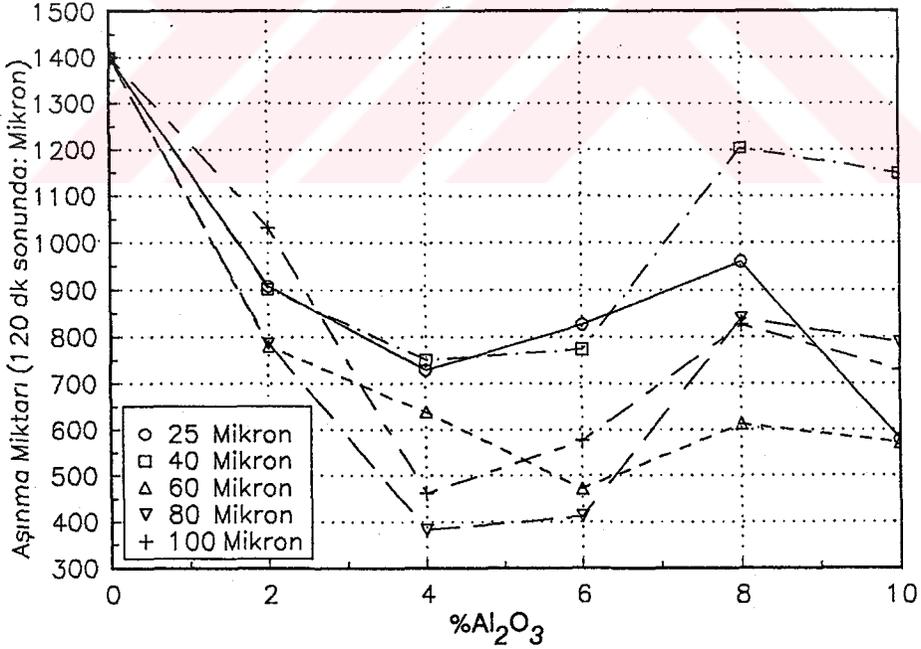
Şekil 3.59. Ortalama Partikül Boyutu 59,38 μm olan Al_2O_3 partikül oranına bağlı olarak Sertlik Değerleri ve 120 dk zorlanma süresi sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri.



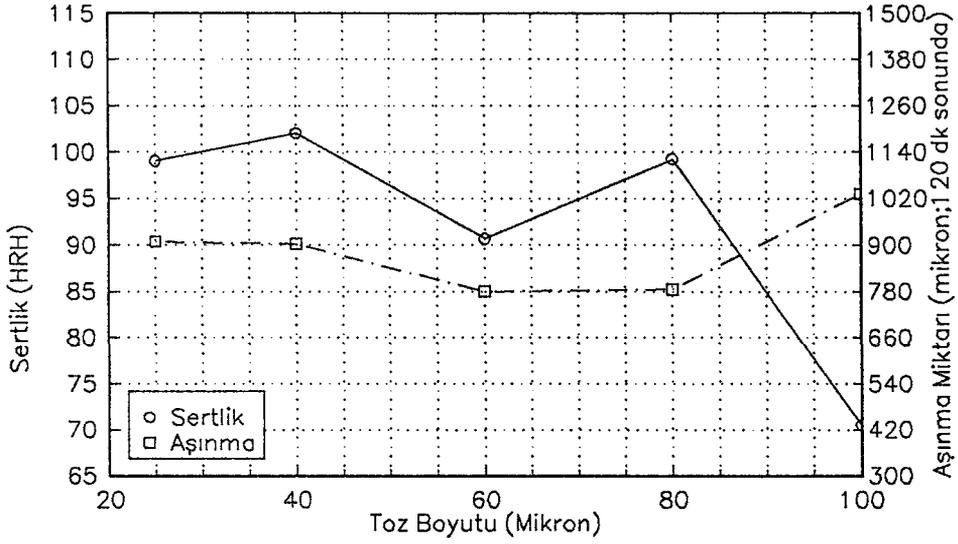
Şekil 3.60. Ortalama Partikül Boyutu 76,5 μm olan nünunelerin, Al_2O_3 oranına bağlı olarak Sertlik Değerleri ve 120 dk sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri.



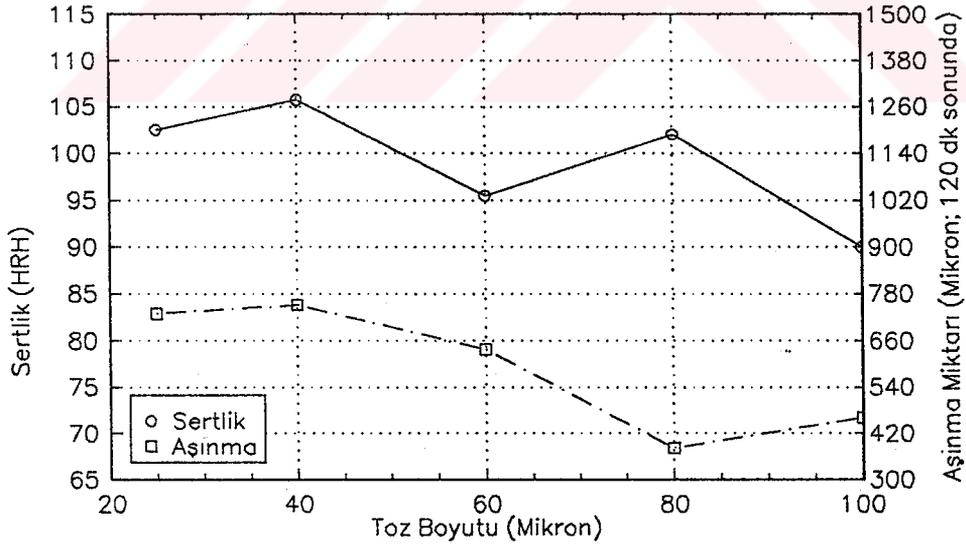
Şekil 3.61. Ortalama Partikül Boyutu 108,3 µm olan Al₂O₃ partikül oranına bağlı olarak Sertlik Değerleri ve 120 dk sonundaki Aşınma Miktarı değişimleri.



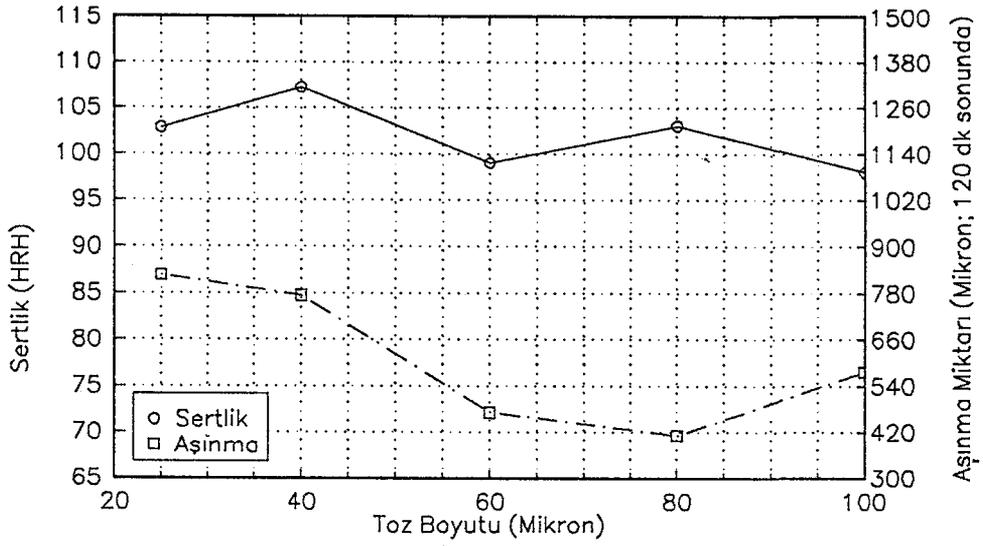
Şekil 3.62. Ortalama Partikül Boyutu ve %Al₂O₃ oranlarına bağlı olarak numunelerin 120 dk sonundaki Aşınma Miktarları değişimleri.



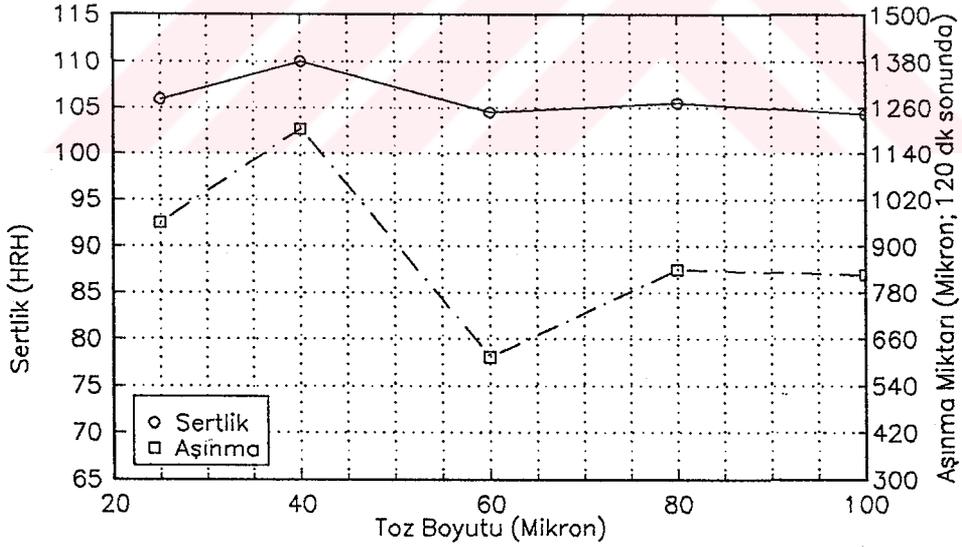
Şekil 3.63. %2 Al_2O_3 içeren nünunelerin, Ortalama Partikül Boyutuna bağılı olarak Sertlik değerleri ve Aşınma Miktarları (Deney Süresi: 120 dk).



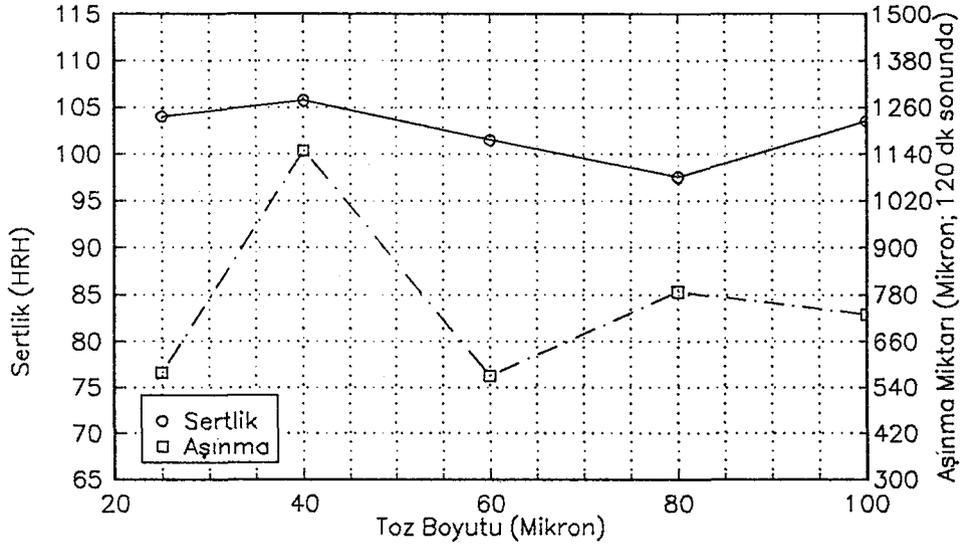
Şekil 3.64. %4 Al_2O_3 içeren nünunelerin, Ortalama Partikül Boyutuna bağılı olarak Sertlik değerleri ve Aşınma Miktarları (Deney Süresi: 120 dk).



Şekil 3.65. %6 Al_2O_3 içeren nünunelerin, Ortalama Partikül Boyutuna bağı olarak Sertlik değerleri ve Aşınma Miktarları (Deney Süresi:120 dk).



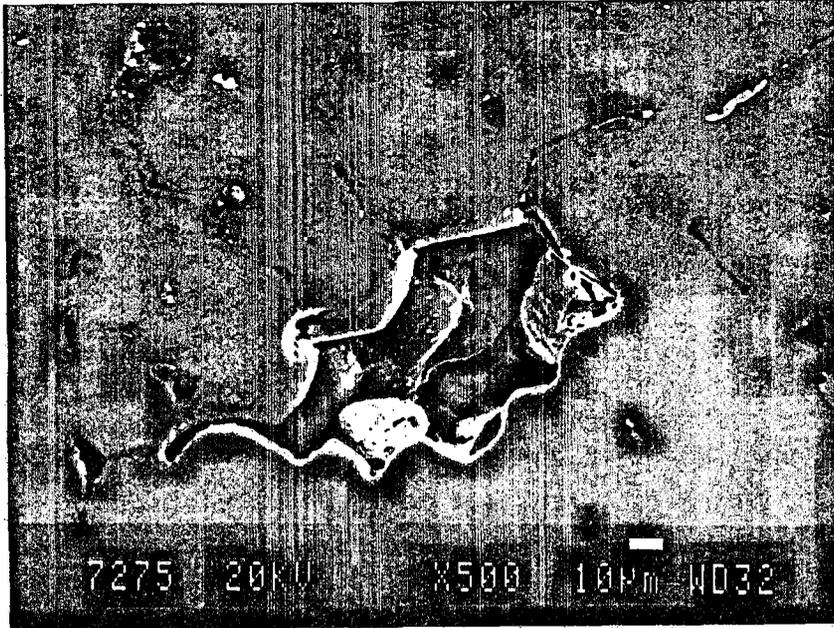
Şekil 3.66. %8 Al_2O_3 içeren nünunelerin, Ortalama Partikül Boyutuna bağı olarak Sertlik değerleri ve Aşınma Miktarları (Deney Süresi:120 dk).



Şekil 3.67. %10 Al₂O₃ içeren nünunelerin, Ortalama Partikül Boyutuna bağlı olarak Sertlik değerleri ve Aşınma Miktarlarının değişimleri (Deney Süresi:120 dk).



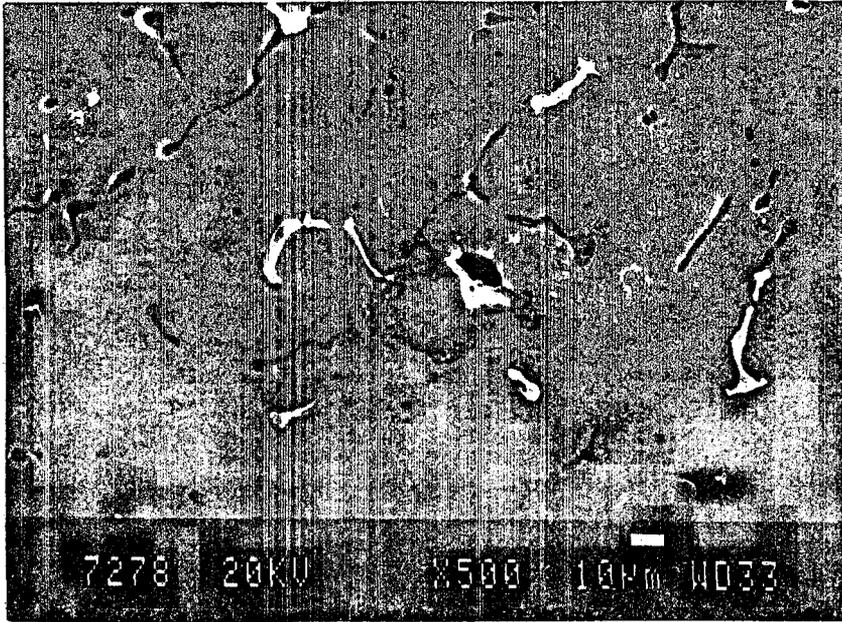
Şekil 3.68 Al Alaşımı/40 μm , %2 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (SEM).



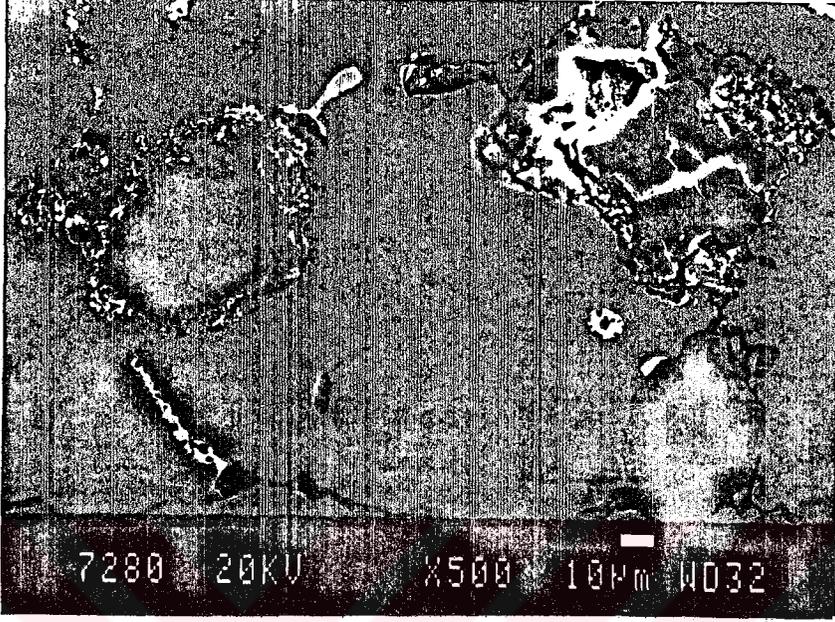
Şekil 3.69 Al Alaşımı/40 μm , %4 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (SEM).



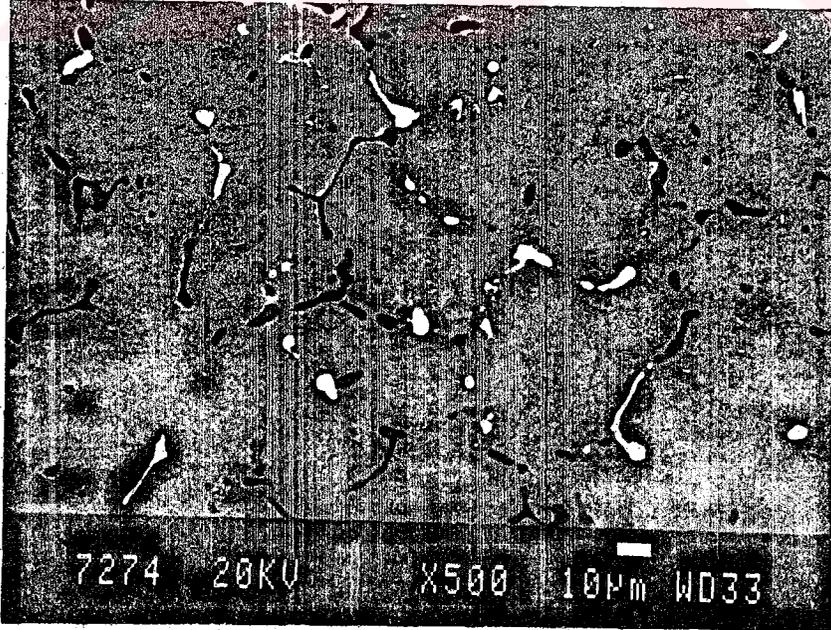
Şekil 3.70 Al Alışımı/40 μm , %6 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (SEM).



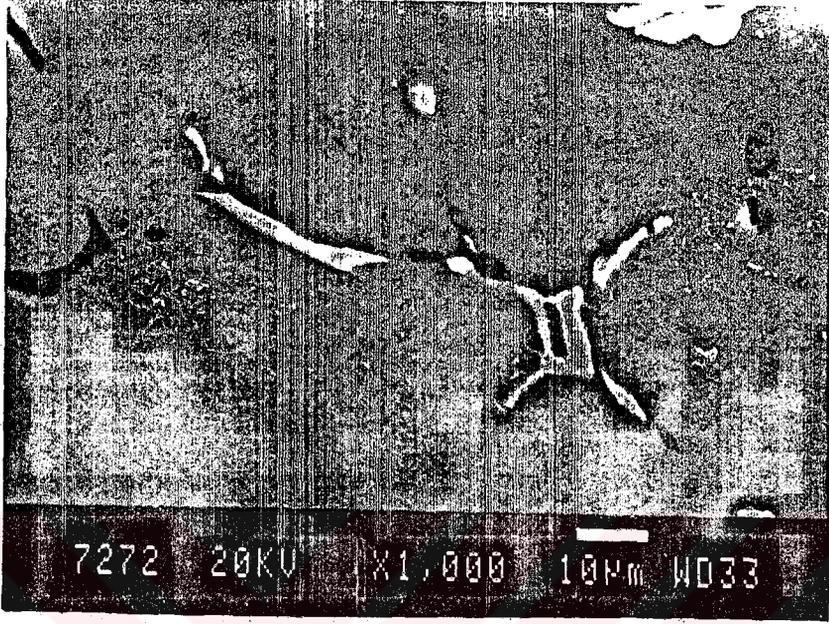
Şekil 3.71 Al Alışımı/40 μm , %8 Al_2O_3 kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (SEM).



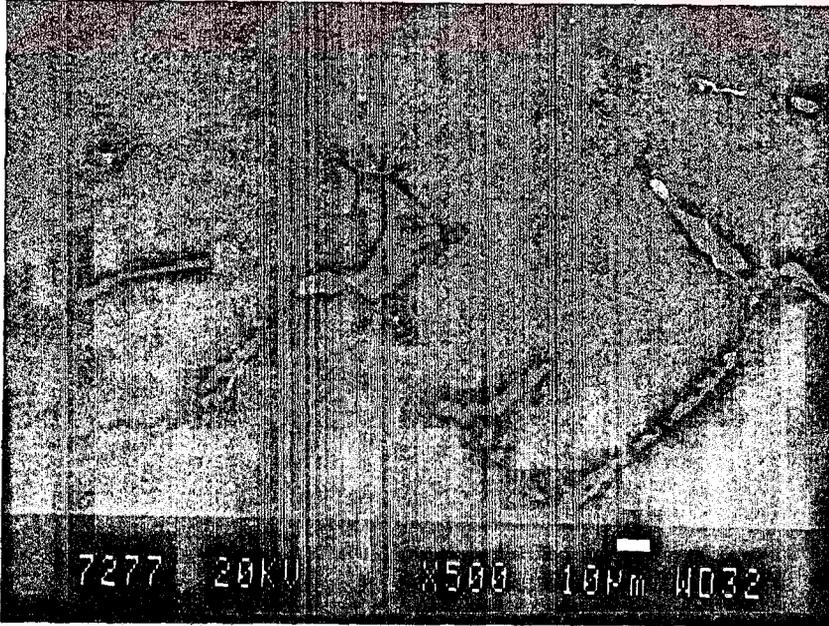
Şekil 3.72 Al Alaşımı/40 µm, %10 Al₂O₃ kompozitinin mikroyapı fotoğrafı (SEM).



Şekil 3.73 Matriks alaşımının (Al-%4,5 Cu-%3 Mg-%1 Si) tane sınırlarındaki intermetalik fazlar (SEM).



Şekil 3.74 Al alaşımı/40 μm, %2 Al₂O₃ kompozitinin tane sınırlarında intermetalik fazlar (SEM).



Şekil 3.75 Al alaşımı/40 μm, %6 Al₂O₃ kompozitinin tane sınırlarındaki intermetalik fazlar (SEM).

5. SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, belirlenen yaşlandırılabilir bir Alüminyum alaşımı/ Partikül Al_2O_3 -Kompozitlerinin üretilebilmesi ve üretilen kompozitlerin mekanik özellik değişimleri, farklı ortalama partikül boyutlarına ve oranlarına bağlı olarak iki ana grupta irdelenmesi esas alınmıştır.

Belirlenen yaşlandırılabilir bir Alüminyum alaşımı/ Partikül Al_2O_3 kompozitlerinin üretilmesi, bu amaçla imal edilen bir düzenekte, yaklaşık %50 oranında katı-sıvı bulunduran faz bölgesine ısıtılan alaşıma partiküllerin inert gaz ortamında ilave edilmesi ve paralel olarak mekanik yoldan karıştırılmasıyla gerçekleştirilmiştir.

Seramik partikül takviyeli kompozit üretimi için kullanılan "bir enjeksiyon tabancası ve taşıyıcı bir inert gaz yardımıyla sıvı alaşıma partiküllerin enjeksiyonu" /5, 31, 32/ yöntemiyle Al-alaşımı/ $(Al_2O_3)_p$ kompoziti üretmek için yaptığımız deneylerde, sıvı alaşım tarafından partiküllerin yeterince ıslatılmaması ve dolayısıyla partiküllerin sıvı yüzeyine çıkması nedeniyle, başarılı olunamamıştır.

Benzer nedenlerle, "bir pervane yardımıyla sıvıda girdap (vortex) oluşturma esasına dayanan ve sıvı alaşımın mekanik olarak karıştırılması ve aynı şekilde katı dispersoidlerin ilavesi" /23, 26-29, 34/ yönteminde de partiküller sıvı alaşıma karışmamış ve sıvı alaşımın yüzeyine çıkmıştır.

Çalışmalarımız çerçevesinde imal edilen düzenekle (Şekil 3.10), kompozit üretiminde uyguladığımız alaşımın yaklaşık yarı yarıya katı-sıvı olduğu sıcaklık bölgesinde partiküllerin uygun bir karıştırıcı yardımıyla alaşıma ilave edilmesi

esnasında, fırın ortamına Argon gazı gönderilerek, alaşımın oksitlenmesi önlenmiştir. Ayrıca seramik partiküller ön ısıtmaya tabi tutularak, alaşıma daha yüksek oranlarda partikül ilave edilebilmiştir.

Çalışmalar sırasında kompozit malzeme üretimi için uygun katı-sıvı alaşımı sağlayacak sıcaklık aralığı, matriks alaşımı kompozisyonu da dikkate alınarak, yapılan ön deneylerle 700-750° C olarak belirlenmiştir.

Farklı Ortalama Partikül Boyutlarına sahip Al_2O_3 partiküllerinin bu yolla alaşıma %10 oranına kadar karıştırılması planlanmış, üretim sonunda nümune kesitlerinde yapılan taramadan, küçük partikül boyutlarında en yüksek oranda (%9,8) partikül karıştırılabildiği, partikül boyutu büyüdükçe karıştırabilme oranının düştüğü (%9,1) belirlenmiştir (Şekil 3.15).

Üretilen kompozit malzemelerin sertlik değerlerinde, Al_2O_3 ilavesiyle bir düşüş olduğu belirlenmiştir (Al_2O_3 içermeyen matriks alaşımı en yüksek sertlik değerini göstermiştir). Sertlik değerlerindeki bu düşüşün nedeni, mikroyapı fotoğraflarında görüldüğü gibi, Al_2O_3 içermeyen matriks alaşımının tane boyutunun Al_2O_3 içeren kompozitlerin tane boyutundan daha küçük olmasıdır. Her ne kadar bu kompozitlerde takviyelendirici olarak kullanılan Al_2O_3 partikülleri yüksek sertliğe sahip olsalar da, malzemenin mukavemetini büyük ölçüde artıran dislokasyon hareketlerinin taneler içinde engellenmesini sağlayabilecek kadar küçük boyuta sahip değildir. Boyutları matriks malzemesinin tane boyutlarına yakın olan bu partiküller genellikle tanelerin dışına yerleştikleri için, ancak tane sınırlarına kadar ilerleyebilen dislokasyonların hareketlerini engelleyebilirler. Üretilen kompozit malzemelerde, plastik deformasyonun bir ölçüsü olan sertliği, daha çok uygulanan kuvveti taşıyıcı görevini (bağlayıcı) üstlenen matriks alaşımı belirlemektedir. Bu da üretilen kompozitlerde, matriks alaşımı tanelerinin irileşmesiyle birlikte, matriks alaşımı oranının azalması nedeniyle sertliğin düşmesine yol açmaktadır.

Farklı ortalama partikül boyutuna sahip kompozit grupları içinde en az sertlik değeri, %2 Al_2O_3 oranına sahip malzemelerde belirlenmiştir. Bu oranda partikül içeren malzemelerde, gerek matriks alaşımı tanelerinin irileşmesinden ve gerek partikül oranının az oluşundan dolayı partiküllerin plastik deformasyona yeterince engel olamaması, sertlikte bir düşüğe neden olmaktadır.

Al_2O_3 oranının artması, partiküllerin tane sınırlarına kadar ilerleyen dislokasyonların hareketlerine engel olması ve partiküllerin sertliğinin yüksek olmasından dolayı kompozitlerin sertliğini de arttırmaktadır. %8 Al_2O_3 oranına kadar kompozitlerin sertlikleri maksimuma ulaşmakta ve %10 Al_2O_3 oranında tekrar düşmektedir. Bu durum, belirli bir orandan sonra Al_2O_3 partiküllerinin alaşım tarafından ıslatılmaması nedeniyle alaşımın dışına atılması /61/ ve bu atılmanın, mikroyapı fotoğraflarından da görüldüğü üzere, genellikle büyük Al_2O_3 partiküllerinde gerçekleşmesiyle ortaya çıkmaktadır.

Üretilen kompozitlerde Al_2O_3 oranının artmasıyla çekme mukavemeti değerlerinde bir düşüş gözlenmiştir. Bu da, çekme kuvvetini taşıyıcı kesiti matriks malzemesinin oluşturması ve bu taşıyıcı kesit alanının da Al_2O_3 oranının artmasıyla azalmasından kaynaklanmaktadır (Şekil 3.50).

Benzer sonuçlar Edelson ve Baldwin /38/ tarafından da belirlenmiştir. Dispersiyonla mukavemeti artırılan bakır alaşımlarına 1 μm 'den daha büyük partiküllerin dispersiyonunun etkilerini inceledikleri araştırmalarında Edelson ve Baldwin, krom, demir, alümina, molibden, grafit ve kurşun dispersiyonlarını içeren kompozitleri toz metalurjisi tekniğini kullanarak üretmişlerdir. Bu araştırmalarda, 5+200 μm boyut aralığında, hacimce 0+%25 oranında partikül içeren kompozitlerde; demir ve krom partiküllerinin akma mukavemetini arttırdıkları, buna karşılık alümina, grafit, kurşun ve molibden dispersoidlerinin akma mukavemetinde bir artış sağlamadıkları ifade edilmektedir.

Murali ve arkadaşları /65/, Al - %11.8 Si - %3+6 Mg alaşımı/partikül takviyeli kompozitler üzerinde yaptıkları bir araştırmada, 0+%15 arasında partikül içeren kompozitlerin çekme mukavemetlerinin, partikül oranının artmasıyla azaldığını belirlemişlerdir.

Pai, Rohatgi ve Venkatesh ile Surappa'nın /65/ yaptıkları çalışmalarda, Alüminyum esaslı alaşımlarda mukavemet değerlerindeki azalma oranının, dispersoidlerin ağırlıkça veya hacimce oranlarının artmasından daha fazla azaldığı ifade edilmektedir.

Benzer sonuç darbe mukavemeti değerlerinde de görülmektedir. Al_2O_3 oranı arttıkça yapıdaki matriks alaşımı oranının düşmesi, darbe mukavemetini düşürmektedir (Şekil 3.51). Edelson ve Baldwin /38/, takviyelendirici oranının artması ve dolayısıyla matriks malzemesi oranının azalması nedeniyle, takviyelendiricinin hacimce artan oranının bir fonksiyonu olarak darbe mukavemetinin azaldığını, ancak bunun partikül boyutu değişiminden bağımsız olduğunu belirtmektedirler. Bu tesbit ile, ürettiğimiz kompozit malzemelerden elde edilen darbe mukavemeti değerlerinin, partikül oranının artmasıyla azalması paralellik arz etmektedir.

Buna karşılık içerdikleri Al_2O_3 partiküllerinin ortalama boyutuna göre gruplandırılan kompozit malzemelerimizin % Al_2O_3 oranına bağlı olarak (tarif edilen tribosistemde 120 dakika sonundaki) aşınma miktarları incelendiğinde, genel olarak kompozitlerin aşınma mukavemetlerinin matriks alaşımının aşınma mukavemetinden daha yüksek olduğu görülmektedir. Matriks alaşımının sertliği kompozitlerin makrosertliğinden daha yüksek olduğu halde aşınma mukavemetinin daha düşük olması, kompozitlerin içerdikleri daha sert ve aşınma mukavemeti yüksek Al_2O_3 partiküllerinin bir komponent olarak kompozitlerin aşınma mukavemetine katkısı olarak görülebilir.

Kompozitlerin aşınma miktarları belli bir minimumdan geçtikten sonra, %8 Al_2O_3 oranında maksimum olmakta ve bu orandan %10 Al_2O_3 oranına geçildiğinde

tekrar düşmektedir. Tarama Elektron mikroskobu (SEM) incelemelerinde %10'dan düşük oranlarda Al_2O_3 içeren kompozitlerde aşınma sonucu partiküllerin yerinden koparıldığı, ancak %10 Al_2O_3 içeren kompozitlerde partiküllerin pek koparılmadığı görülmüştür (Şekil 3.68-3.72). %10 Al_2O_3 içeren kompozit malzemelerde, karşı sürtünme elemanının abraziv tepeliklerinin, izafi olarak Al_2O_3 ağırlıklı diyebileceğimiz bir kayma (aşınma) yüzeyinde hareket etmesi ve aşınma dayanımı çok yüksek Al_2O_3 malzemesinin toplam kompozitin aşınmasına karşı koruyucu bir etki üstlendiği kabul edilebilir.

Üretilen kompozitlerin Ortalama Partikül Boyut gruplarına göre % Al_2O_3 oranına bağlı olarak 120 dakika sonundaki aşınma miktarları aşağıdaki gibi olmuştur:

-Ortalama Partikül Boyutu $24,3\mu m$ olan kompozitlerde (Şekil 3.57) aşınma miktarı 0+%4 Al_2O_3 oranları arasında azalmakta, %4+%8 Al_2O_3 oranları arasında yükselmekte ve bu orandan %10 Al_2O_3 'e gelindiğinde aşınma miktarı tekrar azalmaktadır. Bu grupta en yüksek aşınma mukavemeti %10 Al_2O_3 içeren kompozitte sağlanmıştır.

-Ortalama Partikül Boyutu $41,4\mu m$ olan kompozitlerde de (Şekil 3.58) 0+%4 Al_2O_3 oranları arasında aşınma miktarı düşmekte, %4+%8 Al_2O_3 oranları arasında yükselmekte ve bu orandan %10 Al_2O_3 'e gelindiğinde aşınma miktarı tekrar düşmektedir. Bu kompozit malzeme grubunda en yüksek aşınma mukavemeti %4 Al_2O_3 içeren malzemede görülmüştür.

-Ortalama Partikül Boyutu $59,38\mu m$ olan kompozit malzeme grubunda ise 0+%6 Al_2O_3 oranları arasında aşınma miktarı azalmakta, %8 Al_2O_3 oranında biraz artmakta ve %10 Al_2O_3 oranında tekrar azalmaktadır (Şekil 3.59). Bu grupta en az aşınma miktarı, dolayısıyla en yüksek aşınma mukavemeti %6 Al_2O_3 içeren kompozitlerde belirlenmiştir.

-Ortalama Partikül Boyutu $76,5\mu m$ olan kompozit malzeme grubunda 0+%4 Al_2O_3 oranları arasında aşınma miktarında düşüş, %4+%8 Al_2O_3 oranları arasında artış ve bu orandan %10 Al_2O_3 'e gelindiğinde aşınma miktarında

tekrar düşüş gözlenmektedir. Burada en yüksek aşınma mukavemeti %4 Al₂O₃ oranına sahip kompozit malzemede görülmektedir (Şekil 3.60).

-Ortalama Partikül Boyutu 108,3 µm olan kompozitlerde (Şekil 3.61) 0÷%4 Al₂O₃ oranları arasında aşınma miktarı düşmekte, %4÷%8 Al₂O₃ oranları arasında artmakta ve bu orandan %10 Al₂O₃'e gelindiğinde aşınma miktarı düşmektedir. Bu grupta en yüksek aşınma mukavemetinin %4 Al₂O₃ oranına sahip kompozit malzemede olduğu belirlenmiştir.

Bu çalışmada üretilen farklı Ortalama Partikül Boyutu içeren kompozit malzemeler içinde en yüksek aşınma mukavemeti 76,5 µm Ortalama Partikül Boyutuna sahip %4 Al₂O₃ içeren kompozitte belirlenmiştir (Şekil 3.62).

Kompozit malzemelerin içerdikleri % Al₂O₃ oranlarına göre aşınma miktarları değişimlerini gösteren grafikler incelendiği zaman, aşınma mukavemeti ile % Al₂O₃ oranı ve Ortalama Partikül Boyutu arasında belirgin bir ilişki olmadığı belirlenmiştir. Bu grafiklerde:

-%2 Al₂O₃ içeren kompozit malzemelerde en yüksek aşınma mukavemeti 59,38µm Ortalama Partikül Boyutuna sahip kompozitlerde (Şekil 3.63),

-%4 Al₂O₃ içeren kompozit malzemelerde (Şekil 3.64) en yüksek aşınma mukavemeti 76,5 µm Ortalama Partikül Boyutuna sahip kompozitlerde,

-%6 Al₂O₃ içeren kompozit malzemelerde en yüksek aşınma mukavemeti 76,5 µm Ortalama Partikül Boyutuna sahip kompozitlerde (Şekil 3.65),

-%8 Al₂O₃ içeren kompozit malzemelerde (Şekil 3.66) en yüksek aşınma mukavemeti 59,38 µm Ortalama Partikül Boyutuna sahip kompozitlerde,

-%10 Al_2O_3 içeren kompozit malzemelerde en yüksek aşınma mukavemeti $59,38 \mu m$ Ortalama Partikül Boyutuna sahip kompozitlerde (Şekil 3.67) belirlenmiştir.

Bu çalışmada, Al alaşımı/ $(Al_2O_3)_p$ kompozitinin üretimi %2+%10 $(Al_2O_3)_p$ arasında gerçekleştirilmiştir. Yapılan SEM incelemelerinde Al_2O_3 partikülleri ile matriks arasında Mg'ca zengin arayüzey bölgesi olduğu belirlenmiştir. Yaşlandırmayla matriks malzemesinin mukavemeti (üretilen kompozit malzemelerin SEM incelemelerinde -Şekil 3.73+3.75- belirlenen matriksin tane sınırlarında Al-Cu-Mg-Si içeren kompleks intermetalik fazların oluşması sonucu) önemli ölçüde artırılabilen bu kompozitlerde, Al_2O_3 partiküllerinin alüminyum alaşımına ilave edilmesiyle sertlik, çekme ve darbe mukavemetlerinde bir artış sağlanamamış, ancak aşınma mukavemetleri önemli ölçüde artırılmıştır. Bu artış oranı % 250 civarında olup, matriks alaşımına göre oldukça yüksektir.

Belirlenen tribolojik sistemde, Al alaşımı/ $(Al_2O_3)_p$ kompozitinde aşınma mukavemeti açısından en uygun malzemenin %4 Al_2O_3 oranında $76,5 \mu m$ Ortalama Partikül Boyutuna sahip kompozit olduğu belirlenmiştir.

Çalışmamız çerçevesinde geliştirilen üretim yöntemiyle üretilen ve mekanik özellikleri belirlenen bu kompozit malzemelerin, hafifliğin önemli olduğu, basma gerilmesi altında çalışan ve aşınmaya maruz sürtünme çiftlerinde kullanılabileceğini, ancak kullanım yerindeki işletme şartları da göz önüne alınarak söz konusu şartlara en uygun Al alaşımı/ $(Al_2O_3)_p$ kompozitinin belirlenmesi gerektiğini belirtmek gerekir. Sonradan uygulanacak mekanik ve/veya ısı işlemlerle bu kompozitlerin diğer mekanik özelliklerinin de iyileştirilmesi için yapılacak çalışmalar, bunların kullanım alanlarının genişlemesi açısından yararlı olacaktır.

KAYNAKLAR

- /1/ I. V. Kragelsky, M. N. Dobichin, V. S. Kombalov, Friction and Wear-Calculation Methods, (Pergamon Press, Oxford, 1982) 5,7,20,78.
- /2/ I. V. Kragelsky, V. V. Allisin, Friction-Wear-Lubrication, Tribology Handbook, Vol.1, (Mir Publishers, Moskow, 1986) 162.
- /3/ Oh, S. Y.; Cornie, J. A.; Russell, K. C.; "Wetting of Ceramic Particulates with Liquid Aluminum Alloys: Part I. Experimental Techniques", Metallurgical Transactions, 20A (1989) 527.
- /4/ Abis, S.; Donzelli, G.; "Effect of Reinforcement on the Ageing Processes of an Al-Cu/SiO₂-Al₂O₃ Metal Matrix Composite", Journal of Materials Science Letters, Vol. 7 (1988) 51-52.
- /5/ Rohatgi, P. K.; Asthana, R.; Das, S.; "Solidification, Structures, and Properties of Cast Metal-Ceramic Particle Composites", International Metall Reviews, Vol 31 (1986) No:3, 115.
- /6/ Quigley, B. F.; Abbaschian, G. J.; Wunderlin, R.; Mehrabian, R.; "A Method for Fabrication of Aluminum-Alumina Composites", Metallurgical Transactions, Vol. 13A (1983) 94.
- /7/ Jingyu, Y.; Chung, D.D.L.; "Casting Particulate and Fibrous Metal-Matrix Composites by Vacuum Infiltration of a Liquid Metal Under an Inert Gas Pressure", Journal of Materials Science, Vol.24 (1989) 3605-3612.

- /8/ Nesarikar, A. R.; Tewari, S. N.; Graham, E. E.; "Room Temperature Wear Characteristics of Al₂O₃-Particle Reinforced Aluminum Alloy Composite", Materials Science and Engineering, A147 (1991) 191-199.
- /9/ Rohatgi, P. K.; Pai, B. C.; Panda, S.C.; "Preparation of Cast Aluminium-Silika Particulate Composites", Journal of Materials Science, Vol. 14 (1979) 2277-2283.
- /10/ Surappa, M. K.; Rohatgi, P. K.; "Preparation of Cast Aluminium-Ceramic Particle Composites", Journal of Materials Science, Vol. 16 (1981) 983-993.
- /11/ Sato, A.; Mehrabian, R.; Metallurgical Transactions B, Vol. 78 (1976) 443-451.
- /12/ Rohatgi, P. K.; "Foundry Processing of Metal Matrix Composites", Modern Casting, Vol. 78 (1988), No: 4, 47-50.
- /13/ K. K. Chawla, Composite Materials, (Springer-Verlag, New York, 1987), 3-5.
- /14/ D. Hull; An Introduction to Composite Materials, (Chambridge University Press, Chambridge, 1988) 1-4.
- /15/ J. E. Shoutens, Introduction to Metal Matrix Composite Materials, MMCIAC Tutorial Series, No. 272, 1982.
- /16/ M. Taya; R. J. Arsenault; Metal Matrix Composites: Thermomechanical Behavior, (Pergamon Press, Oxford, 1989) 1-8.
- /17/ Fishman, S.G.; "A Metal Matrix Composite Requirement, More Reliable Mechanical Property Data", MMCIAC, Current Highligts, Vol. 1, 1981.

- /18/ P. Backe; H. Verhoest; Inorganic Fibre and Composite Materials, (Pergamon Press, Oxford, 1983).
- /19/ DURAL MMC, Dural Aluminum Composites Corporation, May 1987.
- /20/ Tokawhisker, Tokai Carbon Co., 1988.
- /21/ Kindliman, L. E.; Ansell, G. S.; "Dispersion Strengthening Austenitic Stainless Steels by Nitriding", Metallurgical Transactions, Vol. 1 (1970) 507.
- /22/ London, G. J.; "Dispersion Strengthened Copper-Thorium Boride and Copper-Alumina Alloys Produced by Melting and Casting", Document R 59 SD, General Electric Technical Information Service, (1959) 407.
- /23/ Pai, B.C., Ray, S., Probhakar, K.V., Rohatgi, P.K., "Fabrication of Aluminium-Alumina (Magnesia) Particulate Composites in Foundries using Magnesium Additions to the Melts", Materials Science and Engineering, 1976, 24, Vol.1, 31.
- /24/ Hasegawa, M.; Takeshita, K.; "Strengthening of Steel by the Method of Spraying Oxide Particles into Molten Steel Stream", Metallurgical Transaction, Vol. 9B (1978) 383.
- /25/ Pai, B. C.; Rohatgi, P. K.; "Production of Casting Aluminum-Graphite Particle Composites Using a Pellet Method", Journal of Materials Science, Vol. 13 (1978) 329.
- /26/ Quigley, B. F.; Abbaschian, G. J.; "A Method for Fabrication of Aluminum-Alumina Composites", Metallurgical Transaction, Vol. 13A (1982) 93.

- /27/ Krishnan, B. P.; Surappa, M. K.; Rohatgi, P. K.; "The UPAL Process: A Direct Method of Preparing Cast Aluminium Alloy-Graphite Particle Composites", Journal of Materials Science, Vol. 16 (1981) No:5, 1209.
- /28/ Deonath; Bhat, R. T.; Rohatgi, P. K.; "Preparation of Cast Aluminium Alloy-Mica Particle Composites", Journal of Materials Science, Vol. 15 (1980) No:5, 1241.
- /29/ Banerji, A.; Surappa, M. K.; Rohatgi, P. K.; "Cast Aluminum Alloys Containing Dispersions of Zirkon Particles", Metallurgical Transaction, Vol. 14B (1983) ,273.
- /30/ Deonath; Nararyan, R.; Rohatgi, P. K.; "Damping Caoasity, Resistivity, Thermal Expansion and Machinability of Aluminium Alloy-Mica Composites", Journal of Materials Science, Vol. 16 (1981), No:11, 3025.
- /31/ US Patent No. 3, 600, 163, 1967. "Internally Heated Autoclave for Metal Impregnation", Toshikatsu Lubikava, Nippon Carbon Company, Ltd. Tokyo, Japan.
- /32/ US Patent No. 3, 885, 959, 1969. "Process for Making Carbon-Aluminum Composites", J. F. Demendi, St. Marys, Pa., assignor to Pure Carbon Company, Inc., St. Marys, Pa.
- /33/ Banerji, A.; Surappa, M. K.; Rohatgi, P. K.; in Proc. Nat. Conf. on "Aluminium Metallurgy", Bangalore, 1979, Indian Instute of Science, 299.
- /34/ Keshavaram, B. N.; Banerji, A.; Surappa, M. K.; Rohatgi, P. K.; "Cast Aluminium-Glass Composites", Journal of Materials Science Letters, Vol. 1 (1982), No:1, 29.

- /35/ Prasad, B. K.; Dan, T. K.; Rohatgi, P. K.; "Pressure-Induced Improvement in Interfacial Bonding Between Graphite and Aluminum Matrix in Graphitic Aluminum Particle Composites", Journal of Materials Science Letters, Vol. 6 (1987) No:9, 1076-1078.
- /36/ Sugishita, J.; Fujiyoshi, S.; Imura, T.; Ishii, M; "A Study of Cast Alloys with Partially Dispersed Graphite.1. The Process of Partial Dispersion with Uncoated Carbon Microballoons", Wear, Vol.81 (1982) 2, 209-220.
- /37/ Levi, C. G.; Abbaschian, G. J.; Mehrabian, R.; "in 'Rheocasting', (Ed. R. D. Frenels and F. S. Modi)"; 1979, Columbus, Ohio, Metals and Ceramics Information Center (Chem. Abstr., Vol. 84 (1980), 143786n.
- /38/ Hosking, F. M.; Portillo, F. F.; Wunderlin, R.; Mehrabian, R.; "Composites of Aluminium Alloys: Fabrication and Wear Behaviour", Journal of Materials Science, Vol. 17 (1982), 477.
- /39/ Agarvala, V.; Ray, S.; "Morphological Changes Occoring During Partial Homogeneization of an Al-3.76 wt.%Cu Rheocasting Alloy", Z. Metallkunde, Bd. 80 (1989) H, 2, 119-122.
- /40/ Agarvala, V.; Ray, S.; "The Aging Response of a Partially Homogenized Al-4,45 wt.%Cu Rheocast Alloy at 140° C", Z. Metallkunde, Bd 80 (1989)H, 2, 119-122.
- /41/ Aeropulsion '87, Session 1-Aeropropulsion Materials Reshearch, NASA Conferance Publ. 10003, Nowember 1987, 77.
- /42/ Johonson, W. S.; ASTM Standardization News, October 1987, 36-39.

- /43/ Wilm, A.; "Physical-Metallurgical Experiments on Aluminium Alloys Containing Magnesium", Metallurgie, Zeitschrift für die Gesamte Hüttenkunde: Aufbereitung-Eisen-und Metallhüttenkunde-Metallographie, Vol. 8 (1911) 103-111.
- /44/ Nicholson, R. B.; Thomas, G.; Nutting, J.; "Electron-Microscopic Studies of Precipitation in Aluminium Alloys", Journal of Inst. Metals, Vol. 8 (1958-59), 429.
- /45/ H. J. Bargel; G. Schulze; Werkstoffkunde, (VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1983) 68, 251-253.
- /46/ J. W. Martin, Precipitation Hardening, (Pergamon Press, Oxford, 1986) 42.
- /47/ Lorimer, G. W.; Nicholson, R. B.; "The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids", Inst. Metals, London, (1969) 19.
- /48/ I. J. Polmear; Light Alloys: Metallurgy Of the Light Metals, (Edward Arnold Publ. Ltd., London, 1981) 16-24.
- /49/ A. Kelly; R. B. Nicholson; "Precipitation Hardening", Progress in Materials Science, Vol. 10 (1963), 330.
- /50/ J. C. Andersen; K. D. Leaver; R. D. Rawlings; J. M. Alexander; Materials Science, Von Nostrand Reinhold (UK), 1985, 202.
- /51/ Orowan, E.; "Theory of Yield Without Particle Shear", Inst. Metals Symposium on Internal Stresses, 1948, 451.
- /52/ D. Altenpohl; Aluminum Viewed from Within, (Aluminum-Verlag, Dusseldorf, 1982) 201.

- /53/ J. E. Hatch, Aluminum: Properties and Physical Metallurgy, American Society for Metals, 1984, Ohio, 30,31,203,332.
- /54/ L. F. Mondolfo, Aluminum Alloys: Structure and Properties, (London, Butterworths, 1976) 143-145, 201.
- /55/ Papazian, J. M.; "A Calorimetric Study of Precipitation in Aluminum Alloy 2219", Metallurgical Transactions A, Vol. 12A (Feb. 1981) p. 269.
- /56/ Demirci, A. H.; "Ötektoidalı Alaşımsız Çeliklerin Isıl İşlemlere Bağlı Olarak Aşınma Davranışlarının İncelenmesi ve Optimizasyonu", Doçentlik Çalışması, E. Ü. Makina Fakültesi, 1982, 8-10,12,15,17-21,28,30,44.
- /57/ Kragelsky I.V., Reibung und Verscleiss, Carl Hanser Verlag, München, 1971.
- /58/ Bowden, F.B., Tabor, D., Friction and Lubrication of Solids, (Oxford at the Clarendon Press, 1964) 544.
- /59/ Demirci, A. H.; "Seçilen Bir Al-Cu Alaşımında (%4.5 Cu) Yaşlandırma İşleminin Mekanik Özellik Değişimlerine Etkisi", II. Ulusal Makina Tasarım ve İmalat Kongresi, O.D.T.Ü. (1988), 633-639.
- /60/ Demirci, A. H.; "Yaşlandırılabilir Bir Al-Alaşımının Belirlenmiş Deney Sistemlerinde ve Değişik Yaşlandırma Sertliklerinde Kaviteasyon ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi", II. Balıkesir Mühendislik Sempozyumu, U. Ü. Basımevi (1991) 69-78.
- /61/ Ramani, G.; Ramamohan, T. R.; Pillai, R. M.; Pai, B. C.; "Stability of Non-Wetting Dispersoid Suspension in Metallic Melts", Scripta Metallurgica et Materialia, Vol.

24 (1990), 1419-1424.

- /62/ Ramani, G.; Pillai, R. M.; Pai, B. C.; Ramamohan, . R.; "Factors affecting the stability of non-wetting dispersoid suspensions in metallic melts", Composites, Vol. 22, (1993) No:2, 143.
- /63/ Hatipoğlu, M.; "Sementasyon eliğinden (SAE 8620) İmal Edilen Belirlenmiş Bir Tahrik Dişlisinin, Sementasyon Kalınlığına ve çalışma şartlarına Bağlı Olarak Yüzey Bölgesi Değişimlerinin İncelenmesi", Doktora Tezi, Yönetici: A. H. DEMİRCİ), U. Ü. Müh. Fak., Bursa, 1990, 74.
- /64/ A. H. Demirci; Özel görüşmelerimizde önermiştir.
- /65/ Murali, T. P.; Surappa, M. K.; Pohatgi, P. K.; "Preparation and Properties of Al-Alloy Coconut Shell Char Particulate Composites", Metallurgical Transactions B, Vol. 13B (1981), 485-494.

TEŞEKKÜR

Araştırmalarım süresince, çalışmalarımda yaptığı yardımlardan ve yol göstermelerinden dolayı tez danışmanım ve değerli hocam Prof. Dr. A. Halim DEMİRCİ'ye sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Deneyisel çalışmalarımda büyük yardımlarını gördüğüm Malzeme Laboratuvarı Teknisyeni Sayın Adnan KAYGISIZ'a, tüm laboratuvar çalışanlarına ve Takım Tezgahları Ateyesi personeline teőekkürü bir borç bilirim.

T.C. YÜKSEKÖRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON M.L.İ. 21

ÖZGEÇMİŞ

1963 yılında Bitlis'te doğdu. İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nden 1984 yılında mezun oldu. 1985 yılında U. Ü. Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü'nde araştırma görevlisi olarak göreve başladı. Aynı yıl, Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda başladığı Yüksek Lisans öğrenimini 1987'de tamamlayarak aynı kurumda doktora çalışmalarına başlamıştır.

