İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MEKANİK ALAŞIMLAMA SÜREÇLERİ İLE Al-20Si ESASLI TOZ VE SİNTER KOMPOZİTLERİN GELİŞTİRİLMESİ VE KARAKTERİZASYON ÇALIŞMALARI

DOKTORA TEZİ

Hasan GÖKÇE

İleri Teknolojiler Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

HAZİRAN 2013

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MEKANİK ALAŞIMLAMA SÜREÇLERİ İLE Al-20Si ESASLI TOZ VE SİNTER KOMPOZİTLERİN GELİŞTİRİLMESİ VE KARAKTERİZASYON ÇALIŞMALARI

DOKTORA TEZİ

Hasan GÖKÇE
(706022005)

İleri Teknolojiler Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Mustafa Lütfi ÖVEÇOĞLU

HAZİRAN 2013

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 706022005 numaralı Doktora Öğrencisi **Hasan GÖKÇE**, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı **"MEKANİK ALAŞIMLAMA SÜREÇLERİ İLE Al-20Si ESASLI TOZ VE SİNTER KOMPOZİTLERİN GELİŞTİRİLMESİ ÇALIŞMALARI "** başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. M. Lütfi ÖVEÇOĞLU** .....
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Mustafa ÜRGEN** .....
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Gönül ÖZEN .....
İstanbul Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Burak ÖZKAL .....
İstanbul Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Deniz UZUNSOY .....
Bursa Teknik Üniversitesi

Teslim Tarihi : **18 Şubat 2011**
Savunma Tarihi : **04 Haziran 2013**

Eşime,

ÖNSÖZ

Çalışmalarım süresince, bana değerli fikirleri ve deneyimleri ile her türlü desteğini eksik etmeyerek çalışmalarımın tamamlanmasını sağlayan sayın hocam Prof. Dr. M. Lütfi ÖVEÇOĞLU'na teşekkürlerimi sunarım.
Tez izleme komitemde yer alan ve bana fikirleri ile daima yol gösteren sayın hocalarım Prof. Dr. Mustafa ÜRGEN'e ve Prof. Dr. Gönül ÖZEN'e teşekkür ederim.
Tüm çalışmam süresince her türlü yardımda bulunan ve bana yol gösteren hocam Doç. Dr. Burak ÖZKAL'a teşekkür ederim.
Deneysel çalışmalarım boyunca sorumluluğu altındaki laboratuvarlardaki her türlü cihazın kullanımı konusunda bana yardımcı olan Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU'na teşekkür ederim.
Laboratuvarda benimle birlikte her türlü yükün altına giren ve yardımcı olan Dr. A. Umut SÖYLER'e teşekkür ederim.
Numunelerimin taramalı elektron mikroskobu ile görüntülerinin alınmasında bana yardımcı olan Prof. Dr. Gültekin GÖLLER'e teşekkür ederim.
Bazı analizleri için laboratuvar cihazlarını kullanmamda yardımcı olan Doç. Dr. Deniz UZUNSOY ve YTÜ Merkez Laboratuvarı çalışanlarına teşekkür ederim.
TEM çalışmalarındaki katkılarından dolayı Yüksek Mühendis Aziz GENÇ'e teşekkür ederim.
Çalışmaları benim çalışmamla paralel olarak devam eden ve bana da her zaman yardımcı olan Malzeme Yüksek. Mühendisi. Ceren İMER'e teşekkür ederim.
Yaptığım çalışma boyunca her zaman yanımda olup bana destek olan sevgili Partikül Malzemeler laboratuvarlarındaki tüm arkadaşlarıma teşekkür ederim. Fikirleriyle çalışmalarımda katkıda bulunan Dr. Duygu AĞAOĞULLARI'na teşekkür ederim.
Devlet Planlama Teşkilatı'na 90189 No'lu proje kapsamında sağladıkları imkan ve destek için teşekkür ederim.
Son olarak tüm eğitim yaşantımda bana maddi ve manevi destek olan sevgili annem Gülsüm GÖKÇE ve babam Mustafa GÖKÇE'ye
teşekkürlerimi sunarım.

Şubat 2011

Hasan GÖKÇE
Seramik Yüksek Mühendisi

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ ..... **vii**
KISALTMALAR ..... **xiii**
ÇİZELGE LİSTESİ ..... **xv**
ŞEKİL LİSTESİ ..... **xvii**
ÖZET ..... **xxv**
1. GİRİŞ **1**
2. KOMPOZİT MALZEMELER **7**
2.1 Kompozit Malzemelerin Genel Özellikleri 10
2.2 Kompozit Malzemelerin Avantajları ve Dezavantajları 10
2.3 Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması ve Özellikleri 12
2.3.1 Elyaflı kompozitler 12
2.3.2 Parçacıklı kompozitler 13
2.3.3 Tabakalı kompozitler 13
2.3.3.1 Tabakalı kompozitlerin örnekleri ve uygulamaları 13
2.4 Metal Matriks Kompozitler 15
2.4.1 Metal matriks kompozitlerin üretimi 19
2.4.1.1 Partikül pekiştiricili metal matriks kompozitler 20
2.4.1.2 Dispersiyon pekiştiricili metal matriks kompozitler 22
3. ANA MATRİKS MALZEMELERİ VE PEKİŞTİRİCİLER **25**
3.1 Alüminyum 25
3.1.1 Alüminyumun özellikleri ve avantajları 26
3.1.2 Alüminyum üretim yöntemleri 27
3.1.2.1 Birincil alüminyum üretimi 27
3.1.2.2 İkincil alüminyum üretimi 27
3.1.3 Alüminyumun kullanım alanları 28
3.2 Alüminyum Alaşımları 34
3.2.1 Al alaşımlarının tarihçesi 35
3.2.2 Al alaşım dökümlerinin avantajları ve sınırlamaları 36
3.2.3 Alaşımların sınıflandırılması ve kodlanması 38
3.2.3.1 Alüminyum birliği (AA) döküm alaşımı adlandırma sistemi 38
3.2.3.2 Alüminyum birliği alaşım ısıl işlem kodlandırma sistemi 40
3.2.4 Al alaşımları bileşim grupları 40
3.2.4.1 Alüminyum-bakır 40
3.2.4.2 Alüminyum-silisyum-bakır (Al-Si-Cu) 41
3.2.4.3 Al-Si 42
3.2.4.4 Al-Si-Mg 43
3.2.4.5 Al-Mg 43
3.2.4.6 Al-Zn-Mg 44
3.2.4.7 Al-Sn 44
3.2.5 Al alaşım döküm sistemlerinde silisyum'un (Si) etkisi ve önemi 44
3.2.6 Alaşım gruplarının uygulama alanları ve başlıca özellikleri 45
3.2.6.1 Genel amaçlı alaşımlar 45

3.2.6.2 Yüksek sıcaklık alaşımları 48
3.2.6.3 Aşınmaya dirençli alaşımlar 49
3.2.6.4 Normal dayanıma sahip alaşımlar 49
3.2.6.5 Yüksek dayanımlı alaşımlar 50
3.2.7 Al katı çözeltisinin özellikleri 51
3.2.8 Al-Si alaşımlarının özellikleri 51
3.3 Zirkonyum Borür (ZrB_2) 54
3.4 Titanyum Diborür 55
4. ÜRETİM YÖNTEMLERİ 57
4.1. Toz Metalurjisi 57
4.2 Toz Üretimi 64
4.3 Mekanik Alaşımlama 66
4.3.1 Üretim ekipmanları 70
4.4 Özel Tozların Üretim Yöntemleri 73
5. ŞEKİLLENDİRME 75
5.1 Enjeksiyon Kalıplama 75
5.2 Ekstrüzyon 76
5.3 Yaş Şekillendirme Teknikleri 76
5.3.1 Slip ve sulu çamur döküm 76
5.4 Şerit Döküm 77
5.5 Presleme 77
5.5.1 Soğuk izostatik presleme 79
6. SİNTERLEME 81
6.1 Katı-Hal Sinterleme Teorisi 85
6.2 Sıvı Fazlı Sinterleme 86
6.3. İşlem Atmosferi 88
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR 89
7.1 Malzeme Seçimi 90
7.1.1 Alüminyum (Al) 90
7.1.2 Silisyum (Si) 90
7.1.3. Titanyum diborür (TiB_2) 91
7.1.4. Zirkonyum diborür (ZrB_2) 91
7.1.5 İtriyum oksit (Y_2O_3) 91
7.1.6 Lantan oksit (La_2O_3) 91
7.1.7 Seryum oksit (CeO_2) 92
7.2 Mekanik Alaşımlama Süreçleri 92
7.3 Toz Karakterizasyon Deneyleri 94
7.3.1 Partikül boyutu ve zeta potansiyeli ölçümü 94
7.3.2 X-ışını difraksiyonu analizleri 96
7.3.3 X-Işını floresans (XRF) analizleri 96
7.3.4 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Çalışmaları 97
7.3.5 Geçirimli elektron mikroskobu (TEM) çalışmaları 97
7.3.6 Metalografik numune hazırlama 98
7.3.7 Optik mikroskop çalışmaları 98
7.3.8 Termal analizler 99
7.3.9 Mikrosertlik ölçümleri 99
7.4 Presleme 100
7.4.1 Yoğunluk ölçümleri 101
7.5. Sinterleme Çalışmaları 101
7.5.1 Bağlayıcı giderme 101

7.5.2 Dilatometre çalışması 102
7.5.3 Numunelerin sinterlenmesi 103
7.6 Sinterlenmiş Numunelerin Karakterizasyonu 105
7.6.1 Yoğunluk ölçümleri 105
7.6.2 X-ışını difraktometresi (xrd) çalışmaları 105
7.6.3 Taramalı elektron mikroskobu çalışmaları 105
7.6.4 Metalografik numune hazırlama 105
7.6.5 Optik mikroskop çalışmaları 106
7.6.6 Mikrosertlik ölçümleri 106
7.6.7 Aşınma testleri 106
8. KARAKTERİZASYON ÇALIŞMALARI 107
8.1 Başlangıç Tozlarının Karakterizasyonu 107
8.1.1 Başlangıç tozları 107
8.2 Mekanik Alaşımlanmış Tozların Karakterizasyonu 111
8.2.1 Al-20Si Ana matriks kompozit tozlarının karakterizasyonu 113
8.2.1.1 Faz analizleri 113
8.2.1.2 Partikül boyut ölçümü analizleri 115
8.2.1.3 Elektron mikroskobu analizleri 117
8.2.1.4 Mekanik özellikleri 119
8.2.1.5 Isıl analizler 120
8.2.2 Al-20Si/5,10 TiB_2 kompozit tozlarının karakterizasyonu 121
8.2.2.1 Faz analizleri 121
8.2.2.2 Elektron mikroskobu analizleri 124
8.2.2.3 Mekanik özellikler 126
8.2.2.5 Isıl analizler 127
8.2.3 Al-20Si/5, 10, 15 ZrB_2 kompozit tozlarının karakterizasyonu 128
8.2.3.1 Faz Analizleri 128
8.2.3.2 Elektron mikroskobu analizleri 131
8.2.3.3 Mekanik özellikler 132
8.2.3.4 Isıl analizler 134
8.2.4 Y_2O_3 katkılı Al-20Si kompozit tozlarının karakterizasyonu 134
8.2.5 La_2O_3 takviyeli Al-20Si kompozit tozlarının karakterizasyonu 135
8.2.6 CeO_2 katkılı Al-20Si kompozit tozlarının karakterizasyonu 136
8.3 Preslenmiş Tozların Karakterizasyonu 137
8.4 Sinterlenmiş Numunelerin Karakterizasyonu 141
8.4.1 Al-20Si metal matriks kompozitler 141
8.4.1.1 Yoğunluk ölçümleri 141
8.4.1.2 Faz analizleri 141
8.4.1.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri 142
8.4.1.4 Optik mikroskop ile mikroyapı analizleri 145
8.4.1.5 Mekanik özellikler 147
8.4.2 TiB_2 takviyeli Al-20Si metal matriks kompozitler 151
8.4.2.1 Yoğunluk ölçümleri 151
8.4.2.2 Faz analizleri 154
8.4.2.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri 155
8.4.2.4 Optik mikroskop ile mikroyapı analizleri 157
8.4.2.5 Mekanik özellikler 158
8.4.3 ZrB_2 takviyeli Al-20Si metal matriks kompozitler 161
8.4.3.1 Yoğunluk ölçümleri 161
8.4.3.2 Faz analizleri 166

8.4.3.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri 168
8.4.3.4 Optik mikroskop ile mikroyapı analizleri 170
8.4.3.5 Mekanik özellikler 171
8.4.4 Y_2O_3 takviyeli Al-20Si metal matriks kompozitler 176
8.4.4.1 Yoğunluk ölçümleri 176
8.4.4.2 Faz analizleri 177
8.4.4.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri 177
8.4.4.4 Mekanik özellikler 178
8.4.5 La_2O_3 takviyeli Al-20Si metal matriks kompozitler 180
8.4.5.1 Yoğunluk ölçümleri 180
8.4.5.2 Faz analizleri 181
8.4.5.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri 182
8.4.5.4 Mekanik özellikler 183
8.4.6 CeO_2 takviyeli Al-20Si metal matriks kompozitler 185
8.4.6.1 Yoğunluk ölçümleri 185
8.4.6.2 Faz analizleri 185
8.4.6.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri 187
8.4.6.4 Mekanik özellikler 187
9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 193
KAYNAKLAR 199
ÖZGEÇMİŞ 207

KISALTMALAR

Ağ. : Ağrlıkça
A.B.D. : Amerika Birleşik Devletleri
cm^3 : Santimetreküp
DSC : Diferensiyel Taramalı Kalorimetri
EDS : Enerji Yayılımlı Spektrometre
g : Gram
HEBM :Yüksek Enerjili Bilyalı Öğütme
HV : Vikers Sertliği
KV : Kilovolt
MA : Mekanik Alaşımlama
MMC : Metal Matriks Kompozit
MMK : Metal Matriks Kompozit
mA : Miliamper
MPa : Megapaskal
µm : Mikrometre
nm : Nanometre
OM : Optik Mikroskop
Sa : Saat
SEM : Taramalı Elektron Mikroskobu
TEM : Geçirimli Elektron Mikroskobu
TG : Termogravimetrik Analiz
TM : Toz Metalurjisi
XRD : X-Işınları Difraktometresi
XRF : X-Işını Floresans
% : Yüzde
^oC : Santigrat Derece

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : Metal matris kompozitlerde kullanılan seramik pekiştiriciler..... 21
Çizelge 2.2 : Al matris kompozitlerde kullanılan pekiştiriclerin özellikleri. 22
Çizelge 3.1 : Bir otomobilde alüminyum kullanımının avantajı. 31
Çizelge 3.2 : Alüminyum parçalar ve bunların şekillendirme yöntemleri..... 32
Çizelge 8.1 : Değişik sürelerde MA'lanmış tozların XRF analiz sonuçları. 107
Çizelge 8.2 : Başlangıç tozlarının kimyasal analizi..... 108
Çizelge 8.3 : Tozların ölçülen partikül boyutları..... 108
Çizelge 8.4a : Toz kompozisyon bilgisi (Al-Si ve Al-Si- TiB_2 kompozisyonları).. 111
Çizelge 8.4b : Toz kompozisyon bilgisi (Al-Si- ZrB_2 komposizyonu). 112
Çizelge 8.4c : Toz kompozisyon bilgisi (Al-Si-Y_2O_3, La_2O_3, CeO_2 kompozisyonları) 112
Çizelge 8.5 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si numunelerinin ham değerleri..... 138
Çizelge 8.6 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si-xTiB_2 numunelerinin ham yoğunluk değerleri 138
Çizelge 8.7 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si-xZrB_2 numunelerinin ham yoğunluk değerleri. 139
Çizelge 8.8 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si-xY2O3 numunelerinin ham yoğunluk değerleri. 140
Çizelge 8.9 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si-xLa2O3 numunelerinin ham yoğunluk değerleri. 140
Çizelge 8.10 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si-xCeO2 numunelerinin ham yoğunluk değerleri. 140
Çizelge 8.11 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerinin yoğunluk değerleri. 141
Çizelge 8.12 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerinin sertlik değerleri. 148
Çizelge 8.13 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerinin aşınma değerlerinin karşılaştırılması..... 150
Çizelge 8.14 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xTiB_2 numunelerinin karşılaştırmalı yoğunluk değerleri. 151
Çizelge 8.15 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xTiB_2 numunelerinin sertlik değerleri. 159
Çizelge 8.16 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xZrB_2 numunelerinin yoğunluk değerleri. 162
Çizelge 8.17 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xZrB_2 numunelerinin sertlik değerleri. 172
Çizelge 8.18 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xY_2O_3 numunelerinin karşılaştırmalı yoğunluk değerleri 176
Çizelge 8.19 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xLa_2O_3 kompozit numunelerinin karşılaştırmalı yoğunluk değerleri. 181

Çizelge 8.20 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xCeO_2 kompozit numunelerinin karşılaştırmalı yoğunluk değerleri. 185

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Metal matrisli kompozit malzemelerin sınıflandırılması 17
Şekil 2.2 : SiC partiküllerinin farklı geometrik şekilleri 22
Şekil 3.1 : Alüminyum üretim yöntemleri ve akış şeması 28
Şekil 3.2 : Yıllara göre otomobil ağırlıklarındaki değişim 30
Şekil 3.3 : Otomobilde alüminyum kullanımı. 30
Şekil 3.4 : Üretim tekniğine göre alüminyum dağılımı. 32
Şekil 3.5 : Alüminyum ekstrüzyon ürünlerin sektörlere göre dağılımı 33
Şekil 3.6 : Alüminyum hadde ürünlerin sektörlere göre dağılımı 33
Şekil 3.7 : Alüminyum döküm ürünlerin sektörlere göre dağılımı 34
Şekil 3.8 : Al-Si ikili denge diyagramı 52
Şekil 3.9 : Al-Si ikili faz diyagramında farklı Si içerikleri 53
Şekil 4.1 : Farklı tip mühendislik malzemelerine ait olan ve genellikle üretimde sıkça kullanılan tozlar sistemlerinin ve boyut aralıklarının kıyaslanması 57
Şekil 4.2 : Toz metalurjisi akım şeması 59
Şekil 4.3 : Toz metalurjisi üretim yöntemlerinin sınıflandırılması 60
Şekil 4.4 : Toz metalurjisi proses akışı adımları 61
Şekil 4.5 : Bileşim, toz özellikleri, üretim değişkenleri ve ürün performansının etkileşimi 62
Şekil 4.6 : Toz metalurjisi tekniklerinin kullanılmasındaki ana sebeplerin Venn şeması olarak gösterilişi 63
Şekil 4.7 : Silindirik bilyalı değirmende hareketin gösterilmesi 66
Şekil 4.8 : Mekanik alaşımlamanın süreçlerinin şematik gösterimi 67
Şekil 4.9 : Mekanik alaşımlamada kullanılan kavanoz ve bilya sistemi 68
Şekil 4.10 : Bilyaların tozlar ile çarpışma ile etkileşimi 68
Şekil 4.11 : Mekanik alaşımlama esnasında tozlarda meydana gelen değişimler. .. 69
Şekil 4.12 : Mekanik alaşımlama işlemi sonucunda elde edilen mikroyapı 69
Şekil 4.13 : Mekanik alaşımlamada kullanılan yüksek enerjili bilyalı öğütücü 71
Şekil 4.14 : Gezegen tipi öğütücü 71
Şekil 4.15 : Atritör tipi öğütücü 71
Şekil 5.1 : Toz enjeksiyon kalıplamada işlem sırası 75
Şekil 5.2 : Çubuk ve boru gibi sürekli ürünlerin şekillendirilmesinde toz-bağlayıcı karışımının kalıp deliğinden ekstrüzyonla geçişinin şematik gösterimi 76
Şekil 5.3 : Slip döküm işleminin şematik gösterimi 77
Şekil 5.4 : Tek yönlü preslemede işlem kademeleri 78
Şekil 5.5 : Preslenme esnasında tozların görünümü 78
Şekil 6.1 : Sinterlemenin farklı kademelerinin şematik gösterimi 83
Şekil 6.2 : Farklı sinterleme mekanizmalarının örnekleri. 84
Şekil 6.3 : Katı hal sinterlemesinde partiküller arası boyun verme şeklinde gerçekleşen sinterleme aşamaları 85

Şekil 6.4 : Ham malzemede katı hal sinterlemesinin değişik aşamaları 86
Şekil 6.5 : Sıvı fazlı sinterlemede katı tanelerin oluşan sıvı ile ıslatılması 87
Şekil 6.6 : Sıvı faz sinterlemesinin aşamaları 88
Şekil 7.1 : Deneysel süreçlerin akım şeması 90
Şekil 7.2 : Spex™ yüksek enerjili öğütücü 93
Şekil 7.3 : Kapalı ortam kutusu 94
Şekil 7.4 : Malvern Instruments™ (a) Mastersizer 2000 (b) zetasizer lazer partikül boyut ölçüm cihazı 95
Şekil 7.5 : Elga™ Saf su cihazı 95
Şekil 7.6 : Bandalin (a)Sonorex™ Ultrasonik banyo, (b)homojenizatör 95
Şekil 7.7 : Bruker™ X Işınları difraktometresi 96
Şekil 7.8 : Thermo Scientific™ NITON XL3t XRF analiz cihazı. 97
Şekil 7.9 : (a)Jeol™-JSM-T330 (b) Jeol™-JSM-7000F Taramalı Elektron Mikroskobu 97
Şekil 7.10 : Jeol™-JSM-2000EX 98
Şekil 7.11 : (a) Struers™ Bakalite alma cihazı (b) Struers™ Parlatma cihazı. 98
Şekil 7.12 : Nikon™ Metal optik mikroskobu 99
Şekil 7.13 : TA Instruments™ Termal analiz cihazı 99
Şekil 7.14 : Shimadzu™ Mikrosertlik test cihazı 100
Şekil 7.15 : Tek eksenli hidrolik el presi 100
Şekil 7.16 : Quantachrome™ Yoğunluk ölçüm cihazı 101
Şekil 7.17 : Protherm™ Bağlayıcı giderme fırını 101
Şekil 7.18 : Numunelere uygulanan bağlayıcı giderme ve tavlama fırın rejimi 102
Şekil 7.19 : Anter™ Dilatometre 102
Şekil 7.20 : (a) Al-20Si 4 sa MA'lanmış 560 ºC'de (b) Al-20Si 4 sa MA'lanmış numunelerin 570 ºC'de dilatometre analizi. 103
Şekil 7.21 : Linn™ Kontrollü atmosfer sinter fırını 104
Şekil 7.22 : Numunelere uygulanan sinterleme rejimi 104
Şekil 7.23 : Precisa™ Arşimet terazisi. 105
Şekil 7.24 : Tribotester™ Aşınma cihazı 106
Şekil 8.1a : Alüminyum tozuna ait partikül boyut dağılım grafiği. 109
Şekil 8.1b : Silisyum tozuna ait partikül boyut dağılım grafiği 109
Şekil 8.1c : Y_2O_3 tozuna ait partikül boyut dağılım grafiği. 109
Şekil 8.2 : (a) Al (x1500), (b) Si (x10.000), (c) Y_2O_3 (x1500) tozlarının taramalı elektron mikroskobu resimleri. 110
Şekil 8.3a : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8, 12, 16 ve 20 sa) MA'lanmış Al-20Si tozlarının XRD grafikleri 113
Şekil 8.3b : MA'lanmış Al20Si ana matris sisteminde öğütme süresine göre Al'un kristalin boyutunun değişimi. 114
Şekil 8.3c : MA'lanmış Al20Si ana matris sisteminde öğütme süresine göre Al'un kalıntı gerilmesinin değişimi. 114
Şekil 8.4 : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8, 12, 16 ve 20 sa) MA'lanmış ve 400 ºC'de tavlanmış Al20Si tozlarının XRD grafikleri. 115
Şekil 8.5 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si (a) 2 sa MA, (b) 4 sa MA, (c) 8 sa MA. 115
Şekil 8.6 : Zeta potansiyel ayarlandıktan sonra ölçülmüş olan çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si (a) 2 sa. 116
Şekil 8.7 : Al20Si tozlarının zeta potansiyel eğrileri (a) 2 sa MA, (b) 4 sa MA, (c) 8 sa MA MA, (b) 4 sa MA, (c) 8 sa MA. 117
Şekil 8.8 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si tozlarının SEM fotoğrafları

(a) 2 sa (2500x) (b) 2 sa (5000x) (c) 4 sa (2500x) (d) 4 sa (5000x) (e) 8 sa (2500x), (f) 8 sa (5000x).. 118
Şekil 8.9 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si tozlarının SEM fotoğrafları 16 sa (2500x) (b) 16 sa (5000x) (c) 20 sa (2500x) (d) 20 sa (5000x)…… 119
Şekil 8.10 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si tozlarının sertlik değişim grafikleri. 120
Şekil 8.11 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si tozlarının DSC eğrileri. 121
Şekil 8.12a : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8 sa) MA'lanmış Al-20Si-5TiB_2 tozlarının XRD grafikleri. 122
Şekil 8.12b : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8 sa) MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 tozlarının XRD grafikleri. 122
Şekil 8.12c : MA'lanmış Al20Si(5,10)TiB_2 sisteminde öğütme süresine göre Al'un kristalin boyutunun değişimi. 123
Şekil 8.12d : MA'lanmış Al-20Si ve Al20Si(5,10)TiB_2 sisteminde öğütme süresine göre Al'un kalıntı gerilmesinin karşılaştırmalı değişimi. 123
Şekil 8.13 : Şekil 8.13 : MA'lanmış ve 400 ^oC'de tavlanmış Al-20Si-10TiB_2 kompozit tozlarının XRD paternleri..... 124
Şekil 8.14 : 8 sa MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 tozlarının TEM fotoğrafları (a) aydınlık alan (b) karanlık alan (c) seçilmiş alan difraksiyon paterni. 125
Şekil 8.15 : 8 sa MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 tozlarının TEM fotoğrafları (a) aydınlık alan (b) karanlık alan (c) Al ve Si içeren seçilmiş alan difraksiyon paterni 126
Şekil 8.16 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5TiB_2 ve Al-20Si-10TiB_2 tozlarının karşılaştırmalı sertlik değişim grafikleri. 127
Şekil 8.17 : 4 sa MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 tozlarının DSC eğrileri. 127
Şekil 8.18a : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8 sa) MA'lanmış Al-20Si-5ZrB_2 tozlarının XRD grafikleri.. 128
Şekil 8.18b : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8 sa) MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 tozlarının XRD grafikleri.. 128
Şekil 8.18c : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8 sa) MA'lanmış Al-20Si-15ZrB_2 tozlarının XRD grafikleri.. 129
Şekil 8.19a : MA'lanmış Al-20Si-(5,10,15)ZrB_2 sisteminde öğütme süresine göre Al'un kristalin boyutunun değişimi. 130
Şekil 8.19b : MA'lanmış Al-20Si-(5,10,15)ZrB_2 sisteminde öğütme süresine göre Al'un kalıntı gerilmesinin değişimi. 130
Şekil 8.20 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-15ZrB_2 tozlarının tavlama sonrası XRD paterni. 131
Şekil 8.21 : 8 sa MA'lanmış Al-20Si-10ZrB2 tozlarının TEM fotoğrafları (a) aydınlık alan (b) karanlık alan (c) ZrB_2 içeren seçilmiş alan difraksiyon paterni.. 132
Şekil 8.22 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 tozlarının sertlik değişim grafikleri. 133
Şekil 8.23 : Farklı sürelerde öğütülmüş Al20Si ana matris tozları ile TiB_2 ve ZrB2 katkılı Al-20Si kompozit tozlarının karşılaştırmalı sertlik değişimleri. 133
Şekil 8.24 : 4 sa MA'lanmış Al-20Si-10ZrB2 tozlarının DSC eğrileri. 134
Şekil 8.25 : 4 saat MA'lanmış farklı miktarlarda Y_2O_3 içeren Al-20Si kompozit tozlarının XRD paternleri..... 135
Şekil 8.26 : 4 saat MA'lanmış farklı miktarlarda La_2O_3 içeren Al-20Si kompozit

tozlarının XRD paternleri. 136
Şekil 8.27 : 4 saat MA'lanmış farklı miktarlarda CeO_2 içeren Al-20Si kompozit tozlarının XRD grafikleri. 137
Şekil 8.28 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si tozlarının sinter sonrası XRD paterni. 142
Şekil 8.29 : 0 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin SEM fotoğrafları (a) 15000x (b) 2500x 143
Şekil 8.30 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x 143
Şekil 8.31 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x 143
Şekil 8.32 : 1 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x 144
Şekil 8.33 : 20 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x 144
Şekil 8.34 : 8 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan SEM fotoğrafı (a) 2500x (b) 15000x. 145
Şekil 8.35 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin optik mikroskop görüntüsü (a) 200x, (b) 1000x. 145
Şekil 8.36 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin optik mikroskop görüntüleri (a) 1 sa, 200x, (b) 1 sa, 1000x, (c) 2 sa, 200x, (d) 2 sa, 1000x, (e) 4 sa, 200x, (f) 4 sa, 1000x. 146
Şekil 8.37 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin optik mikroskop görüntüleri (a) 8 sa, 200x, (b) 8 sa, 1000x, (c) 16 sa, 200x, (d) 16 sa, 1000x, (e) 20 sa, 200x, (f) 20 sa, 1000x. .. 147
Şekil 8.38 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerinin sertlik değişimi. 148
Şekil 8.39 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin aşınma hızı grafiği. 149
Şekil 8.40 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin aşınma sonrasında kaybolan hacim değerleri. 149
Şekil 8.41 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin aşınma sonrasındaki aşınma yüzeylerinin SEM fotoğrafları, 500x (a) 1 sa, (b) 4 sa, (c) 8 sa, (d) 20 sa 150
Şekil 8.42 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5TiB_2 kompozitlerinin sinter sonrası yoğunluk değişimi. 152
Şekil 8.43 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5TiB_2 kompozitlerinin sinter sonrası göreceli yoğunluk değişimi. 152
Şekil 8.44 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 kompozitlerinin sinter sonrası yoğunluk değişimi. 153
Şekil 8.45 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 kompozitlerinin sinter sonrası göreceli yoğunluk değişimi. 153
Şekil 8.46 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5TiB_2 kompozitlerinin sinter sonrası XRD paterni. 154
Şekil 8.47 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 kompozitlerinin sinter sonrası XRD paterni.. 155
Şekil 8.48 : 0 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x. 155

Şekil 8.49 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x. 156
Şekil 8.50 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x. 156
Şekil 8.51 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunenin geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan SEM fotoğrafı (2500x). 157
Şekil 8.52 : Şekil 8.52 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunesinin optik mikroskop görüntüleri (a) 1 sa, 200x, (b) 1 sa, 1000x, (c) 4 sa, 200x, (d) 4 sa, 1000x, (e) 8 sa, 200x, (f) 8 sa, 1000x. 158
Şekil 8.53 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-(5,10)TiB_2 numunelerinin sertlik değişimi. 159
Şekil 8.54 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş TiB_2 takviyeli Al-20Si numunenin aşınma direnci grafiği 160
Şekil 8.55 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş TiB_2 takviyeli Al-20Si numunenin aşınma ile kaybolan hacim miktarı grafiği..... 160
Şekil 8.56 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunesinin aşınma sonrasındaki aşınma yüzeylerinin SEM fotoğrafları, 70x (a) 1 sa, (b) 4 sa, (c) 8 sa..... 161
Şekil 8.57 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5ZrB_2 tozlarının sinter sonrası yoğunluk değişimi..... 163
Şekil 8.58 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5ZrB_2 tozlarının sinter sonrası göreceli yoğunluk değişimi..... 163
Şekil 8.59 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 numunelerinin sinter sonrası yoğunluk değişimi.. 164
Şekil 8.60 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 tozlarının sinter sonrası göreceli yoğunluk değişimi..... 164
Şekil 8.61 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-15ZrB_2 tozlarının sinter sonrası yoğunluk değişimi..... 165
Şekil 8.62 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-15ZrB_2 tozlarının sinter sonrası göreceli yoğunluk değişimi..... 165
Şekil 8.63 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5ZrB_2 kompozitlerinin sinter sonrası XRD aterni……166
Şekil 8.64 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 kompozitlerinin sinter sonrası XRD paterni..... 167
Şekil 8.65 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-15ZrB_2 kompozitlerinin sinter sonrası XRD paterni**.**..... 167
Şekil 8.66 : 0 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunelerinin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x 168
Şekil 8.67 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunelerinin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x. 168
Şekil 8.68 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunelerinin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 5000x 169
Şekil 8.69 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunelerin kırık yüzey SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x. 169
Şekil 8.70 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunenin geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan SEM fotoğrafı (2500x) 170
Şekil 8.71 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunenin optik mikroskop görüntüleri (a) 1 sa, 200x, (b) 1 sa,

1000x, (c) 4 sa, 200x, (d) 4 sa, 1000x, (e) 8 sa, 200x, (f) 8 sa, 1000x 171
Şekil 8.72 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-(5,10)ZrB_2 numunelerinin sertlik değişimi 172
Şekil 8.73 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si, Al-20Si-TiB_2 ve Al-20Si-ZrB_2 numunelerinin karşılaştırmalı sertlik grafiği**.** 173
Şekil 8.74 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si ve ZrB_2 katkılı Al-20Si numunenin aşınma direnci karşılaştırmalı grafiği.. 174
Şekil 8.75 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si ve ZrB_2 katkılı Al-20Si numunelerinin aşınma ile kaybolan hacim değişimi karşılaştırmalı grafiği**.** 174
Şekil 8.76 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si ana matris ile TiB_2 ve ZrB_2 katkılı Al-20Si numunelerinin aşınma dirençlerinin karşılaştırmalı grafiği 175
Şekil 8.77 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunesinin aşınma sonrasındaki aşınma yüzeylerinin SEM fotoğrafları, 70x 176
Şekil 8.78 : 4 sa MA'lanmış Y_2O_3 takviyeli Al-20Si numunelerin sinter sonrası XRD paternleri.. 177
Şekil 8.79 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş %0,5 Y_2O_3 katkılı Al-20Si geri saçılmış elektron görüntüsü (a)500x ve (b) 1000x. 178
Şekil 8.80 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş %5 Y_2O_3 katkılı Al-20Si numunesinin geri saçılmış elektron görüntüsü (a)500x ve (b) 1000x 178
Şekil 8.81 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Y_2O_3 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin sertlik değişimi. 179
Şekil 8.82 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Y_2O_3 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin göreceli aşınma direnci değişimi**.** 179
Şekil 8.83 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Y_2O_3 katkılı Al-20Si numunelerinin aşınma testi sonrasındaki aşınma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları, (70X (a) %0,5, (b) %5 Y_2O3 katkılı)... 180
Şekil 8.84 : 4 sa MA'lanmış La_2O_3 takviyeli Al-20Si numunelerin sinter sonrası XRD paternleri. 181
Şekil 8.85 : 4sa MA'lanmış %0,5 ve %5 La_2O_3 takviyeli Al-20Si numunelerin sinter sonrası XRD paternleri.. 182
Şekil 8.86 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Y_2O_3 katkılı Al-20Si numunelerinin geri saçılmış elektron görüntüsü, 1000x (a) %0,5 ve (b) %5 La_2O_3 katkılı. 183
Şekil 8.87 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş La_2O_3 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin sertlik değişimi 183
Şekil 8.88 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş La_2O_3 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin göreceli aşınma direnci değişi**mi.**. 184
Şekil 8.89 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş La_2O_3 katkılı Al-20Si numunelerinin aşınma testi sonrasındaki aşınma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları, (70X (a) %0,5, (b) %5 La_2O_3 katkılı**)** 184
Şekil 8.90 : 4 sa MA'lanmış CeO2 takviyeli Al-20Si numunelerin sinter sonrası XRD paternleri... 186
Şekil 8.91 : 4 sa MA'lanmış %0,5 ve %5 CeO_2 takviyeli Al-20Si numunelerin sinter sonrası XRD paternleri. 186
Şekil 8.92 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş CeO_2 katkılı Al-20Si numunelerinin geri saçılmış elektron görüntüsü, 1000x (a) %0,5 ve (b) %5 CeO_2

katkılı.. 187
Şekil 8.93 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş CeO_2 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin sertlik değişimi..... 188
Şekil 8.94 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin sertlik değişimlerinin karşılaştırılması**..**..... 188
Şekil 8.95 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş CeO_2 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin göreceli aşınma direnci değişimi. 189
Şekil 8.96 : 4 saat mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş farklı miktarlarda Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 içeren Al-20Si kompozitlerine ait numunelerde pekiştirici miktarının ve malzemesinin aşınma direncine ve aşınma hızına etkisinin karşılaştırılması..... 190
Şekil 8.97 : 4 saat mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş farklı miktarlarda Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 içeren Al-20Si kompozitlerine ait numunelerde pekiştirici miktarının ve malzemesinin aşınma ile kaybolan hacim miktarlarının değişimi.. 191
Şekil 8.98 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş CeO_2 katkılı Al-20Si numunelerinin aşınma testi sonrasındaki aşınma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları, (70X (a) %0,5, (b) %5 CeO_2 katkılı**)** 191

MEKANİK ALAŞIMLAMA SÜREÇLERİ İLE Al-20Si ESASLI TOZ VE SİNTER KOMPOZİTLERİN GELİŞTİRİLMESİ VE KARAKTERİZASYON ÇALIŞMALARI

ÖZET

Alüminyum endüstriyel uygulamalarda en çok tercih edilen malzemelerden biridir. Ancak bu malzemeler tek başlarına sahip oldukları özelliklerle kullanım koşullarının gerekliliğini her zaman karşılayamamaktadır. Yeni malzemelere olan bu ihtiyacı karşılamak amacıyla kompozit malzemelere ihtiyaç duyulmuştur. Metal matriks kompozitler diğer kompozit malzemler gibi ana matriks yapısı içine farklı özelliklere sahip ikincil fazların ve pekiştiricilerin ilave edilmesi ile üretilmektedirler. Kompozit malzemelerin ilk malzeme örneklerinde fiber pekiştiriciler daha fazla uğraşılan bir sınıf kompozit iken üretim proseslerinin zor ve karmaşık olmasından kaynaklanan üretim maliyetlerinin yüksek olması nedeniyle daha düşük maliyetli olan partikül pekiştiricili kompozitlere olan ilgiyi arttırmıştır. Partikül takviyeli metal veya seramik matriksli kompozitler tozlarının elde edilmesinde son zamanlarda ilgi çeken yöntemlerden biriside mekanik alaşımlama tekniğidir. Bu yöntem ile oldukça ince hatta gevrek yapılı tozlarda nano boyutlu ve yapıda düzgün dağılmış tozlar üretilebilinmektedir. Bu yapılan çalışmanın amacı yukarıda bahsedilen toz metalurjisi metodu kullanılarak aluminyum-silisyum esaslı alaşımlardan geleneksel üretim yöntemlerinden farklı olarak daha üstün özellikli Al-Si kompozitlerinin üretilmesidir. Buradaki temel noktalardan biriside yüksek enerjili öğütücü sistemleri içinde mekanik öğütme işleminin yapılmasıdır. Mekanik öğütme işlemi ile nanokristalin tozların üretilmesi Al ve Si fazlarının birbiri içerisinde homojen olarak karışması sağlanmıştır. Üretim kademelerini takip ederek mekanik öğütme işleminin oluşturulacak kompozit malzemeye etkisinin incelenecektir. Bu çalışmada ayrıca yapıya katılacak olan TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 pekiştirici fazlarının miktarının değişiminin ve kullanılan farklı bileşimlerin yapıya etkisi incelenecektir.

Partikül esaslı metal matriksli kompozit malzeme üretiminde kullanılan malzemelerin rahatlıkla temin edilebilmesi ve toz metalurjisi gibi geleneksel bir üretim yönteminin kullanılabilmesi, düşük maliyet ve üretim kolaylığı açısından da bu malzemeleri ilgi çekici bir konuma getirmiştir.

Bu çalışmada, TiB_2 ve ZrB_2 pekiştiricileri ile geliştirilen alüminyum ve silisyum bileşiminden oluşan ana yapıya sahip metal matriks kompozitler, mekanik alaşımlama yöntemi ile üretilmiştir. Değişen oranlarda TiB_2 ilavesinin ve buna ek olarak değişen oranlarda ZrB_2 ilavesinin yanında farklı oranlarda Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 pekiştirici fazlarının yapıya olan etkisi incelenmiştir. Ayrıca mekanik alaşımlama süresinin değişmesiyle yapıda meydana gelen farklılıklar gözlemlenmiştir. Mekanik alaşımlama süreçleri sonrası tozlar ile sinterleme sonrası numunelerin faz ve mikroyapı analizleri yapılmıştır. Ayrıca mekanik alaşımlanmış tozların termal analiz yöntemleri kullanılarak termal karakterizasyonları yapılmıştır. Son olarak karşılaştırma amaçlı sinterlenmiş numunelerin yoğunlukları, sertlikleri ve aşınmaya karşı dirençleri ölçülmüştür.

Yapılan karakterizasyon çalışmaları sonucunda mekanik alaşımlama süresinin artması ile hem toz haldeki hemde sinterlenmiş numunelerin mekanik özelliklerinde önemli oranda artış olduğu gözlemlenmiştir. Buna ek olarak artan TiB_2 ve ZrB_2 miktarı ile mekanik özelliklerin daha da iyileştiği gözlemlenmiştir. Son olarak en iyi mekanik özelliklerin ağırlıkça %10TiB_2 ve %10 ZrB_2 ilave edilmiş numunelerde olduğu görülmüştür.

Sonuç olarak TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 sert seramik partikül pekiştiricilerin Al-20Si ana matriksine ilave edilmesiyle elde edilen yeni kompozit malzemeler ana matriksin özellikle mekanik özelliklerini çok iyi derecede iyileştirmiştir. Bu malzemeler üstün aşınma ve sertlik özellikleri ile pekçok endüstriyel uygulamada kullanılabilir.

STUDIES OF DEVELOPMENT AND CHARACTERIZATION OF Al-20Si BASED POWDER AND SINTERED COMPOSITES BY MECHANICAL ALLOYING PROCESSES

SUMMARY

Metal matrix composites (MMCs) reinforced with short fibers, whiskers, and particulates reinforced have good wear resistance stiffness, low coefficient of thermal expansion and advanced strength values at, both room temperature and at elevated temperatures. Ductile and formable metals such as Al and Cu combined with abrasion and corrosion resistant ceramic reinforcement phases are very attractive candidates for tribology applications. In comparison to the matrix alloy, Al composites comprising hard reinforcement particles (SiC, TiB_2, B_4C, TiC and Al_2O_3 and etc.) mostly show high wear resistance with regards to volume fraction, size and type of reinforcements. and they are particularly used in aerospace, defense, automotive industries and in structural applications due to their light weight and high performance. A commercially important class of Al-based metal matrices are the Al-Si alloys which are widely used in automotive, aerospace and electronic applications due to their higher strength and thermal conductivity, good wear resistance and low coefficient of thermal expansion. The high strength and wear resistance of these alloys is mainly associated with the presence of hard silicon particles (both primary Si and eutectic Si).

As-cast hyper eutectic Al-Si alloys include large and brittle primary silicon crystals in an eutectic matrix which operate as stress concentrators to cause premature crack initiation and fracture which limits most of their applications in potential fields. To improve mechanical properties of hypereutectic Al-Si alloys, large Si crystals must be modified and refined. There is an increasing interest in the use of TiB_2 particles because of their ultra-high hardness, elastic modulus, relatively high temperature stability and good wettability with molten Al matrix. Despite this, only a small number of wear and tribology investigations could be found on the eutectic Al-Si alloys reinforced with TiB_2 and ZrB_2 particles. There are several production techniques of MMCs such as powder metallurgy, molten metal, semi-solid casting, pressure infiltration, and spray deposition. Among the manufacturing process for MMCs, a lot of studies have been conducted on powder metallurgy. The techniques and especially high energy ball milling (HEBM) have been developed to produce Al-based MMCs with hard and strengthening additives. Among the powder metallurgy routes, rapid solidification (RP) and high energy ball milling or mechanical alloying (MA) are two enhancing methods for the refinement of coarse Si particles RS and HEBM/MA techniques are very important for good microstructure refinement, solid solubility extension and chemical homogeneity of alloys. Mechanical alloying (MA) is a solid state reaction which is based on the continuous deformation of powders particularly during welding, fracturing, and rewelding in a high-energy ball mill. Compared to other methods, MA has the ability to demonstrate superior features and higher performance of discontinuously reinforced MMCs during decrease in particle

size and work hardening. In the present work, TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 were chosen as a reinforcement to integrate its superior properties with Al-20 wt.% Si (Al-20Si) matrix alloy. Mechanical alloying, uniaxial pressing and conventional solid state sintering were applied to produce Al-20Si matrix composites containing , the reinforcement particles at various amounts. For this purpose, microstructural, physical characterization and mechanical behaviour investigations were carried out on mechanically alloyed and sintered Al-20Si-TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 composites as a function of the reinforcement amount and milling durations and compared with those of Al20Si matrix alloy.

Elemental aluminum (Al), silicon (Si) and titanium boride (TiB_2), zirkonium boride (ZrB_2), yttrium oxide (Y_2O_3), lanthanum oxide (La_2O_3) and cerium oxide (CeO_2) powders were used as starting materials. Particle size measurements of the starting powders were performed using a laser particle size analyzer. A lot of different batches of starting powders were prepared to constitute the following compositions: Al–20 wt.% Si, Al–20 wt.% Si–x wt.% TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2. The starting powders were mixed with 2 wt% zinc stearate used as process control agent (PCA) to prevent excessive cold welding and agglomeration of the powders and were placed into a hardened steel vial in a glove-box filled with high purity argon using a ball-to-powder ratio of 7:1. Mechanical alloying (MA) experiments were carried out in a mill for durations of 1, 2, 4, and 8 h for TiB_2 and ZrB_2 reinforcement, 4 h for Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 reinforcements and from 1 to 20 h for main matrix composite powders. Iron contamination amounts in the processed powders during mechanical alloying were determined using a x-ray fluorescence (XRF) spectrometer. Microhardness measurements of the as-blended and MA'd powders were made in a microhardness tester. Microstructural characterization investigations of the MA'd main matrix alloy, and carbide and oxide reinforced Al-20Si composite powders were carried out using a scanning electron microscope (SEM) and X-Ray Diffractometer (XRD). All MA'd powders were consolidated using a one-action hydraulic press. Green densities of the compacts were calculated dimensionally. Prior to sintering, debinding of consolidated samples was carried out in a tube furnace under Ar atmosphere at 400 °C for 1 h using a heating rate of 1 °C/min. The green bodies were sintered at 570 ◦C for 2 h in a high temperature controlled atmosphere furnace with a heating and cooling rate of 8 ºC/min, under vacuum up to 400 ◦C and under Ar gas flowing conditions between 400 and 570 ºC. Densities of sintered samples were measured using the Archimedes method. Microstructural characterizations of sintered samples were carried out using scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD) techniques. XRD investigations of the sintered samples were conducted in a powder diffractometer. SEM investigations were performed in a SEM equipped with an energy dispersive spectrometer (EDS). Vickers microhardness measurements were carried out on the sintered samples using a microhardness tester. Bulk densities of the sintered samples were measured according to the Archimedes' method in ethanol used as the immersion medium. Wear properties were determined using a dry sliding reciprocating wear instrument. All wear tests were performed using a fresh Al_2O_3 ball based on ISO 3290. The worn surfaces were examined in a scanning electron microscope to identify the wear mechanism. Results of the wear tests were evaluated according to volume of the material loss and wear rate of the material measured by a profilometer.

Al, Si and TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 peaks can still be observed after MA'd at different durations, respectively. Also evident that no intermetallic phase

formation exists between Al, Si, TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 during MA process.

Additionaly, it is also obvious that Al and Si peaks gradually decrease in height and peaks broaden due to crystallite refinement and increase in lattice strain with increasing MA durations. With increases in MA duration and the reinforcements amounts, crystallite size decreased and lattice strain increased. After MA the Al20Si/10TiB_2 sample for 8h, the smallest crystallite size value of 32 nm and the highest lattice strain value of 0.8 were observed.

Since mechanical alloying (MA) is a non-equilibrium high energy milling process, powders fabricated by this technique can undergo several microstructural and/or phase transformations during heating. In order to study possible microstructural changes and thermal stabilities of the Al20Si matrix alloy and Al20Si/10TiB_2 composite powders, differential scanning calorimetry (DSC) analyses were carried out on the as-blended Al-20Si matrix alloy powders and those MA'd for 0, 1, 2, 4, and 8 h and on the Al-20Si/x TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 composite powders MA'd for 4h. With increase in MA duration, the endothermic peak temperatures shift to lower values, i. e. 582 ºC for the Al-20Si powders MA'd for 1 h denoting a Si solid solubility of ~ 1.4 wt %Si in α-Al and 579 ºC for that MA'd for 2 h corresponding to solubility of 1.6 wt% Si in α-Al.. This indicates that MA enables increased solid solubility of Si in α-Al. Sharp and clear endothermic peaks of MA'd composite powders in the temperature range between 577 and 582 ºC belong to the variation of solid solubility of Si in α-Al in Al-Si systems . On the basis of DSC curve, it can be concluded that liquid phase forming of stable Al and Si alloy phase starts at 577 °C. Both intermetallics are expected to be stable at temperatures below th eutectic temperature of 577 °C. Therefore, sintering experiments were carried out at 570 °C below the euetectic temperature to prevent the formation of the liquid phase.

Microhardness measurements were conducted on the as-blended and MA'd powders to determine the effects of mechanical alloying and TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 particle reinforcements. Hardness values of as-blended samples are almost the same, indicating that the presence of the TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 have had no effect. Increases in the hardness of composite powders with MA durations can be attributed to the combined effects of TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 particles and the cold deformation of matrix powders. When the MA duration and reinforcement amount increase, the powders exhibit a smaller but an increasing trend in hardness. Thus a maximum hardness value of 302 HV was achieved for the Al-20Si-15ZrB_2 composite powders MA'd for 8 h. The higher iron contamination amount observed in the composite powders compared to that of Al-20Si matrix powder indicates that the presence of hard reinforcement particles also contributed to iron contamination during milling process. The xrd pattern of the Al20Si matrix alloy exhibits strong diffraction peaks belonging to the Al, Si, stable phases and also to the Al9Si stable intermetallic phase. Although any new phase was not found in MA'ed powders, the reactions occurred during sintering and resulted in the formation of intermetallic compounds are totally in accordance with the phase transformations expected by the Al-Si binary phase diagram. The Al-20Si/x TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 composites consisted of the diffraction peaks belonging to phases of the Al, Si, TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 and CeO_2 and Al_9Si. Also, iron impurities were not identified by X-ray diffraction analysis of MA'd powders, after sintering, peaks belonging to a Fe containing phase, $Al_{0.5}Fe_3Si_{0.5}$ phase are present in the xrd patterns of all sintered

samples. This observation suggests that the steel balls and vial utilized as the milling media during MA process wear out. Furthermore; Al_3Ti, Al_3Zr, Al_3Zr_4, Ce_2O_7Si, $AlLaO_3$ $La_2O_7Si_2$ and Y_2SiO_5 intermetallic and residual phases identified from carbide and oxide reinforced Al-20Si based matrix alloy composite powders of XRD patterns at small amounts.

Using the rule of mixtures, the theoretical densities of Al20Si based matrix alloy composites are calculated. The restraining effect of MA on the packing characteristics of aluminium powders due to the hardening effect of MA was reported elsewhere. Thus, the highest sintered density observed is 99,5% for the sample is achieved for the Al-20Si/10TiB_2 MA'd for 8 h

As expected, microhardness values of all sintered samples increase with increasing MA durations and the reinforcements contents. A maximum bulk microhardness of 358 HV is reached for the sintered Al-20Si-10ZrB_2 composite MA'd for 8 h. the reinforced composites exhibit higher wear resistance respectively compared to that of the Al-20Si matrix alloy. A maximum wear resistance of 9.93 is reached for the sintered Al-20Si-10TiB_2 composite MA'd for 1 h. The minimum wear resistance of 1 is obtained for as-blended and sintered Al-20Si matrix alloy. The wear resistance is observed to increase with increasing the TiB_2 particles amount. Additionally, a tendency deal with increasing in the relative wear resistance with increasing hardness can be observed.

The wear resistance and tracks are observed to increase and decrease with the addition of the reinforcement phases, respectively.

1. GİRİŞ

İnsanoğlunun varoluşundan bu yana yaşam standartlarının artmasıyla beraber ihtiyaçlar doğrultusunda malzeme alanındaki gelişmeler her zaman için önemli teknolojik atılımlara sebep olmuştur. Dünya tarihine yön veren taş devri, demir çağı, endüstri devrimi, nükleer çağ, elektronik devrim ya da günümüzdeki uzay çağı, tüm hepsinin temelleri malzeme teknolojisindeki atılımlara dayanmakta veya bu atılım sonucu olarak ortaya çıkmaktadır [1-5].

Günümüzde malzeme bilimindeki hızlı gelişmelere bağlı olarak özellikle çok fonksiyonlu kompozitlerin tetiklediği yeni bir devrimin ortasındayız. Bu çok özellikli yeni sınıf malzemeler, çeşitlilik gösteren farklı malzemelerin birleşmesi ile tek başlarına elde edemeyecekleri özelliklere sahip olan yeni malzemelerin oluşturulmasına dayanır. Kompozitlerin eşsiz özellikleri, onlara teknolojik gelişmelerde etkin bir rol kazandırmıştır [4-9].

Kompozit malzemelerin özellikleri geliştikçe hitap ettiği alan dahada artmakta ve çok kullanılan mühendislik malzemeleri olarak uygulama alanları da gelişmiştir. Bu uygulama alanlarından bazıları otomobil parçaları, spor araçları, uçak ve uzay araçları parçaları, tüketici ürünleri, denizcilik sektörü ve yağ endüstrisi gösterilebilir. Kompozit malzemelere olan talebin artmasının en büyük sebebi ürün performansına verilen önemin artması ve küresel pazarda hafif malzeme konusundaki yarış gösterilebilir [2,4-9]. Özellikle alüminyum ve titanyum gibi düşük yoğunluğa sahip malzemelere katılan alaşım elementleri ve katkılarla gerek metal matriksli gerekse seramik matriksli yüksek performansa sahip yeni kompozit malzemeler geliştirilmiş ve önemli bir alternatif malzeme olarak öne çıkmıştır. Çelik malzemelerin kompozit parçalar ile birleştirilmesi %60 ile %80 arasında ağırlık avantajı sağlarken alüminyuma göre %20 ile %50 arasında bir ağırlık kazancı sağlamaktadır. Günümüzde olduğu gibi gelecektede kompozit malzemeler bu baş döndürücü gelişimine çok daha farklı ve geniş ürün yelpazesi ile birçok mühendislik uygulamaları için ideal malzeme olmayı sürdürecektir. [4-13].

Kompozit malzeme denince çok geniş alanı kapsayan malzeme grubu akla gelmektedir [4-10]. Bu çeşitlilik üretim yöntemlerininde de vardır. Uygulanacak üretim yöntemi malzemenin çalışma koşulları göz önünde tutularak seçilmelidir. Üretim yöntemini farklılaştırarak aynı bileşimde ve miktarda malzemede farklı karakteristik özellikler elde edilebilir. Başlangıç malzemelerinin üretimi, yarı bitmiş ürün üretimi ve son işlemler birbirinden ayrı düşünülmesi gereken üretim kademeleridir [4-13]. Toz metalurjisi yöntemi malzeme üretim yöntemlerinden biri olup son yıllarda önemi dahada artmıştır. Çünkü toz metalürjisi ile diğer geleneksel üretim yöntemlerine göre daha hassas mikroyapıya sahip, daha net ve karmaşık şekilli malzemeler üretilebilir. Toz metalurjisi, metal matriks kompozit üretiminde en genel olarak kullanılan üretim yöntemlerinden birisidir [9-11,14,15]. Geçmişi milattan önce 1200 yıllarına kadar gitmektedir. Bu dönemde demir tozları kullanılarak şekillendirme ve sinterleme işlemleri yapılmaktaydı. Metalik tozları seramik pekiştiriciler ile birlikte öğütmek çok kullanılan bir prosestir [9-11,14,15]. Temel olarak bu yöntemde hazırlanan tek veya birden fazla bileşenden oluşan ya da ön alaşımlanan tozlar bir kalıp yardımıyla istenilen biçimde şekillendirilir ve daha sonra kontrollü atmosfere sahip bir fırında sinterlenerek partiküllerin birbiri ile bağlanması sağlanır [10,11,14-16]. Toz metalurjisi diğer üretim yöntemlerine göre çok daha ekonomik bir yöntemdir. Ergitme ya da döküm içermediğinden dolayı üretim maliyetleri oldukça düşüktür. Aynı zamanda ergitmenin malzeme özellikleri üzerinde yaptığı etkiden daha fazla pozitif yönde katkı sağlar. Ayrıca tozların karıştırılarak, metal veya seramik esaslı kompozit üretilmesi de daha kolay bir tekniktir [14,15,16].

Metal matriks kompozitler diğer kompozit malzemeler gibi ana matriks yapısı içine farklı özelliklere sahip ikincil fazların ve pekiştiricilerin ilave edilmesi ile üretilmektedirler [9-12]. Kompozit malzemelerin ilk malzeme örneklerinde fiber pekiştiriciler daha fazla uğraşılan bir sınıf kompozit iken üretim proseslerinin zor ve karmaşık olmasından kaynaklanan üretim maliyetlerinin yüksek olması nedeniyle daha düşük maliyetli olan partikül pekiştiricili kompozitlere olan ilgiyi arttırmıştır [4-8]. Kullanılan malzemelerin birbiriyle uyumlu olması ve nihai ürünün uygulama alanı için yeterli mekaniksel, ısıl ve fiziksel özellikre sahip olması yani kısaca ürün performansının istenilen seviyede olarak ihtiyaçlara cevap vermesi kompozit üretiminde önemli bir parametredir. Partikül pekiştiricili kompozitler genel olarak iki

grupta toplanabilirler. Bunlardan ilki daha büyük boyutlu ve miktarca yapıya daha fazla ilave edilen büyük partikül pekiştiricili kompozitlerdir [4-12]. Diğer grup ise yapıya daha az ancak çok küçük boyutlarda partiküllerin ilavesi ile oluşturulan partikül pekiştiricili kompozitlerdir. Bu iki grup arasındaki temel ayrım pekiştirme mekanizmaları arasındaki farklıklık ile yapılmaktadır Partikül takviyeli metal veya seramik matriksli kompozitler tozlarının elde edilmesinde son zamanlarda ilgi çeken yöntemlerden biriside mekanik alaşımlama tekniğidir. Bu yöntem ile oldukça ince hatta gevrek yapılı tozlarda nano boyutlu ve yapıda düzgün dağılmış tozlar üretilebilmektedir [17-25]. Ayrıca bu teknik ile normalde oda sıcaklığında üretilemeyecek termodinamik denge bakımından teorikte mümkün olmayan kimyasal kompozisyonlar ya da diğer üretim yöntemleri kullanılarak oluşturulamayacak alaşımlar üretilebilmektedir [17-25]. Mekanik alaşımlama bilya toz çarpışmaları sonucu oluşan yüksek enerji ile istenilen homojen yapının öğütme işlemi ile elde edilmesi prensibine dayanır [17-25]. Ayrıca sistemde bilyaların ve öğütücü ortamın yüksek hızla döndürülmesi neticesinde oluşan yüksek enerji ile tozlarda oluşan plastik deformasyon sonucunda malzemede iş sertleşmesi meydana gelir [17-25].

Bu yapılan çalışmanın amacı yukarıda bahsedilen toz metalurjisi metodu kullanılarak Aluminyum-silisyum kompozitlerinin şu andaki uygulamalarda kullanılan ergiterek döküm ve atomizasyon gibi geleneksel üretim yöntemlerinden farklı olarak daha üstün özellikli Al-Si kompozitlerinin üretilmesidir. Buradaki temel noktalardan biriside yüksek enerjili öğütücü sistemleri içinde mekanik öğütme işleminin yapılmasıdır. Mekanik öğütme işlemi ile nanokristalin tozların üretilmesi Al ve Si fazlarının birbiri içerisinde homojen olarak karışması sağlanmıştır. Üretim kademelerini takip ederek mekanik öğütme işleminin oluşturulacak kompozit malzemeye etkisinin incelenecektir. Bu çalışmada ayrıca yapıya katılacak olan TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 pekiştirici fazlarının miktarının değişiminin ve kullanılan farklı bileşimlerin yapıya etkisi incelenecektir. Burada pekiştirici olarak borürlerin seçilme sebebi çok kararlı olmalarından dolayı kolay kolay yapı içinde bozunmamalarıdır. Halbuki karbür esaslı olan pekiştiriciler düşük sıcaklılarda bile kısmi olarakta olsa bozunmaya uğrayabilmektedirler. En genel olarak kullanılan aluminyum ve silisyum esaslı kompozitler otomotiv endüstrisinde kullanılacaktır. Çeşitli karakterizasyon teknikleri uygulanarak tozların farklı mekanik öğütme sürelerindeki davranışları incelenecek daha sonra sinterlenmiş numunelere

karakterizasyon çalışmaları yapılarak üretilen malzemede elde edilen özellikler karşılaştırılacaktır. Mekanik öğütme ile üretilen bu tozlar daha sonra uygun şekillendirme yöntemi seçilerek preslenir. Bu aşama toz metalurjisinde önemli bir kademedir ve sinterleme sonrası elde edilecek olan parçadan beklenen özelliklere başarılı bir presleme işlemi ile ulaşılabilinir. Literatürde Al-Si sistemleri ile ilgili olarak yapılmış çalışmalara göz atacak olursa özetle şunları görülmektedir.

Heiberg ve arkadaşları; Al-ağ.%7 Si içeren alaşımların içerisine stronsiyum ilave etmeden ve ederek mikroyapıya etkilerini, yapıda oluşan Si dentritleri oluşumlarını ve kristalografik düzlemdeki doğrultularını incelemişler [26].

Szablewski ve arkadaşları; otomotiv endüstrisinde kullaılan Al-Si döküm alaşımlarını incelemişler, özellikle yüksek hızlarda yapılan işleme prosesleri sırasında mikroyapıda oluşan değişimleri araştırmışlardır [27].

Manasijevic ve arkadaşları; pistonlarda kullanılan AlSi13Cu4Ni2Mg alaşımının mikroskobik ve termal analizlerini yapmışlar. Burada aynı alaşım farklı katılaşma koşullarında hızlı katılaştırılmıştır. Bu alaşımın özelliği yüksek aşınma direnci ve düşük termal genleşme katsayısıdır. Yapıdaki alaşım elementlerinin malzemenin mekaniksel ve fiziksel özelliklerine etkileri incelenmiştir [28].

İbrahim ve arkadaşları;değişik oranlarda Mg ilave edilmiş olan veya içeren hazırlanmış veya ticari 319 alaşımının farklı soğutma hızlarındaki ve şekillerde hazırlanmış kalıplarda hazırlanmış, daha sonrada farklı sürelerde ısıl işlem yapılarak ve yaşlandırılılarak, yapıdaki Mg oranının mekaniksel ve mikroyapısal özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. Artan Mg ve Cu miktarı ile soğutma hızı sertliği arttırmıştır [29]. Yine Kim ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada; Al-20Si alaşım tozları gaz atomizasyonu ile hızlı katılaştırılmış ve oluşan mikroyapılar taramalı elektron mikroskobu ile incelenmiştir. Ana matriks içinde birincil Si kristallerinin olduğu ve bunların çaplarının 1 μm ile 100 nm arasında değiştiği gözlenmiştir [30].

Rajabi ve arkadaşları, hızlı katılaşma ile elde edilmiş Al-20Si-5Fe master alaşımının içine Cu, Ni, ve Cr elementleri ilave edilerek elde edilen alaşım tozları 400 ^{o}C'de sıcak presleme ile kompaktlanmış ve elde edilen sinter ürünlerin mikroyapıları ve mekanik özellikleri karakterize edilmiştir [31].

Wang ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada; Al-20Si-3Cu alaşımları içine ergimiş halde iken demir (Fe) ve mangan (Mn) ilavesi yapılarak bir hızlı katılaştırma prosesi olan püskürtmeli çökeltme yöntemi ile elde edilmiş ve ilave edilen elementlerin alaşımın mikro yapısı ve mekaniksel özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. Yapıda oluşan arabileşiklerin alaşımın çekme dayanımını arttırdığı belirlenmiştir [32].

Hong ve arkadaşları; hızlı katılaştılmış ve ekstrüzyondan geçirilmiş olan Al-20Si alaşımlarının kesitine bağlı olarak mikroyapısal ve mekaniksel özelliklerini incelemişler. Kesite bağlı olarak özellikle mekaniksel özelliklerin değiştiğini gözlemlemişler. Özellikle basma dayanımının arttığı gözlemlenmiştir [33].

Kim ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada ise gaz atomizasyonu ile hızlı katılaştırılmış Al-20Si-5Fe alaşımı içine ağırlıkça 2X (Cr, Zr veya Ni) ilavesi yapılmış sıcak ekstrüzyondan geçirilmiş olan alaşımların özellikle yüksek sıcaklıklarda mekaniksel özelliklerinin geliştiği görülmüştür [34].

Yang ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada; püskürtmeli çökeltme yöntemi ile hazırlanmış olanAl-20Si-5Fe-3Cu-1Mg alaşımı içine ergimiş halde iken TiC ilave edilmiştir. Burada TiC ilavesinin mikroyapısal ve mekaniksel özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir [35].

Yukarıda verilen literatür çalışmalarına bakıldığında hiçbirinde mekanik alaşımlama ve yüksek enerjili öğütme sistemleri ile toz hazırlama işlemleri ile hazırlanmış bir çalışma yapılmamıştır. Numuneler düzgün bir şekilde preslendikten sonra üretimin genel olarak son kademesi olan sinterlemeye geçilir. Sinterleme yüksek sıcaklık etkisi ile partiküllerin birbirine bağlanması işlemidir. Ergime noktasının altındaki sıcaklıklarda atomik boyutta taşınım ile gerçekleşebileceği gibi bazı durumlarda sıvı faz oluşumu ilede gerçekleştirilebilir [36].

Bunun yanında uygulanan kuvvet ile tozlarda oluşan plastik deformasyon sonucunda malzemede iş sertleşmesi meydana gelir [15, 16]. Mekanik alaşımlama ile üretilen bu tozlar daha sonra uygun şekillendirme yöntemi seçilerek preslenir. Bu aşama toz metalurjisinde önemli bir kademedir ve sinterleme sonrası elde edilecek olan parçadan beklenen özelliklere başarılı bir presleme işlemi ile ulaşılabilir [15, 16].

Bu yapılan çalışmanın amacı yukarıda bahsedilen üretim kademelerini takip ederek mekanik alaşımlama oluşturulacak kompozit malzemeye etkisinin incelenmesidir. Bu

çalışmada ayrıca pekiştirci miktarının değişiminin ve kullanılan farklı bileşimlerin yapıya etkisi incelenecektir.

2. KOMPOZİT MALZEMELER

Kompozit malzeme, belirli bir amaca yönelik olarak, en az iki farklı maddenin bir araya getirilmesiyle meydana gelen malzeme grubudur. Üç boyutlu nitelikteki bu bir araya getirmede amaç, bileşenlerin hiçbirinde tek başına mevcut olmayan bir özelliğin elde edilmesidir. Diğer bir deyişle, amaçlanan doğrultuda bileşenlerinden daha üstün özelliklere sahip bir malzeme üretilmesi hedeflenmektedir [1, 2, 4-8].

Kompozit malzemeye, "Çok Bileşenli Malzeme", "Çok Fazlı Malzeme", "Donatılı Malzeme" ve "Pekiştirilmiş Malzeme" gibi adlar verilmektedir [1, 2, 4-8]. Kompozit malzemede genelde dört koşul aranmaktadır:

- İnsan yapısı olmaması, dolayısıyla doğal bir malzeme olması,
- Kimyasal bileşimleri birbirinden farklı belirli ara yüzeylerle ayrılmış en az iki malzemenin bir araya getirilmiş olması,
- Farklı malzemenin üç boyutlu olarak bir araya getirilmiş olması,
- Bileşenlerin hiç birinin tek başına sahip olmadığı özellikleri taşıması.

Buna göre malzeme, mikroskobik açıdan heterojen bir malzeme özelliği göstermekte, ancak makroskobik açıdan homojen bir malzeme gibi davranmaktadır.

Farklı malzeme sistemlerinin (metal, seramik, metal dışı) bir araya getirilerek sınırsız olasılık oluşturulabilmesi avantajı sağlamaktadır. Bu yeni malzemeler özellikleri bileşenlerin özelliklerinden almaktadır [4-8]. Malzemelerin pekiştirilmesinin birçok farklı amacı vardır. Hafif malzemelerin pekiştirilmesi ile kompozitler ağırlığın önemli olduğu uygulamalar için yeni olasılıklar oluşturmuştur. Buradaki ön koşul bileşen özelliklerini geliştirmektir [1, 2, 4-8]. Kompozit malzemelerde yapıyı oluşturan bileşenler birbiri içinde çözünmezler, kimyasal olarak inert davranırlar. Ancak özellikle metalik sistemlerde düşük oranlarda bile olsa, bir miktar çözünme bileşenler arasında kompozit özelliklerini etkileyebilen ara yüzey reaksiyonları görülebilir [9, 10, 11, 40, 41]. Kompozit malzemelerde çekirdek olarak kullanılan bir fiber malzeme bulunmakta, bu malzemenin çevresinde hacimsel olarak çoğunluğu

oluşturan bir matriks malzeme bulunmaktadır. Bu iki malzeme grubundan, fiber malzeme kompozit malzemenin mukavemet ve yük taşıma özelliğini, matriks malzeme ise plastik deformasyona geçişte oluşabilecek çatlak ilerlemelerini önleyici rol oynamakta ve kompozit malzemenin kopmasını geciktirmektedir. Matriks olarak kullanılan malzemenin bir amacı da fiber malzemeleri yük altında bir arada tutabilmek ve yükü lifler arasında homojen olarak dağıtmaktır. Böylece fiber 2 malzemelerde plastik deformasyon gerçekleştiğinde ortaya çıkacak çatlak ilerlemesi olayının önüne geçilmiş olur [9,10,11,40-42].

Günümüzde gemi yapımından bina yapımına, ev aletleri üretiminden uzay teknolojisine kadar hemen hemen her alanda çok yaygın bir kullanımı bulunan kompozit malzemenin üretimi son birkaç yüz yıla mal edilmiş gibi görülsede ilk örnekleri çok eskilere dayanmaktadır. Kompozit malzeme kavramının ortaya atılması ve konunun bir mühendislik konusu olarak ele alınması ancak 1940'lı yılların başında gerçekleşmiştir [1,24-8].

Çok bileşenli malzemenin ilk örnekleri, doğada bulunan malzemeye yapılan müdahalelerle onun kullanılır hale getirilmeye başlandığı aşamadır.

İlk çağlardan beri insanlar kırılgan malzemelerin içine bitkisel veya hayvansal lifler koyarak bu kırılganlık özelliğinin giderilmesine çalışmışlardı. Bu konularda en iyi örneklerden biri kerpiç malzemedir. Kerpiç üretiminde killi çamur içine katılan saman, sarmaşık dalları gibi sap ve lifler, malzemenin gerek üretim, gerek kullanım sırasındaki dayanımını arttırmaktadır [38, 39].

Öte yandan, günümüzde kompozit malzemenin donatılmasında yaygın olarak kullanılan liflerle ilgili uygulamanın da çok yeni olmadığı eldeki bulgulardan anlaşılmaktadır. Örneğin cam liflerinin üretimi, eski Mısır'a kadar tarihlendirilmektedir. Daha M.Ö 1600 yıllarında Mısır'da ince cam liflerinin yapımının bilindiği, XVIII. Hanedan devrinden kalan, çeşitli karanlık ve renkte cam lifleriyle bezenmiş amforaların mevcudiyetinden anlaşılmaktadır [4-8, 38, 39].

Cam liflerinin sanayide kullanımıyla ilgili ilk kayıt, 1877 tarihlidir. Hidrolik bağlayıcılar ve elyaf malzeme kullanılarak yapay taş plakaların üretilmesi yöntemi hakkında bu yüz yılın başında alınmış patentlere rastlanmaktadır. Günlük uygulamalarda en yaygın kullanım olanağı bulmuş olan liflerle donatılmış kompozit malzemelerden ikisi, asbest lifleriyle donatılı kompozit malzemeler ve cam lifleriyle

donatılı polyester kompozitlerdir. İlk kez ince levha yapımında kullanılan çimento ve asbest kompozitleri yıllar boyu önemini koruyarak bu gün hala kullanılan bir malzeme olma özelliğini sürdürmektedir [4-8, 38, 39, 43].

Öte yandan, liflerle donatılı sentetik reçineler 1950'li yılların ortalarından itibaren endüstride kullanılmaya başlanmıştır. Bu malzemenin en tanınmış grubunu "cam lifi donatılı polyester reçinesi kompoziti" oluşturmaktadır. Ülkemizde "fiberglas" diye tanınan bu malzeme 1960'lı yılların başından itibaren Türkiye'de sıvı depoları, çatı levhaları, küçük boyda deniz teknelerinin yapımı gibi alanlarda kullanılmıştır. Ülkemizde seri üretimi yapılmış ilk yerli otomobil olan "Anadol"un kaportası bu malzemeden üretilmiştir [43].

Cam lifleriyle donatılı sentetik reçine matriksli malzemeler için dilimizde "Cam Takviyeli Plastik (CTP)" adı yerleşmiştir. Cam takviyeli plastiklerin üretiminde, en çok kullanılan malzeme olan polyesterin yanı sıra, günümüzde, diğer termoset ve termoplastik reçinelerde kullanılmaktadır [4-8, 38, 39, 40].

Kompozit malzemeler özellikle 1960 lı yıllardan itibaren başta polimerik esaslı kompozit malzemelerin endüstrinin dikkatini çekmeye başlaması ve kullanılması ile teknolojik problemlerin çözümünde önemli bir yere sahip malzemelerdir. Kompozit malzemelerin çok kullanılan mühendislik malzemeleri olarak ortaya çıkmasıyla uygulama alanları da gelişmiştir. Bu alanlara örnek olarak otomobil parçaları, spor araçları, uçak ve uzay araçları parçaları, tüketici ürünleri, denizcilik sektörü ve yağ endüstrisi gösterilebilir. Kompozit kullanımında meydana gelen bu artışın sebebi olarak, ürün performansına verilen önemin artması ve küresel pazarda hafif malzeme konusundaki yarış gösterilebilir. Tüm malzeme grupları ile karşılaştırıldığında, kompozit malzemeler çelik ve alüminyum gibi çok kullanılan malzemelere, gösterdiği yüksek performans sonucunda, önemli bir alternatif malzeme olarak öne çıkmaktadır. Çelik malzemelerin kompozit parçalar ile birleştirilmesi %60 ile %80 arasında ağırlık avantajı sağlarken alüminyuma göre %20 ile %50 arasında bir ağırlık kazancı sağlamaktadır. Günümüzde görülmektedir ki kompozit malzemeler birçok mühendislik uygulamaları için ideal malzeme olmaktadır [38-42]. Özellikle son yıllarda kompozit malzemelere olan talep ve bu konuda yapılan araştırma geliştirme çalışmarında ciddi oranda artış görülmektdir. Bu gelişmeler direk olarak daha üstün kapasiteli ve özellikli yeni nesil araç ve uçakların, insansız hava araçlarının üretilmesine imkan vermektedir [4-8, 38, 39, 40].

2.1 Kompozit Malzemelerin Genel Özellikleri

Uygulamada, kompozit malzeme üretiminde genellik aşağıdaki özelliklerden birinin veya bir kaçının geliştirilmesi amaçlanmaktadır [4-8, 38, 39, 40]. Bu özelliklerin başlıcaları,

- Mekanik dayanım, basınç, çekme, eğilme, çarpma dayanımı,
- Yorulma dayanımı, aşınma direnci,
- Korozyon direnci,
- Kırılma tokluğu,
- Yüksek sıcaklığa dayanıklılık,
- Isı iletkenliği veya ısıl direnç,
- Elektrik iletkenliği veya elektriksel direnç,
- Akustik iletkenlik, ses tutuculuğu veya ses yutuculuğu,
- Rijitlik,
- Ağırlık,
- Görünüm,

ve benzeri özellikler şeklinde sıralanabilir. Ayrıca özellikle dolaylı olarak malzemenin birim maliyeti de düşürülmektedir [4-8, 38, 39, 40].

Bu amaca yönelik olarak kompozit malzeme üretiminde farklı yöntemler kullanılmaktadır. Hepsinde değişmeyen temel ilke, bileşenlerin zayıf yönlerinin amaç doğrultusunda iyileştirilerek daha nitelikli bir yapının elde edilmesidir. Bir kompozitin yapısında genelde "matriks" olarak kabul edilen sürekli bir faz ile onun içinde dağılı değişik özelliklere sahip donatı fazından meydana gelmektedir [38-42].

2.2 Kompozit Malzemelerin Avantajları ve Dezavantajları

Kompozit malzemelerin birçok özelliklerinin metallerinkine göre çok farklılıklar göstermesinden dolayı, metal malzemelere göre önem kazanmışlardır. Kompozitlerin özgül ağırlıklarının düşük oluşu hafif konstrüksiyonlarda kullanımda büyük bir avantaj sağlamaktadır. Bunun yanında, fiber takviyeli kompozit malzemelerin

korozyona dayanımları, ısı, ses ve elektrik izolasyonu sağlamaları da ilgili kullanım alanları için bir üstünlük sağlamaktadır. Aşağıda bu malzemelerin avantajlı olan ve olmayan yanları kısaca ele alınmıştır. Kompozit malzemelerin dezavantajlı yanlarını ortadan kaldırmaya yönelik teorik çalışmalar yapılmakta olup, bu çalışmaların olumlu sonuçlanması halinde kompozit malzemeler metalik malzemelerin yarini alabilecektir [4-8, 38, 39, 40].

Yüksek Mukavemet : Kompozitlerin çekme ve eğilme mukavemeti birçok metalik malzemeye göre çok daha yüksektir. Ayrıca kalıplama özelliklerinden dolayı kompozitlere istenen yönde ve bölgede gerekli mukavemet verilebilir. Böylece malzemeden tasarruf yapılarak, daha hafif ve ucuz ürünler elde edilir [39, 40].

Kolay Şekillendirebilme : Büyük ve kompleks parçalar tek işlemle bir parça halinde kahplanabilir.Bu da malzeme ve işçilikten kazanç sağlar [4-8].

Elektriksel Özellikler: Uygun malzemelerin seçilmesiyle çok üstün elektriksel özelliklere sahip kompozit ürünler elde edilebilir. Bugün büyük enerji nakil hatlarında kompozitler iyi bir iletken ve gerektiğinde de başka bir yapıda, iyi bir yalıtkan malzemesi olarak kullanılabilirler [4-8].

Korozyona ve Kimyasal Etkilere Karşı Mukavemet : Kompozitler, hava etkilerinden, korozyondan ve çoğu kimyasal etkilerden zarar görmezler. Bu özellikleri nedeniyle kompozit malzemeler kimyevi madde tankları, boru ve aspiratörler, tekne ve diğer deniz araçları yapımında güvenle kullanılmaktadır. Özellikle korozyona karşı mukavemetli olması, endüstride birçok alanda avantaj sağlamaktadır [4-8].

Isıya ve Ateşe Dayanıklılığı : Isı iletim katsayısı düşük malzemelerden oluşabilen kompozitlerin ısıya dayanıklılık özelliği, yüksek ısı altında kullanılabilmesine olanak sağlamaktadır. Bazı özel katkı maddeleri ile kompozitlerin ısıya dayanımı arttırılabilir [4-8].

Kalıcı Renklendirme : Kompozit malzemeye, kalıplama esnasında reçineye ilave edilen pigmentler sayesinde istenen renk verilebilir.Bu işlem ek bir masraf ve işçilik gerektirmez.

Titreşim Sönümlendirme : Kompozit malzemelerde süneklik nedeniyle doğal bir titreşim sönümleme ve şok yutabilme özelliği vardır. Çatlak yürümesi olayıda böylece minimize edilmiş olmaktadır.

Bütün bu olumlu yanların dışında kompozit malzemelerin uygun olmayan yanları da şu şekilde sıralanabilir:

• Kompozit malzemelerdeki hava zerrecikleri malzemenin yorulma özelliklerini olumsuz etkilemektedir.

• Kompozit malzemeler değişik doğrultularda değişik mekanik özellikler gösterirler.

• Aynı kompozit malzeme için çekme, basma, kesme ve eğilme mukavemet değerleri farklılıklar gösterir.

• Kompozit malzemelerin delik delme, kesme türü operasyonları liflerde açılmaya neden olduğundan, bu tür malzemelerde hassas imalattan söz edilemez.

Görüldüğü gibi kompozit malzemeler, bazı dezavantajlarına rağmen çelik ve alüminyuma göre birçok avantaja sahiptir. Bu özellikleri ile kompozitler otomobil gövde ve tamponlarından deniz teknelerine, bina cephe ve panolarından komple banyo ünitelerine, ev eşyalarından tarım araçlarına kadar bir çok sanayi kolunda problemleri çözümleyecek bir malzemedir [39, 40].

2.3 Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması ve Özellikleri

Kompozit malzemeleri, yapılarındaki malzemelerinin formuna göre bir sınıflama yapmak mümkündür [4-8].

a. Elyaflı Kompozitler
b. Parçacıklı Kompozitler
c. Tabakalı Kompozitler

2.3.1 Elyaflı kompozitler

Bu kompozit tipinde ana matriks yapıda içinde ince elyaflar yer alır. Yapıdaki elyafların matriks içindeki yerleşim yönü ve doğrultusu oluşan kompozit yapının mukavemetini çok etkiler. Eğer uzun elyaflar matriks içinde birbirlerine paralel şekilde yerleştirilirse yüksek mukavemet sağlanırken, dik doğrultuda olursa düşük mukavemet elde edilir. [4, 5, 6].

Aynı zamanda kullanılan elyafların mukavemetide kompozit yapının mukavemetinde etkilidir. Ayrıca, uzunluk/çap oranları arttıkça matriks tarafından elyaflara iletilen

yük miktarını arttırıcı etki yapar. Elyaf ile matriks arasındaki bağın yapısıda mukavemet açısından önemlidir. [6, 7, 8].

2.3.2 Parçacıklı kompozitler

Eğer partikül veya parçacık şeklinde bir veya daha fazla malzeme ana malzeme içine ilave edilirse buna parçacıklı kompozit malzemeler adı verilmektedir. İlave edilen parçacık ve partiküllerin özellikle mekanik özellikleri ana matriksi direkt olarak etkiler. En yaygın metal partikül takviyeli polimer esaslı kompozit malzemelerdir. Bu bazen seramik takviye şeklindede olabilir [7, 8, 13].

2.3.3 Tabakalı kompozitler

En eski ve en yaygın kullanım alanına sahip olan tür tabakalı kompozit yapıdır. Farklı doğrultu ve yönlenmelere sahip olan elyaf tabakalarının bileşimi ile çok yüksek mukavemetli kompozit yapı elde edilir. Bunlar hem ısıya hemde neme dayanıklı yapılardır. Hem diğer diğer malzemelere göre hafif olması hemde daha iyi mekanik özellik göstermeleri nedeniyle tercih edilen malzemelerdir. Örneğin; temelde dönüşümlü olarak bir iletken ve bir yalıtkan katmanın üst üste gelerek meydana getirdiği katmanlı kompozit yapıdaki kondansatörler elektrik şarjını depolamak için kullanılır [7,8].

2.3.3.1 Tabakalı kompozitlerin örnekleri ve uygulamaları

Katmanlı kompozitlerin sayısı öylesine fazla ve uygulamaları, amaçları öylesine çoktur ki davranışları hakkında genelleme yapılması mümkün değildir [7,8]. Yaygın olarak kullanılanlar ise;

Katmanlar: Katmanlar organik bir yapıştırıcı ile yapıştırılmış malzeme katmanlarıdır. En yaygın katman, her bir alternatif katta dik açılarla ağaç kaplama açılarının dizildiği kontraplaklardır. Bu katlar fenolik veya amine reçineler gibi bir yapıştırıcı ile birleştirilir [7, 8].

Emniyet gözlükleri, polivinil butiral gibi plastik bir yapıştırıcı ile iki cam malzemesinin birleştirildiği katman malzemelerdir. Cam kırıldığı zaman yapıştırıcı cam parçacıklarının ayrılmasını önler. Katmanlar, motorlarda, yalıtım için dişlilerde, basılmış devre katlarında kullanılmaktadır. Yapıştırıcı katmanlar, mükemmel hafiflik, alevlenmeyi geciktirici darbe dayanımı, korozyon direnci, kolay

şekillendirme ve işleme, sürtünme ısısının dağıtılması ve iyi yalıtım özelliklerini bünyesinde toplamaktır [7,8]. Sert yüzey oluşturma: sert, aşınmaya dirençli yüzeyler, sert yüzey oluşturma olarak bilinen ergitme kaynağı teknikleri daha yumuşak ve sünek malzemeler üzerinde biriktirilebilir. Sert yüzey alaşımlar, çeliğin sertleştirilebilen sınıflarını, sert karbürler oluşturan demir ve çelikleri, kobalt esaslı alaşımları ve belirli demir dışı alaşımları içermektedir. Kompozit volfram karbür çubukları aynı zamanda aşınma yüzeyinde volfram karbür oluşturmak için kullanılabilmektedir. Benzer kaynak işlemleri yüzeyin korozyon ve ısıya karşı direncini arttırır [7, 8, 14].

Giydirilmiş Metaller: Metal – metal kompozitleridir. Genel bir örnek olarak A.B.D'deki gümüş paraları verilebilir. Bir Cu %80 Ni alaşımının her iki tarafına Cu %80 Ni alaşımı bağlanır. Yoğun olarak bakır bulunan çekirdek düşük maliyet temin ederken, yüksek nitelikli alaşım gümüş rengi vermektedir. Giydirilmiş malzemeler yüksek dayanım ile birlikte iyi korozyon direnci kombinasyonuna sahiptir. Alklod adı verilen giydirilmiş kompozit malzeme, ticari saflıktaki alüminyum yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarına bağlanır. Saf alüminyum, yüksek dayanımlı alüminyumu korozyondan korumaktadır. Saf alüminyum katmanının kalınlığı toplam kalınlığın yaklaşık %1-1,5'i kadardır. Alklod, korozyon direnci, dayanım ve hafifliğin arzu edildiği uçak gövdesinde, ısı dönüştürücülerinde, bina yapımında ve depolama tanklarında kullanılır [7, 8].

İkili Metaller : Sıcaklık göstergeleri ve kontrol edicileri, katmanlı kompozitteki iki metalin ısıl genleşme katsayısındaki farklılıktan yararlanmaktadır. İki metal parçası ısıtılırsa yüksek ısıl genleşme katsayısına sahip metal daha fazla uzamış olmaktadır [7, 8, 39, 40]. İki parça birbirine sıkıca bağlı ise ısıl genleşme katsayılarındaki fark şeridin eğilmesine ve eğilimli bir yüzey oluşmasına neden olur. Şeridin bir ucu sabit ise serbest olan uç hareket eder. Bu hareketin miktarı sıcaklığa bağlı olup, şeritteki bükülme ve sapmanın ölçülmesi ile sıcaklık tespit edilmektedir. Aynı şekilde şeridin serbest ucu, elektrik anahtarını hareket ettirirse düzenli sıcaklık hareket elde etmek için bir fırının veya soğutucunun açılıp kapatılması mümkündür [7, 8, 39, 40].

Günümüzde pekçok alanda bunun uygulamalarını görmek mümkün hale gelmiştir. Benzer özelliklere sahip yeni metal veya metal esaslı kompozitlerin üretilmesi için farklı araştırma grupları çalışmaktadır [7, 8].

2.4 Metal Matriks Kompozitler

Günümüzde birçok mühendis için metal matriks kompozit tanımı hafif metal matriks kompozit kavramıyla eşleşmiştir. Son yıllarda hafif metal matriks kompozitler (MMK) konusunda yapılan çalışmalarda önemli bir oranda ilerleme sağlanmış ve buna bağlı olarak birçok önemli uygulamalarda kullanılmaya başlanmıştır. Otomotiv endüstrisinde MMK'ler fiber pekiştiricili otomobil pistonları, aluminyum krank kasaları, güçlendirilmiş silindir yüzeyleri ve partikül pekiştiricilerle güçlendirilmiş fren diskleri kullanılmaktadır [4, 9, 10, 11, 41, 42].

Bu yenilikçi malzemeler modern malzeme bilimi ve geliştirilmesinde sınırsız olasılıklar yaratmıştır. Metal matriks kompozitler malzemeye bağlı, isteğe bağlı ya da uygulamaya yönelik olarak üretilebilirler. Bu potansiyelleri ile metal matriks kompozitler tasarımcıların beklentilerini fazlasıyla karşılamaktadır. Geleneksel malzemelerin özelliklerinin beklentileri veya sorunun çözümü için yeterli olmadığı durumlarda bu malzeme grubu yapısal ve fonksiyonel kullanım için ilgi çekici bir hal almaktadır. Buna rağmen MMK üretim teknolojisi, toz metalurjisi gibi geleneksel üretim yöntemleri ile mücadele halindedir. Kompozit malzemelerin avantajları sadece ürün üretiminde uygun fiyat-performans ilişkisi sağlandığında ortaya çıkmaktadır [4, 9, 10, 11, 41, 42].

Metallerin ve metal alaşımlarının birçoğu yüksek sıcaklıkta bazı özellikleri sağlamalarına rağmen kırılgan olmaktadırlar. Fakat metalik fiberler ile takviye edilmiş metal matriksli kompozitler her iki fazın uyumlu çalışması ile yüksek sıcaklıkta da yüksek mukavemet özelliklerini vermektedir. Bakır ve alüminyum matriksli, volfram ve molibden fiberli kompozitler ve Al-Cu kompoziti bize bu kompozisyonu en iyi veren örneklerdir. Bu tip kompozitler, matriksin özelliklerini iyileştirdiği gibi bu özelliklere daha ekonomik ulaşılmasını sağlar [4, 9, 10, 11, 41].

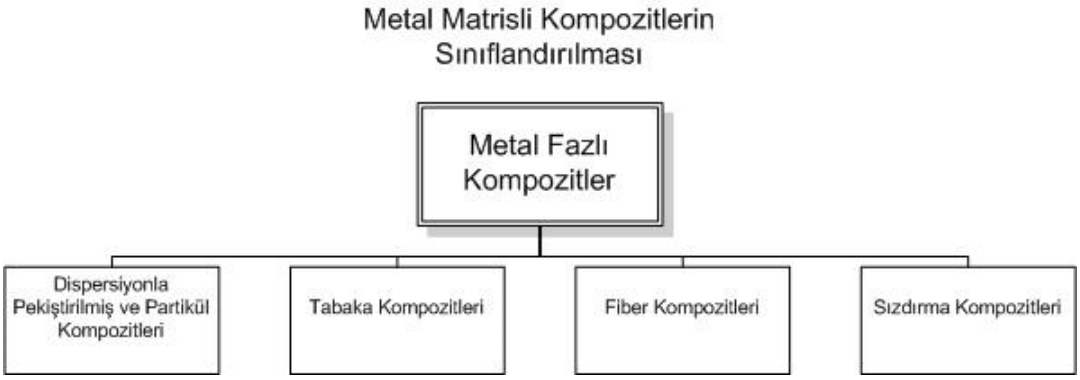
Fiberlerin malzemeyi kuvvetlendirme derecesi, yüzeysel boşlukların olmayışına bağlıdır. Böylece teorik duruma yaklaşılabilir. Fiberlerin çaplarına ve matriksle olan adezyon kuvvetinin niteliğine bağlı olarak belli bir kritik uzunluktan daha kısa olmalıdır. Bu kompozitlerde metal matriks içine gömülen ikinci faz, sürekli lifler şeklinde olabildiği gibi gelişi güzel olarak dağıtılmış küçük parçalar halinde de olabilmektedir [4, 9, 10, 11, 41, 42].

Metal matriks kompozitlerin geliştirilmesindeki amaçlar:

- Oda sıcaklığında ya da yüksek sıcaklıklarda geliştirilmiş akma ve çekme dayanımına sahip, az zarar görecek ve tok malzemelere ihtiyaç duyulması,
- Geleneksel alaşımlara oranla yüksek sıcaklıklarda daha yüksek sürünme dayanımı elde etmek,
- Özellikle yüksek sıcaklıklarda yorulma dayanımını yükseltmek,
- Termal şok dayanımını geliştirmek,
- Korozyon direncini geliştirmek,
- Daha yüksek Young modülü değerine ulaşmak,
- Termal uzamayı azaltmak,
- Geleneksel metallere göre MMK ların avantajları :
- Yüksek elastik modül
- Yüksek dayanım (uzama,sıkıştırma,aşınma,sürünme ve kayma)
- Yüksek sıcaklıklarda kararlılık
- MMK larda seramiklerin dayanımı ve yüksek elestisite modülü ile metallerin sünekliliği ve tokluğu bir arada bulunur
- Düşük yoğunluk
- Termal şoklara ve sıcaklık farklılıklarına daha az hassasiyet
- Yüksek elektirik ve termal iletkenlik
- MMK ların dezavantajları ise :
- Düşük yorulma direnci
- Karmaşık ve pahalı üretim teknikleri

Kompozit malzemeler her yıl otomotivden uzaya pek çok farklı sektörde yüzlerce uygulama alanı bulmaktadır. Kompozit malzemeler sunduğu çok çeşitli malzeme seçenekleri ile tasarımcılara sistem çözümleri noktasında çok büyük kolaylıklar sağlamaktadır. Taşıtların ağırlığının azaltılması ile tüketilen yakıtında azalması yüksek teknolojik uygulamalar için çok önemlidir. MMK ler normal matriks alaşımlarına göre çok daha pahalı olduğu için bu malzemeler genellikle malzeme

özelliklerinin maliyetten daha önemli olduğu uygulama alanlarında kullanılmaktadır. MMK'in en önemli özelliği yüksek aşınma direncidir. Bu nedenle bu tarz malzemeler özellikle aşınma uygulamalarında kullanılmaktadır [4, 9, 10, 11, 41, 42]. Metal matriks kompozitler farklı şekillerde sınıflandırılabilirler. Bu sınıflandırmalardan bir çeşidi pekiştiricinin türüne göre yapılandır. Partikül pekiştiricili, tabakalı, fiber pekiştiricili ve sızdırma kompozit malzemeler sınıflandırmanın ana başlıklarıdır. Bu tip malzemelerdeki fiber pekiştiricili kompozitler ayrıca sürekli fiber, süreksiz fiber ya da viskerler olarak alt gruplara ayrılabilir [12]. Bu sınıflandırma Şekil 2.1'de gösterilmektedir.



Şekil 2.1 : Metal matriksli kompozit malzemelerin sınıflandırılması [12].

Metal esaslı kompozit malzemeler günlük hayatın pek çok alanında uygulama alanı bulmuştur. Bu malzemeler geleneksel üretimden ve metallerin işlenmesinden üretilirler. Grafitte dökme demir veya yüksek karbürlü çelik WC(volfram karbür) gibi karbür ve metalik bağlayıcı içeren kompozit malzemelerdir [4, 9, 10, 11, 41, 42].

Çoğu araştırmacı metal matriks kompozitleri hafif metal matriks kompozit (MMK) olarak adlandırmaktadır. Son 10 yılda MMK'ların gelişiminde çok önemli ilerlemeler olmuştur bu nedenle çok önemli uygulama alanları bulmuştur MMK'lar özellikle firen disklerinde silidir yüzeylerinde fiber takviyesi olarak pistonlarda ticari olarak kullanılmaktadır bu yeni malzemeler uygulama alanına müşteri taleplerine ve malzeme özelliklerine bağlı olarak tasarlanabilen özellikleri ile modern malzeme bilimi için sınırsız olanaklar sunmaktadır. Yeni uygulama alanlarına kısmi fiber takviyeli pistonlar kamyon motorları ve otomobillerdeki hibrit takviyeli krank kutuları hafif araçlar otomobiller ve raylı araçlar için partikül takviyeli fren diskleri örnek olarak verilebilir. Bu malzemelerin daha ileri uygulama alanları inşaat, savunma sanayii ve uzay sanayiidir [4, 9, 10, 11, 41, 42]. Bu yenilikçi malzemeler

spesifik özellikli MMK geliştirilmesine olanak verdiği için modern malzeme uygulamaları için çok büyük öneme sahiptir. Bu potansiyelden dolayı MMK'lar müşteri talebine göre malzeme tasarlayan mühendisler için çok önemli malzemelerdir. Bu malzeme grubu hafif yapı malzemesi gereksinimlerini karşılayamayan geleneksel malzemelerin yerine uygun özellikli yapı ve fonksiyonel malzeme olarak ön plana çıkmaktadır. MMK'ların avantajları parçaların malzemenin üretimi boyunca düşük maliyet performans ilişkisinin olması ekonomik ve ekolojik açıdan üretim artıklarının ve atık ürünlerinin kolaylıkla geri dönüşümüdür [47-52]. Alüminyum MMK'lar düşük ağırlıkları yüksek mukavemetleri yüksek spesifik modülleri düşük termal genleşme katsayıları ve iyi aşınma direnci gibi özellikleri nedeni ile yeni ileri malzemeler grubunun içinde yer alır. Tüm bu özelliklerin tamamı geleneksel bir malzemede mevcut değildir. Alüminyum MMK'ların kullanımı yüksek üretim maliyetleri dolayısıyla askeri silah ve havacılık gibi çok özel uygulama alanlarında kullanımı kısıtlıdır. Son zamanlarda alüminyum MMK'lar fren diskleri silindir bağlantıları motor pistonları gibi otomotiv sektörü ürünlerinde yoğun şekilde kullanılmaktadır. Alüminyum MMK'ların üretim teknikleri sıvı faz işlemleri yarı katı işlemler ve toz metalürjisi olmak üzere 3 gruba ayrılabilir [47-52]. Literatürden çoğu araştırmacının sıvı hal prosesi ve yarı-katı prosesleri ile ilgili araştırmalarla ilgilendikleri görülebilir. Uygulamaya üretim yöntemine ve malzeme maliyetlerine bağlı olarak MMK içerisinde kullanılacak takviye malzemesi seçilir. Potansiyel takviye malzemeleri olarak genellikle seramik esaslı SiC, Al_2O_3, mika, kil, ZrO_2, grafit gibi malzemeler çok geniş kullanım alanına sahiptir. Son zamanlarda B_4C, SiC, Al_2O_3'e kıyasla daha iyi mekanik ve termal özelliklere ve daha düşük yoğunluğa sahip olması nedeniyle Al MMK lar için çekici bir takviye malzemesi olmuştur [47-52]. Alüminyum alaşımları ve B_4C arasında yapıdaki B_4C miktarına proses parametrelerine Kompaklama sıcaklığına ve oksijen içeriğine bağlı olarak nihai malzemenin başta mekaniksel özelliklerini etkileyen çeşitli fazların oluşmasına neden olan reaksiyonlar meydana gelir [47-52]. Günümüzde SiC takviyeli alüminyum kompozitleri muhtemelen MMK lerin en başarılı sınıfıdır. Bu malzemeler içten yanmalı motor parçaları uçak ve havacılık yapıları elektronik paketlemede kullanılan parçalar askeri uygulamalar ve enerji gibi çok geniş bir uygulama alanına sahiptir SiC takviyeli alüminyum alaşım kompozitleri düşük maliyetleri ve üretim kolaylığı sebebiyle yaygın olarak döküm teknikleri ile üretilmektedir. Fakat bununla birlikte SiC\Al kompozitlerinin üretimi sırasında gerek

fiber gerek visker veya partikül takviyeli bu malzemelerin üretimindeki ana teknik problem ergimiş alüminyum içerisinde termodinamik olarak kararsız SiC nedeniyle SiC\Al ara yüzeyinde Al_4C_3 fazının oluşumudur [47]. Bu gevrek Al_4C_3 ince hekzogonal levha şekilli olarak SİC\Al ara yüzeyinde aglomere şekilde oluşur. Sonuç olarak bu faz kompozit dayanımını modülünü ve korozyon direncini azaltır. SiC\Al arayüzeyinde Al_4C_3 oluşumunu önlemek için 4 farklı metadoloji önerilmiştir. Alüminyum içindeki SİC elemtini çözelti içindeki SiC un aktivitesini arttırarak Al_4C_3 oluşumu etkili olarak sınırlandırılabilir. Bu metot etkilidir fakat MMK kompozisyonu modifiye edildiği için malzemenin genel özelliklerini etkileyebilir. Al_2O_3, TiO_2, SiO_2,SnO, Sb_2O_3ve SnO_2 gibi kaplamalarla SiC yüzeyini kaplayarak Al matriks ile SiC direk temasını engelleyici difüzyon bariyerleri üretmektir. Bu metot ekonomik olarak pahalı ve yüksek sıcaklıklarda ara yüzey kararsızlıklarına neden olabilir [47-52].

Al ile SiC direk temasını engellemek için kararlı ara yüzey yapısı şeklinde bir ara ortam olarak davranan SiC yüzey üzerinde çok ince SiO_2 kaplama tabakasının SiC ön oksidasyonu ile oluşturulması da diğer bir metotdur [47].

2.4.1 Metal matriks kompozitlerin üretimi

Metal matriks kompozitler üretim yöntemleri bakımından diğer kompozit üretimi yöntemlerine benzemektedir [9, 10, 11, 41]. Metal matriks kompozitler sürekli döküm yöntemi (kalıptan geçirilerek kütük ya da çubuk şeklinde malzeme elde edilmesi) kullanılarak, plazma sprey yöntemi ile (ince filmler), toz metalurjisi ve sıvı sızdırma üretim yöntemlerinden bazılarıdır. Levha şeklinde malzemeler haddeleme ya da ektruzyon ile üretilebilmektedir [9, 10, 11, 41]. Sürekli döküm üretim yöntemi olarak oldukça verimlidir. Bu yöntem ayrıca malzemeyi daha kısa süre yüksek sıcaklıklara maruz bıraktığı için geniş bir yelpazade farklı malzemelerin üretimi için uygundur. Bu yöntemde metal matriks ergime noktasının üstünde bir sıcaklığa çıkartılıp şekillendirme ve pekiştirici faz ile iyi yüzey teması sağlanabilmektedir. Son kademe olarak makina ile işleme yapılabilmektedir. Bu işlem geleneksel metal üretim yöntemleri ile benzerdir. Seramik matriks kompozitlerde olduğu gibi fiber tarzı bir pekiştirici kullanılacaksa matriks fazın onu koruması gerekmektedir. Bu nedenle metal matriks kompozitler iyi yüzey bağlanma özelliği gösterdiğinden kompozit dayanımı da oldukça yüksektir [9, 10, 11, 41].

2.4.1.1 Partikül pekiştiricili metal matriks kompozitler

Metal matriks kompozitler fiziksel ve mekanik özelliklerinden dolayı otomotiv ve benzeri birçok uygulama için ilgi çekici bir aday olmuştur. Bunun yanında partikül pekiştiricili kompozitler düşük maliyetleri, iyi şekillendirilebilirlikleri ve işlenebilirlikleri ve karakteristik olarak izotropik özellik gösterdiklerinden dolayı artan bir şekilde ilgi odağı olmaya başlamışlardır [9, 10, 11, 41-45]. Metal matriks kompozitlerde ilk yapılan çalışmalar genel olarak sürekli fiber pekiştiricili malzemelerin geliştirilmesine ve üretimine yönelik olarak yapılmaktaydı. Ancak daha sonra fiber üretimin maliyetinin yüksek olmasından dolayı bu ilgi azalmıştır. Bundan dolayı daha ucuz maliyetli ve daha rahat temin edilebilen pekiştiriciler üzerine çalışmalar yoğunlaşmıştır [9, 10, 11, 41-45]. Bu malzemeler seramik veya metallerde tek başına olamayacak eşsiz bir mikroyapı ve özellik birleşimine sahiptirler. Bu yapı daha çok matriks fazının özelliğine, çevreye, pekiştiricinin dağılımına, boyut ve şekline, ana faz ile pekiştiricinin ara yüzey özelliklerine göre değişmektedir. Bu parametreler uygun bir şekilde ayarlandığında malzeme özellikleri geliştirilebilir [9, 10, 11, 41-45].

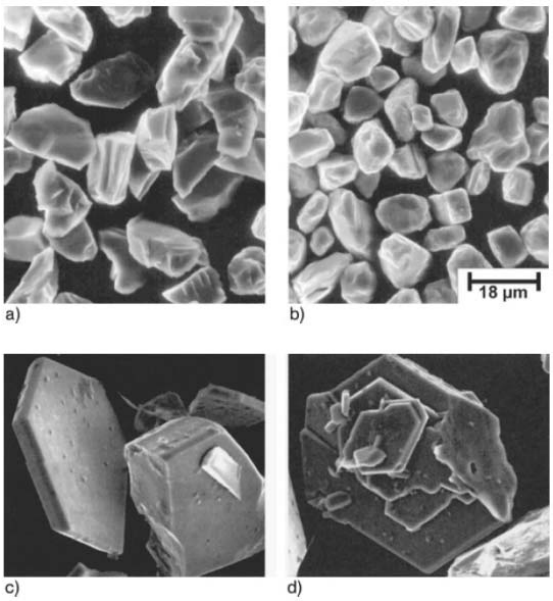
Partikül pekiştiricili kompozitlerde genel olarak ikiye ayrılan bir sınıflandırma yapılmaktadır. Bunlar büyük partikül pekiştiricili kompozitler ve dispersiyonla güçlendirilen kompozitlerdir. Bu iki grup arasındaki ayrım pekiştiricinin türüne ve pekiştirme mekanizmasına göre yapılmaktadır. Büyük partikül pekiştiricili yapılarda matriks pekiştirici arasındaki etkileşim atomik yada moleküler seviyede değildir. Genel olarak pekiştirici faz ana faza oranla daha sert ve sıkıdır. Bu pekiştirici malzemeler matriks fazın hareketini engelleyici yönde etki yaparak yapıyı güçlendirirler [9, 10, 11, 41-45]. Temel olarak matriks fazı uygulanan gerilmenin bir kısmını pekiştiricilere iletmektedir. Pekiştirmenin seviyesi veya mekanik özelliklerdeki iyileşme matriks pekiştirici ara yüzeyindeki güçlü bağlanmayla doğru orantılı artar [9, 10, 11, 41-45]. Dispersiyonla pekiştirilen sistemlerde pekiştirici boyutu diğer gruba oranla çok daha küçüktür. Bu tip pekiştiricilerin boyutu genel olarak 0,1 ile 0,01 μm arasında değişmektedir. Bu durumda partikül matriks etkileşimi ile gerçekleşen güçlendirme mekanizması atomik ve moleküler seviyede olur [9,10,11,41-45]. Metal matriks malzemelerde genel olarak kullanılan partikül pekiştiriciler Çizelge 2.1'de gösterilmiştir.

Çizelge 2.1 : Metal matriks kompozitlerde kullanılan seramik pekiştiriciler [43].

Malzeme	Karbür	Nitrür	Borür	Oksit
Bor	B_4C	BN	-	-
Tantal	TaC	-	-	-
Zirkonyum	ZrC	ZrN	ZrB_2	ZrO_2
Hafniyum	HfC	HfN	-	HfO_2
Alüminyum	-	AlN	-	Al_2O_3
Silisyum	SiC	Si_3N_4	-	-
Titanyum	TiC	TiN	TiB_2	-
Krom	CrC	CrN	CrB	Cr_2O_3
Molibden	Mo_2C, MoC	Mo_2N, MoN	Mo_2B, MoB	-
Tungsten	W_2C, WC	W_2N, WN	W_2B, WB	-
Toryum	-	-	-	ThO_2

Partikül pekiştiricili kompozitlerde pekiştirme mekanizması çökelme sertleşmesine benzemektedir. Matriks fazı uygulanan yükün büyük kısmını taşırken pekiştirici faz dislokasyon hareketini engeller. Bu sayede akma ve çekme dayanımıyla beraber sertlik artar. Buna ek olarak dispersiyonla pekiştirilmiş kompozitlerin hacim fraksiyonları %3 gibi oldukça düşük değerlerde iken diğer grup pekiştiricili kompozitlerde bu değer %70 civarı veya daha yüksektir [9, 10, 11, 41-45]. Pekiştiricilerin geometrisi farklılık göstermektedir. Küresel, köşeli, yassı ya da iğnesel yapıda pekiştiriciler üretmek mümkündür. Ancak üretim yöntemlerine bu pekiştiriciler genel olarak daha düzensiz şekillerde ve keskin kenarlara sahip yapıdadırlar. Şekil 2.2'de silisyum karbür pekiştirici malzemesinin üretim yöntemine yönelik olarak farklı partikül yapısındaki farklılıklar gösterilmiştir [43,47].

Şekil 2.2a'da düzensiz şekilli hal gösterilmiştir. Şekil 2.2b'de SiC partikülleri daha yumuşak köşeli dairesel şekillidir. Şekil 2.2c ve Şekil 2.2d'de yassılaşmış ve tabakalaşmış formada partikül yapıları görülmektedir. Bu düzensiz şekiller kompozitte olumsuz bir etki yapabilmektedir. Bu sebeple daha çok düzgün şekilli pekiştiriciler üretilmeye çalışılıp, kullanılarak yapılmak istenen iyileştirici etkinin verimi arttırılmaya çalışılmaktadır. Fakat bazı uygulamalarda da, özellikle aşındırıcı uygulamaları başta olmak üzere düzensiz şekilli partiküllerin yapıya ilavesi performans açısından daha yararlı sonuçlar verebilir. Yani uygulama alanına göre partiküllerin şekli önem kazanmaktdır [43,47].



Şekil 2.2 : SiC partiküllerinin farklı geometrik şekilleri [43, 47].

2.4.1.2 Dispersiyon pekiştiricili metal matriks kompozitler

Metal ve metal alaşımları, çok ince taneli sert ve inert pekiştiricilerin az miktarda hacimsel olarak ilavesi ile güçlendirilebilirler [43-52]. Dispersiyonla pekiştirmede kullanılan partikül boyutları oldukça düşüktür. Ortalama olarak boyutları 10 – 250 nm arasında olabilir [1-5]. Pekiştirici faz metalik ya da metal dışı olabilir ve genel olarak oksit malzemeler pekiştirme amaçlı olarak kullanılmaktadır. Çizelge 2.2'de kullanılan pekiştirici cinsi ile kullanılan partikül boyut tablosu verilmiştir.

Çizelge 2.2 : Al matriks kompozitlerde kullanılan pekiştiricilerin özellikleri [43].

Pekiştirici	Partikül Boyutu (µm)
Al_2O_3	3-200
SiC, partikül	6-120
SiC, visker	5-10
Grafit, lamelli	20-60
Zikonyum	40
Silisli kum	75-120
Zirkonyum oksit	5-80
TiC	46
Mg	40
Bor nitrür	46
Mika	40-180
B4C	50-80

Pekiştirme mekanizması partiküllerin matriks fazındaki dislokasyonla etkileşimi ile gerçekleşmektedir [43-52]. Çökelme sertleşmesine benzer sertleşme mekanizması bu disperse olmuş partiküllerin dislokasyon hareketini engellemesi ile gerçekleşmektedir. Bu tarz sistemlerde pekiştirme mekanizması yüksek sıcaklıklarda da bozulmadan devam edebilmektedir. Bunun sebebi pekiştirici fazın ana matriks malzemesiyle inert davranış gösterip reaksiyona girmemesi böylece oluşturulan yapının bozunmamasıdır [43-52].

3. ANA MATRİKS MALZEMELERİ VE PEKİŞTİRİCİLER

3.1 Alüminyum

Periyodik cetvelin III A gurubunda bulunan ve atom numarası 13, atom ağırlığı 26.89 olan +3 değerlikli bir element olan alüminyumun 20 ºC'taki yoğunluğu 2,7 gr/cm³, ergime noktası 659,8 ºC, kaynama noktası 2450 ºC, ısınma ısısı 0.224 cal/gr (1000 ºC'ta), erime ısısı 400 cal/gr, 20 ºC'deki elektriksel iletkenliği bakırın %65'i, ısıl iletkenliği 0,5, ışık yansıtılabilirliği %90 olup, bu özellikler farklı türlerde ve miktarlarda ikili, üçlü, dörtlü sistemler halinde alaşım elementleri katılarak büyük ölçüde değiştirilebilmektedir [53-57]. Alüminyum genellikle doğada bileşikler halinde bulunur. Alüminyum, yerkabuğundaki yaklaşık olarak %8 civarındaki içeriğiyle, en çok bulunan üçüncü elementtir. Bu kadar çok bulunmasına rağmen ilk defa 1808 yılında İngiliz Sir Humpry Davy tarafından tespit edilen bu metalin ticari olarak üretimi 1886 yılında Paul Louis Toussaint Héroult (Fransa) ve Charles Martin Hall(ABD) tarafından birbirlerinden bağımsız olarak yaptıkları çalışmalarla geliştirilmiştir. Günümüzde bu nedenle Hall-Héroult yöntemi olarak halen kullanılan bu yöntemde, alüminyumun, ergimiş kriyolitin içinde alüminyum oksitin çözündürülerek üzerinden güçlü bir elektrik akım geçirildiğinde, elektrolitin altında sıvı halde biriktiğini fark etmişlerdir [53-57]. Bu yöntemin keşfinden sadece iki yıl sonra, ilk alüminyum elektrolizhaneleri kurulmuştur. Bundan sonra bu alanda çok hızlı teknik ve ekonomik gelişmeler yaşanmaya başlamış, 1900 yılına gelindiğinde İsviçre, Amerika, Fransa, İngiltere, Almanya ve Avusturya alüminyum üreten ülkeler arasındaki yerlerini almıştır. 1900 yılında dünya birincil alüminyum toplam yıllık üretimi 8.000 ton iken, 2003 yılında ise 25-27 milyon ton seviyelerine yükselmiştir [53-57]. Yaklaşık 110 yıl önce ticari anlamda üretimine başlanan alüminyum, insanoğlunun binlerce yıl boyunca kullandığı geleneksel metallerin bugünkü toplam üretimlerinden çok daha fazla bir miktarda üretilmektedir. Bugün geriye kazanımla üretilen (ikincil) alüminyumla birlikte toplam yıllık alüminyum arzı yaklaşık 50 milyon tona ulaşmışken, bakır 20,7 milyon ton, çinko 12,6 milyon ton, kurşun 4 milyon ton, magnezyum 0,9 milyon ton, kalay 0,5 milyon ton ve çelik 1858

milyon ton seviyelerinde üretilmektedir. Demir-çelik üretiminin yanında bu miktar küçük görülebilir. Ancak, 22.000.000 ton alüminyumun katma değer karşılığı ürettiği katma değer açısından bakıldığında; yıllık 150.000.000 ton demir-çeliğe eşdeğer olduğu görülmektedir [53-57].

3.1.1 Alüminyumun özellikleri ve avantajları

Alüminyumu diğer metallere göre birçok alanda avantajlı kılan en önemli ana özelliklerini;

1. Hafifliği,

2. Hafifliğine Karşın Alaşımlandırıldığında Yeterli Mukavemeti,

3. Tekrar Defalarca Kullanılabilirliği,

4. Yüksek Korozyon Direnci,

5. Çekilebilirliği,

6. Şekillendirilebilirliği,

7. Dövülebilirliği,

8. İşlenebilirliği,

9. Yüksek Isı ve Elektriksel İletkenliği,

10. Işık ve Isı Yansıtıcılığı olarak sıralayabiliriz.

Alüminyum alaşımlandırılmak suretiyle, demirden üç kat daha hafif olan ve demire yakın mukavemette bir malzemeye dönüşebilmektedir. Böylece, örneğin alüminyumun otomotiv, demiryolu, denizyolu ve havacılık sanayinde kullanımı, aracın ağırlığını azaltarak yakıt tüketimini düşürmekte, buna karşılık yük kapasitesini arttırmaktadır [43-57].

Alüminyum açık atmosfer koşullarında çok çabuk oksijen ile reaksiyona girerek kendi yüzeyinde doğal bir koruyucu alüminyum oksit film tabakası oluşturur. Bu alümina tabakası yaklaşık $635x10^{-9}$ cm kalınlığında olan alüminyum malzemeyi korozyondan korur. Alüminyumun korozyondan korunmasına karşı uygulanabilecek diğer işlemler anotlama, boyama, laklama işlemleridir. Alüminyumi mükemmel elektrik iletkenliğine sahiptir ve bu nedenle elektrik enerjisi iletim ve dağıtımının pekçok yerinde yalıtılmış hava hattı ve yeraltı güç kabloları ve ek malzemelerde,

yakın zamana kadar bu alanlarda kullanılan bakır'ın yerini almıştır. Alüminyumun mükemmel bir ısı ve ışık yansıtıcısı olma özelliği ile aydınlatma aksamlarında ve ısı yataklarında yaygın olarak kullanımı vardır [43-57].

Alüminyum mikro parçalar haline getirildiğinde büyük ısı açığa çıkarır bu nedenle roketlerde yakıt olarak kullanılabilmektedir. Alüminyumun neredeyse %100 geri dönüşümlü olmasından dolayı diğer metallere göre olan geleceğin metali olmasını sağlayacak en önemli faktörlerden birisi de doğa dostu olmasıdır. Birincil alüminyum üretimde çok miktarda enerji harcanmasına karşın son yıllarda yapılan çalışmalar ile kullanılmış Al malzemenin ikincil üretimle ve birincil üretimin sadece %5'i kadar enerji kullanılarak yeniden kullanıma sunulması, alüminyumun diğer malzemelere göre neden tasarruflu ve çevreci olduğunu göstermektedir [53-57]. Alüminyumun dünya kabuğunda çok miktarda bulunması, mükemmel dayanım/ağırlık oranına sahip olması dolayısıyla rakipsiz bir malzeme durumundadır [53-57].

3.1.2 Alüminyum üretim yöntemleri

Bugün alüminyum üretiminde cevherden üretilen alüminyum (birincil alüminyum) ve hurdadan üretilen alüminyum (ikincil alüminyum) olmak üzere iki kaynak söz konusudur [57, 58]. Şekil 3.1'de bu yöntemler gösterilmiştir.

3.1.2.1 Birincil alüminyum üretimi

Birincil alüminyum üretiminde beş ana üretim aşaması vardır [57, 58]. Bunlar:

1. Boksit madeni işletmeciliği,

2. Boksit cevherinden alümina üretimi

3. Alüminadan elektroliz yolu ile sıvı alüminyum üretimi

4. Sıvı alüminyumun alaşımlandırılarak dökümü,

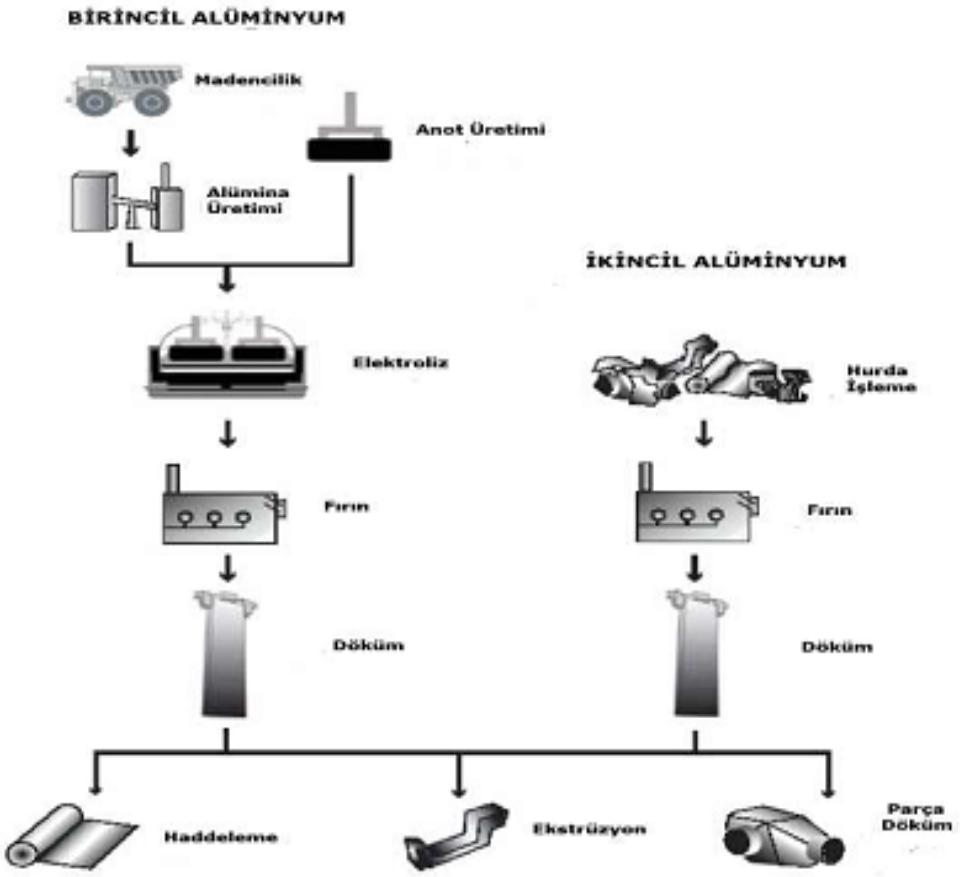
5. Döküm ürünlerinden ekstrüzyon ve haddeleme işlemleriyle ürün üretimi.

3.1.2.2 İkincil alüminyum üretimi

Alüminyum üretiminde bir döngü sözkonusudur. İkincil alüminyum üretiminde alüminyum hurda metal kaynağı olarak ana aktördür. Alüminyum hurdaların başlıca iki kaynaktan elde edilir [57, 58]:

1. Birincil üretim sırasında oluşan geri kazanma olasılığı %100 olan yeni hurda,

2. Kullanım ömrünü doldurmuş olan yapısı, şekli ve et kalınlığına değişen hurda defalarca yeniden kullanılabilir bir metal olan alüminyumun kullanım ömürleri ve teknolojik gelişmelerin sağladığı geri kazanma oranları değişmektedir.



Şekil 3.1: Alüminyum üretim yöntemleri ve akış şeması [57, 58].

Bu geri dönüşüm döngüsünde malzemenin özelliğini yitirmesi ihtimali vardır. Bu nedenle piyasadaki hurda yeterliliği, geri dönüşümün ekonomikliği gibi hususlar dikkate alınmaktadır [57, 58].

3.1.3 Alüminyumun kullanım alanları

Alüminyum tüketimi, kullanım alanına göre özelliklerinden kaynaklanan bazı avantajları ve yeni alaşımlarınların sağladığı avantajlarla bazı alanlarda artan oranda çeliğin yerine kullanılabilir olmaları neticesinde sanayiinin tüm alanlarında diğer metallere göre daha fazla artmaktadır. Alüminyum, üretim metotları, ürün tasarımı ve kalite kontrol için yeni arge çalışmalarına ağırlık verilerek teknolojinin gelişme paralelinde kendisine yeni kullanım alanları bulmaktadır [57, 58].

Alüminyumun ulaştırma sektöründe kullanımı: Bu malzeme çok hafif olması nedeniyle ve otomobillerde hafif metal kullanımının yaygınlaşmasıyla birlikte otomotiv endüstrisine yaygın olarak kullanılmaya başlamıştır [57, 58]. Silindir kafaları, dişli kutusu gövdeleri, jantlar, radyatörler, koltuk kızakları, darbe çubukları gibi pekçok otomotiv parçası alüminyumdan imal edilir hale gelmiştir [57, 58].

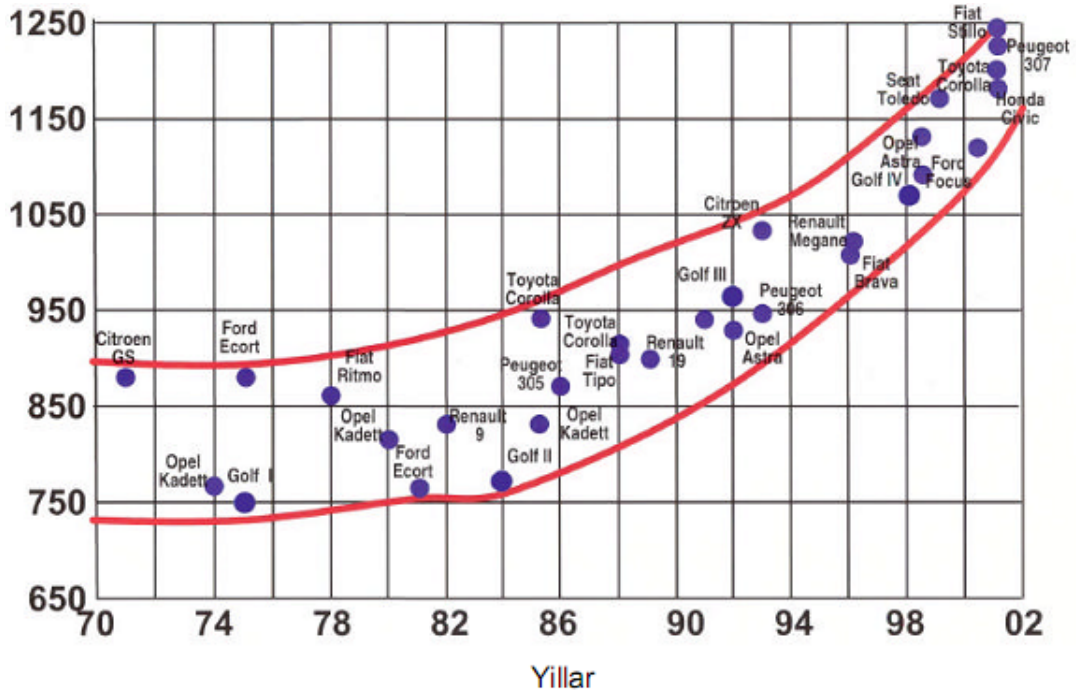
Alüminyumun ulaştırma sektöründe kullanımıda yine benzer şekilde klasik olarak kullanılan demir-çelik, bakır ve pirinç gibi malzemelere göre hem yoğunluğunun üç kat az olması hemde aynı mekanik özellikleri göstermesi nedeniyle hızla artmaktadır. Buda özellikle avrupa ülkelerinde taşımacılık sektöründe bu malzemenin önemle oranda kullanımına imkan tanımıştır [57, 58].

Artan küresel rekabet ve çevre bilinci ile otomobil üreticileri üretimde verimliliğini sürdürken maliyetleride düşürerek daha çevreci, geri dönüşümü olabilen ama emniyet ve konforu bir arada bulunduran araçlar üretilmeye başlanmıştır. Bu yaklaşım temel alındığında; aracın ağırlığı en temel konulardan biri olup bu yakıt tüketimi açısındanda çok önemlidir. Böylece taşıtın yakıtı için ayırdıkları bütçeden tasarruf sağlamaktadırlar [57, 58].

Aracın ağırlığının azaltılmasında alüminyum, emniyet ve konfordan ödün vermeden güvenle kullanılabilen bir malzeme olması nedeniyle çok önemli yere sahiptir. Diğer taraftan hafif olmasına rağmen mukavemetinin yüksek oluşu ise tercih temel sebebidir. Orta büyüklükteki (1400 kg) bir araçta bazı parçalarda alüminyum kullanımıyla birlikte, 300 kg'a kadar ağırlık tasarrufu sağlamak mümkündür [57, 58].

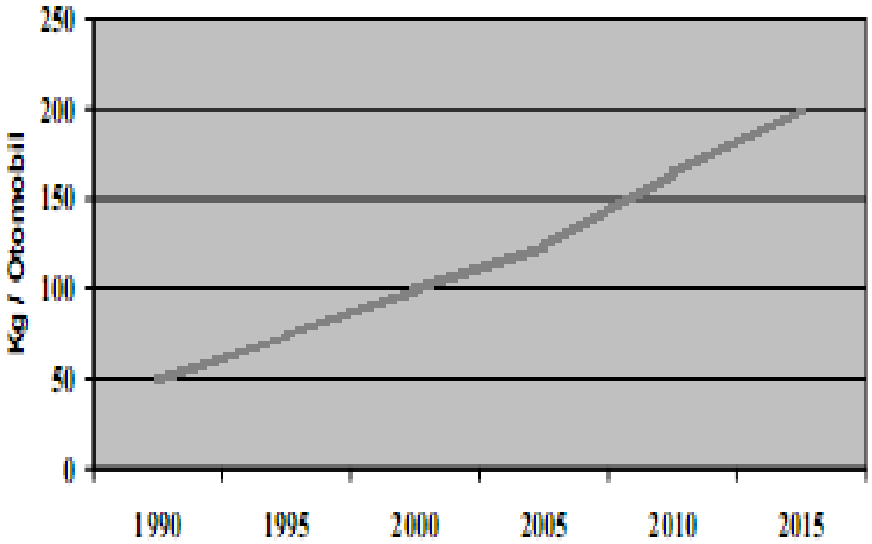
Aşağıda farklı marka ve modellerdeki otomobillerin ağırlıklarındaki artışın yıllara göre değişimi Şekil 3.2'de grafik olarak verilmiştir [57, 58]. Otomotiv endüstrisinde, alüminyum kullanımı daha güvenlikli, konforlu, geniş ve daha az yakıt tüketen otomobiller için hafif, mukavemeti yüksek malzeme olarak sürekli gündemde olmuştur. Alüminyum, bu amaçlara yönelik rakipsiz bir malzeme durumundadır.

Binek arabalarda alüminyum kullanma miktarı toplam ağırlığın %6 kadarı olmasına rağmen aslında aracın potansiyel toplam ağırlığının %25 kadarı olabilme imkanı vardır [57, 58]. Alüminyumun otomotiv sanayiindeki kullanımına ilişkin olarak önde gelen otomobil üreticileri yoğun olarak çalışmaktadır. Bunlardan Alman otomotiv devi Audi kaportası tamamen alüminyumdan oluşan A8 modelini piyasaya çıkarmıştır.



Şekil 3.2 : Yıllara göre otomobil ağırlıklarındaki değişim [50].

Bugün Avrupa otomobillerinde alüminyum kullanılmı, 70 kg, Japon ve Amerikan menşeili otomobillerde ise 90 kg dolaylarında iken gelecekte de otomobillerde kullanılacak alüminyum miktarının lineer olarak artacağını düşünülmektedir (Şekil 3.3). Bir otomobilde 50 kg kadar alüminyum kullanımı, yaklaşık bunun 2 katı kadar diğer geleneksel malzemelerden tasarruf sağlanabilmektedir [57, 58].



Şekil 3.3 : Otomobilde alüminyum kullanımı [57].

Yapılan bir araştırmaya göre çelik malzeme kullanılan otomobillere göre alüminyum kaporta ve şasiye sahip otomobiller %25 daha az yakıt tüketecektir. 500.000 km yol

yapan bir alüminyumdan imal edilen aracın 10.000 litre daha az yakıt harcayacağı, CO_2 emisyonunun da 3 ton azalma olacağı hesaplanmıştır. Ülkemizde de alüminyum kullanımındaki artışın yeni otomobil yatırımlarındaki artışa paralel olarak önemli oranlarda olması beklenmektedir. Halen otomobillerdeki kulllanılan alüminyum malzemeleri yaklaşık %80'i dişli kutusu, silindir kafaları, pistonlar ve motor blokları gibi ürünlerdir[57, 58].

Çelik yerine alüminyum kullanılmasıyla bir otomobilin ömrü boyunca maliyet değişimi ile ilgili bir çalışmanın sonucu Çizelge 3.1'de verilmiştir.

Çizelge 3.1 : Bir otomobilde alüminyum kullanımının avantajı [57, 58].

Kalem	**Birim**	**Al**	**Çelik**
	Kg	300	500
Metal Fiyatı	USD/100 kg	130	40
Hurda Dönüşü (%80 geri dönüş)	USD/100 kg	50	15
Net Malzeme Maliyeti	USD/100 kg	80	25
Toplam Malzeme Maliyeti	USD	240	125
Ek Yakıt Tüketimi	Litre	-	2000
Ek Yakıt Maliyeti	USD	-	600
TOPLAM ÖMÜR MALİYETİ	USD	240	725

Otomotiv endüstrisinde genellikle döküm alüminyum parçaların tercih edilmesinin en temel sebepleri şu şekilde sıralanabilir:

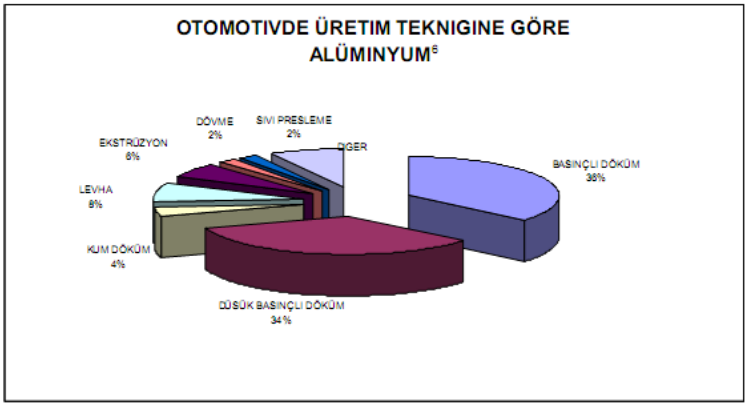
1. Estetik ve güzel görüntü sağlaması,
2. Isı iletkenliğinin yüksek oluşu,
3. Korozyon dayanımının yüksek oluşu,
4. Hafif olması,
5. Elektrik iletkenliğinin iyi olması.
6. Kolaylıkla üretilebilmesi
7. Ürün çeşitliliği

Taşıtlarda kullanılan bazı alüminyum parçalar ve bunların şekillendirme yöntemleri aşağıdaki Çizelge 3.2'de özetlenmiştir.

Çizelge 3.2 : Alüminyum parçalar ve bunların şekillendirme yöntemleri [57, 58].

Parça	Şekillendirme Yöntemi	Ağırlık (kg)
Kasa	Döküm, ektrüzyon, hidroform,levha	130-180
Gövde paneli	Levha	50-70
İç yüzey levhaları	Levha	50-70
Motor bloğu ve silindir kapağı	Döküm	60-80
Egsoz manifoldu	Döküm	10
Pistonlar	Döküm	
Transmisyon kutus	Döküm	2-5
Diferansiyel kutusu	Döküm	2
Jantlar	Döküm	5-8
Fren parçaları	Döküm	1
Suspansiyon parçaları	Döküm, ektrüzyon, hidroform	30-50
Yakıt tankı	Levha	5
Radyatör	Ekstrüzyon, levha	10-20
A/C kondenser	Ekstrüzyon, levha	5

Şekil 3.4'de üretim tekniğine göre Al üretimi verilmiştir. En yaygın üretim yöntemi düşük basınçlı ve basınçlı döküm olarak görülmektedir.

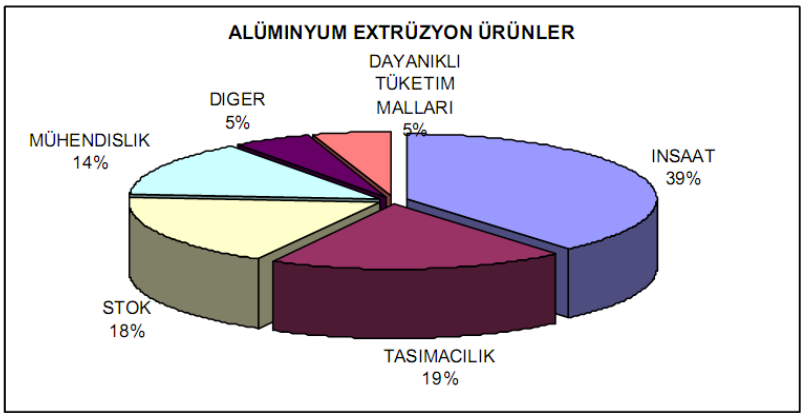


Şekil 3.4 : Üretim yöntemine göre alüminyum dağılımı [57, 58].

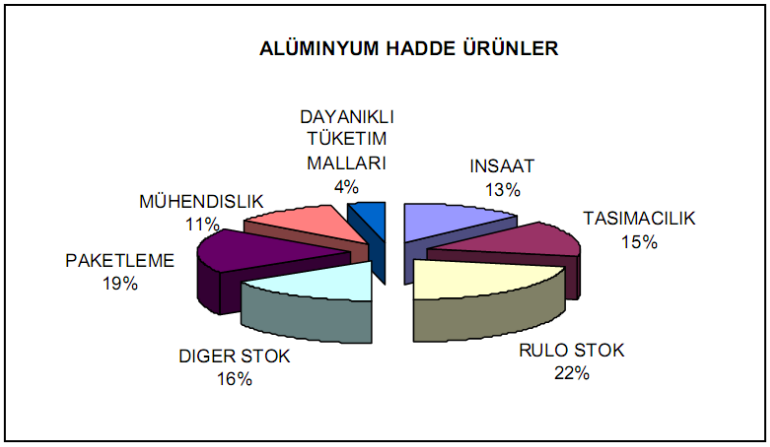
Aynı avantajlar karayolu araçlarında olduğu gibi diğer taşımacılık yöntemlerinde de özellikle hava ulaştırma sanayii ürünlerinde de geçerlidir. Havacılık sektörünün gelişmesinde hafifliğinin yanı sıra sağlamlığı ile alüminyum ve alaşımlarının büyük katkısı vardır. Uçak malzemesinde alüminyum-lityum alaşımlarının gelecekte kullanılması ile hâlihazırda kullanılan alüminyum(alüminyum-bakır) alaşımına göre %15 oranında daha hafif olması sağlanabilecektir. Buda araçların yük kapasitelerinin arttırılması ve önemli oranda yakıt tasarrufu sağlanmasına imkan verecektir. Alüminyum ve alaşımları, kamaralardan başlamak üzere gezinti teknelerine, kuru yük gemilerinin gövde kompartımanlarını oluşturan yapısal parçalardan tüm üst bina

inşasına kadar ve pervanelerin üretiminde olmak üzere pekçok deniz aracında çok yoğun olarak kullanılmaktadır [57, 58]. Şekil 3.5, 3.6 ve 3.7'de çeşitli üretim yöntemleriyle üretilmiş Al alaşımlarının kullanım alanlarına göre dağılımı verilmiştir. Hızlı tren konseptini hazırlayan altyapıda malzeme bilimindeki yeni alaşımların katkısı büyük olmuştur. Japonya da imal edilen ETR500 isimli hızlı tren asesi ve vagon gövdeleri yüksek mukavemetli Al-Zn-Mg temelli alaşımlardan üretilmektedir [57, 58].

Avrupa Alüminyum Birliğinin 2004 yılı verilerine göre alüminyum taşımacılık sektöründe önemli bir pay almaktadır. Bu verilere göre üretilen alüminyum döküm ürünlerin %75'i, alüminyum ekstrüzyon ürünlerin %19'u ve alüminyum hadde ürünlerin %15'i taşımacılık sektöründe kullanılmaktadır [57, 58].

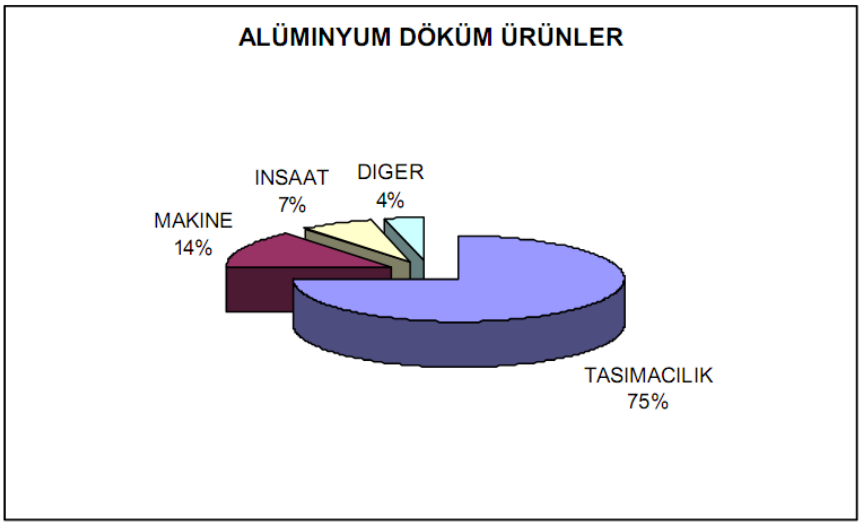


Şekil 3.5 : Alüminyum ekstrüzyon ürünlerin sektörlere göre dağılımı [57, 58].



Şekil 3.6 : Alüminyum hadde ürünlerin sektörlere göre dağılımı [57, 58].

Yukarıdaki şekildende görüleceği gibi alüminyum hadde ürünlerin taşımacılıktaki pazar payı Avrupa Alüminyum Birliği verilerine göre %15'tir.



Şekil 3.7 : Alüminyum döküm ürünlerin sektörlere göre dağılımı [57, 58].

Taşımacılıkta en fazla kullanılan alüminyum malzeme, %75'lik payla döküm yöntemiyle üretilmiş alüminyum mamullerdir.

3.2 Alüminyum Alaşımları

Döküm yöntemi ile üretilmiş alüminyum alaşımlarının fiziksel ve mekanik özelliklerini bazı faktörler etkiler [53, 54, 55, 56]:

Alaşım kompozisyonu: alaşımlarının bileşimi belirli fiziksel ve mekanik özellikleri elde etmek için potansiyeli belirler. Alaşım içerik özellikleriyle üretmek için tasarlanmıştır. Dökülebilirlik özelliği yanı sıra istenilen performans özellikleri içerir. Alaşım elementlerinin etkileşimi, mikroyapısal gelişimi ve istenilen ürün özelliklerini sağlaması açısından önemlidir [53, 54, 55, 56].

Katılaşma sırasında ve sonrasında soğutma hızı: bir alaşımın fiziksel ve mekaniksel özelliklerini etkileyen yapısal özelliklerini belirler [53, 54, 55, 56].

Döküm işlemi: çok sayıda döküm işlemleri vardır. Her biri mikro yapısal ve makro yapısal katılaşma eğilimi için farklı katılaşma hızlarında ve ısı çıkarma oranlarında gerçekleşir.

Katılaşma: Mühendislik dökümleri iç ve yüzeysel kusurlara duyarlıdırlar karmaşık şekilli dökümler, akışkanlar dinamiği ve katılaşma mekaniği ile birleştirererek

Yoğun, süreksizlik içermeyen parçaların üretimi zordur. İç porozite büzülmeden, hidrojen gözenekliliği yanı sıra görsel olarak algılanabilir.

Çatlaklar, rutubet reaksiyonlar, kıvrımlar ve çizik gibi nedenlerden kaynaklanabilir. Metalik olmayan inklüzyonlar mekanik özellikleri ve çekirdek hidrojen gözenek oluşumunu etkiler. Yüzey kusurları mekanik ve yorulma performansını etkilerken, Gözenek hacmi fraksiyonu ve iç boşlukları dağılımı ve geometrisi yorulma dayanımı çekme özellikleri, tokluk ve sünekliliği azaltır [53, 54, 55, 56].

• Isıl işlem: mekanik özellikleri tavlama, çözelti ısıl işlemi ve çökelti yaşlandırması dâhil olmak üzere, katılaşma sonrası ısıl işlemler ile değiştirilebilir.

• Katılaşma sonrası yoğunlaştırma: Dökümlerin Sıcak izostatik işlenmesi (HIP) dökümler iç dayanıklılığın, yüksek gerilme özellikleri, süneklik ve yorgunluk performanslarının gelişmesini sağlar [53, 54, 55, 56].

3.2.1 Al alaşımlarının tarihçesi

Hall-Héroult elektrolitik azaltma sürecinin ticarileştirilmesi ardından, alüminyum dökümü için ilk önemli pazar edilmiştir. İlk başta, uygulamalar ev numaralarını, el aynası, tarak, fırça, kravat tokalar, kol düğmeleri, şapka iğnesi ve hafif, gümüş kaplama dekoratif lamba yuvaları gibi küçük ve basit şeylerle sınırlı kalmıştır [53, 54, 55, 56].

Zamanla döküm yönyemiyle üretilmiş alüminyum yiyecek kapları demir ve pirinç tencere, tava ve çaydanlık yerine bir alternatif oldu. Alüminyum maliyeti giderek azaldı ve 19. yüzyılın sonuna doğru önemli mühendislik uygulamaları için ekonomik hale geldi.

Dövme yöntemiyle elde edilen Al formları, döküm gibi zamanla ön plana çıktı. Başlıca Al özellikle 3 farklı sektörde alternatif bir malzeme olarak ön plana çıkmaya başladı [53, 54, 55, 56].

Wright Kardeşler dökme alüminyumdan motorlu uçuş, motor ve diğer parçaların başarılı şekilde havacılık endüstrisi için uygulamaları çok büyük önem arz etmektedir. Alüminyumun çok sayıda uygulaması özel mühendislik uygulamalarının gereksinimlerini karşılayacak özel bileşimlere ve malzeme koşullarına ihtiyaç duyan pek çok sektörde kullanılmaktadır. Fiziksel ve mekanik özellikleri ve performansı test sonuçları sürekli yeni alaşım geliştirmelerine ve kompozisyon kontrolüne bağlı olarak değişir [53, 54, 55, 56].

3.2.2 Al alaşım dökümlerinin avantajları ve sınırlamaları

Alüminyum dökümleri çok çeşitli özelliklere sahip alaşımlar şeklinde üretilmektedir. Alüminyum Derneğinde kayıtlı 100'den fazla bileşim 300'den fazla uluslararası kullanımda olan Al alaşımları bulunmaktadır [53, 54, 55, 56]. Boyutsal hassasiyetli, kontrollü yüzey işlemleri yapılabilen, iç bölümler dâhil olmak üzere karmaşık geometrilere sahip ve özel mühendislik ihtiyaçlarını karşılayabilecek net-şekilli parçalar üretilebilir. Birçok durumda •, çok bileşenli veya kaynaklı parçalar tek bir döküm parçası ile değiştirilebilir [[53, 54, 55, 56].

• İşleme gereksinimleri azalır.

• Alüminyum dökümler çeşitli bileşenlerde hazırlanabilir.

• Sermaye gereksinimleri genellikle işlenmiş ürünlerden daha azdır.

• Döküm kalıbı ürün gereksinimlerini ve üretim hacmine bağlı olarak basit veya karmaşık takım çeliği şeklinde olabilir.

• Metalurjik veya mekanik olarak ikili parça şeklinde yapıştırılmış olan parçalar rutin olarak dökülebilir.

• Birçok alüminyum döküm alaşımları kaliteli parçaların üretimi için dökümhane gereksinimleri ile uyumlu katılaşma özellikleri gösterirler.

• Birçok alüminyum döküm alaşımları ince kesit ve ince detay döküm için mükemmel akışkanlık gösterir.

• Alüminyum döküm alaşımları nispeten düşük sıcaklıklarda erir.

• Alüminyum döküm işlemleri yüksek otomasyonlu olabilir.

Ancak çok ince kesitli dökümler Al ile yapılamaz. Özel döküm işlemleri için boyutsal olarak sınırlamalar vardır. Bazı alaşımların katılaşma davranışı dökümü zorlaştırmaktadır [53, 54, 55, 56].

Alüminyum alaşımlı dökümler dövme, ekstrüzyon ve haddelenmiş levhaların çekme özelliklerini gösterebilirler. İşlenmiş ürünler normalde belirli anizotropi ve son derece dokulu mikroyapı özellikleri ile ince yeniden kristallenmiş tane yapıları ile karakterize olduğundan, boyuna yönde süneklik genellikle iri taneli yapılar içeren dökümlerden daha fazladır [53, 54, 55, 56].

Al alaşımlarının kullanımındaki artışı etkileyen pekçok faktör vardır. Son yıllarda enerji verimliliğinin önemi, tüketiciye artan benzin ve gaz maliyetleri ve hükümetin yakıt verimliliği için otomobil ve kamyon üreticileri için hazırlamış olduğu standartlar ile artmıştır. Çevresel kaygılar, küresel rekabet ve hammadde endişeleri ürün performans ve maliyet hedeflerine koruyarak yakıt tüketimini azaltmayı ön plana çıkarmıştır [53, 54, 55, 56].

Al dökümler, motor blokları, silindir başları, pistonlar, iletim hatlarında ve petrol varilleri dâhil olmak üzere güç-sistemi uygulamalarında uzun yıllardır başarılı bir şekilde kullanılmaktadır. Alüminyum düşük ağırlığı ile buralarda oldukça yoğun şekilde kullanılmıştır. Yakıt verimliliğinde maksimum etki için, dökme alüminyum rolü artarken, özellikle yeni malzeme tasarımları, malzeme ve üretim yöntemleri yeterlilik gerektiren daha kritik yapısal parçalar için Al esaslı malzemeleri vazgeçilmez hale getirdi. Bu uygulamalar geleneksel demir, dövülebilir demir, sfero döküm ve çelik, süspansiyon ve kontrol kolları, dirsekleri, fren valfleri, rotorlar ve kaliperleri içerirler. Al odaklı otomobil tasarımlarının ticarileştirilmesi yakıt tüketiminde önemli azalmalar ile demir veya çelikten yerine düşük yoğunluklu alüminyum kullanılması her pound için bir arabanın ömrü boyunca £ 20 daha az motor emisyonları neden olabilir [53, 54, 55, 56]. Maksimum verimlilik için kaçınılmaz olarak elektrikli, hibrit ya da yakıt pili teknolojileri malzeme, tasarım ve inşaat yöntemleri birleştirilerek geliştirilirken Al döküm malzemeler gelecekte önemli bir rol oynayacaktır [53, 54, 55, 56].

Al döküm alaşım bileşimleri birçok açıdan dövme alaşım kompozisyonlar paralel özellik gösterirler. Sertleştirme ve istenilen özellikler alaşım elementlerinin eklenmesiyle ve ısıl işlem ile elde edilir. İşleme sertleşmesi döküm özelliklerinin gelişmesi üzerinde önemli bir rol oynamazken ve bazı alaşım elementlerinin işlevleri ve kullanımı döküm ve dövme alaşımlarında farklılıklar gösterir.

Dövme ve döküm alaşım bileşimleri arasındaki en önemli fark dökülebilirliktir. İşlenmiş ürünler genellikle derinliği en aza indirmek ve katılaşma süreçleri maksimize ederek basit yuvarlak ve dikdörtgen kesitli yapılar üretmek iken, karmaşık şekilli mühendislik dökümlerinin katılaşmasında ve alaşım katılaşma davranışı üzerindeki değişken katılaşma hızlarında tasarlanmış dökümler üretilmektedir [53, 54, 55, 56]. Şekilli dökümler için katılaşma sırasında ve sonrasında ve iç çekme sırasında oluşan çatlakları en aza indirmek eğilimlerin yapıya

çeşitli katkılar ilave edilir. Büyük miktarlar kullanılan döküm alaşımları dövme alaşımlarından daha fazla silisyum içerir. Sisteme ilave edilen yeterli miktarda silisyum alaşımın akışkanlığını, yüksek sıcaklıklardaki çatlak oluşumuna karşı direncini ve besleme özelliklerini önemli ölçüde geliştirir [53, 54, 55, 56].

3.2.3 Alaşımların sınıflandırılması ve kodlanması

Alüminyum döküm sistemleri; sayısız şartname ve standartlara tabidir. Amerika Birleşik Devletleri içinde, alaşımların kimyası ve ısıl uygulamaları Alüminyum Derneği tarafından koordine edilmektedir. ASTM ve resmi ve federal ajanslar ve diğerler kurumlar tarafından ihale şartnameleri ve standartlar hazırlanmakta ve geliştirilmektedir [53, 54, 55, 56].

Alüminyum alaşımlarının kimyasal yapıları için gerekli şartlar, kontrollü dökülebilirlik ve özellik geliştirme gibi özellikleri etkileyen Büyük alaşım elementlerinin miktarlarını tanımlayan ana alaşım elementlerinide içeren büyük, küçük ve empürite seviyesindeki elementlerin etkilerini içine alır. Küçük alaşım elementleri, katılaşma davranışı kontrol ederken alaşım ötektik yapısını değiştirir, birincil fazları ve tane boyutunu inceltir, faz oluşumunu destekleyerek, kolaylaştırır aynı zamanda oksidasyonu azaltır [53, 54, 56].

Alüminyum döküm alaşımları için kodlandırma sistemleri ve alaşım adlandırma uluslararası standart değildir.

Birçok ülke kendi standartlarını geliştirmiş ve yayınlamıştır. Özel firmalar da kendilerine göre adlandırdıkları ve hazırladıkları ürün standartlarını kullanıyorlar. Kuzey Amerika'da genel olarak herkesin kullandığı sistem ve standartlar Alüminyum Derneği tarafından hazırlanmış ve geliştirilmiştir [53, 54, 56].

3.2.3.1 Alüminyum birliği (AA) döküm alaşımı adlandırma sistemi

ABD'de en yaygın olarak kullanılan döküm alaşımı sınıflandırma sistemi Alüminyum Birliği (AA) alaşım ve ısıl işlem sistemleridir Bunlar aşağıda tanımlanmıştır [53, 54, 56]. AA alaşım adlandırma sisteminde dört basamaklı bir sayısal bir kod vardır. Herbir basamağın anlamları aşağıda verilmiştir.

1.Basamak: ana alaşım elementini gösterir

2.ve 3. Basamaklar: özel alaşım elementi veya alaşımlarını belirtir.

4. Basamak eğer döküm ise (0) ile ingot ise (1 ve 2) ile gösterilir. Sayısal adlandırmadaki sayı ve harfler küçük değişikliklerde veya farklılıklarda bile değişir. Herbir standart için başına harfler getirilerek değişiklikler gösterilir. Örneğin bir alaşım bişeminin şlk versiyonu 350.0 olsun sonra yapılan değişikle A356.0 ve diğer bir değilikle ise B356.0 şeklinde tanımlanır [53, 54, 55, 56].

• lxx.x, saf alüminyum (99.00%)

• 2xx.x alüminyum –bakır alaşımları

• 3xx.x, alüminyum –silisyum-bakırve/veya magnezyum

• 4xx.x, alüminyum –silisyum

• 5xx.x, alüminyum -magnezyum

• 7xx.x, alüminyum -çinko

• 8xx.x alüminyum -kalay

• 9xx.x alüminyum ve diğer elementler

• 6xx.x, kullanılmayan seriler

Bu kodlama sisteminde 2. ve 3. Rakamlar alaşımdaki minimum alüminyum içeriğini göstermektedir. Ancak bunların çok fazla önemi yoktur.

tüm alaşım tanımlama kodlarındaki noktadan sonraki basamaktaki rakam ürünün şeklini veya üretim yöntemini göstermektedir.

• 0 dökümü simgeler

• 1 standart ingotu gösterir.

• 2 ingotu gösterir fakat burada daha dar bir kompozisyon aralığında bir ingotu gösterir.

İngot için alaşım elementi ve alaşım içindeki empürite limitleri aynı alaşımın dökümü için olan değerlere hemen hemen yakındır. İngot tekrar ergitildiği zaman alaşım içindeki demir ve silisyum miktarları artarken magnezyum miktarı azalma eğilimindedir [53, 54, 56]

Bu sınıflandırma biçimi genellikle tüm dünyada aynıdır. Bazen yerel olarak farklılıklar gösterebilir [53, 54, 55, 56].

3.2.3.2 Alüminyum birliği alaşım ısıl işlem kodlandırma sistemi

Alüminyum Derneği döküm ısıl işlem adlandırma sisteminde mühendislik dökümleri için uygulanan ısıl işlemler türlerini göstermek için harfleri ve sayıları kullanır [53, 54, 56]:

• F, Sadece döküm

• O, Tavlanmış

• T4 çözelti ısıl işlemi yapılmış ve yaşlandırılmış

• T5, çökelti sertleşmesi

• T6, çözelti ısıl işlemi yapılmış, , su verilmiş ve çökelti sertleştirilmesi yapılmış

• T7, çözelti ısıl işlemi yapılmış, , su verilmiş ve aşırı yaşlandırılmış

3.2.4 Al alaşımları bileşim grupları

Çok sayıda Alüminyum döküm alaşımı bulunmasına rağmen temel olarak tüm bu alaşımlar 7 gruba ayrılmıştır [53, 54, 55, 56].

• Alüminyum-Bakır (2xx)

• Alüminyum-Silisyum-Bakır (3xx)

• Alüminyum-Silisyum (4xx)

• Alüminyum-Silisyum -Magnezyum (3xx)

• Alüminyum-Magnezyum (5xx)

• Alüminyum-Çinko-Magnezyum (7xx)

• Alüminyum-Kalay (8xx)

3.2.4.1 Alüminyum-bakır

Alüminyum-bakır alaşımları yaygın olarak dayanım ve tokluk gereksinimlerine göre döküm veya yassı ürün şeklinde kullanılmaktadır. Bu alaşımlar oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemet ve sertlik gösterirler. Bu ilk önemli alüminyum alaşımları yaklaşık olarak %10 a kadar bakır içerebilirler. Herhangi bir ısıl işlem yapıldığı takdirde döküm yoluyla elde edilmiş olan alaşımının sertliğinde ve dayanımında önemli ölçüde artış olur. Çoğu alaşım genellikle %3 ile 5 arasında

Cu içerir. Bileşimdeki Cu elementi miktarı yine alaşıma ilave edilen diğer bir alaşım elementi olan magnezyum miktarına göre değişir[53, 54, 55, 56].

Gümüş ilavesi yaşlanma prosesini hızlandırır ve gerilmeli korozyon riskini azaltır. Bu tip ısıl işlem yapılabilir bileşimler, herhangi bir ticari döküm alaşımlarına göre daha yüksek mukavemet özellikleri gösterirler..Yapıya ilave edilen kontrollü safsızlıklar ile mükemmel süneklilik da elde edilir.Çekme özellikleri ve süneklik birlikte olağanüstü tokluk sağlar. Bu tür Alaşımlar; katılaşma sırasında çatlamaya ve a ve ara dentritik büzülmeye duyarlıdırlar.Hassas döküm teknikleri bu problemleri önlemek için gereklidir. Kalıcı kalıp ya da sabit kalıba döküm yöntemlerinde mükemmel tane inceltme ve tercihli soğutma temeldir [53, 54, 55, 56].

Bakır ve alüminyum alaşımlarının korozyona dayanımı zayıftır. Belirli bileşimlerde ve malzeme şartlarında gerilmeye bağlı korozyona maruz kalabilir. Bakırın yüksek sıcaklıklarda daha iyi mekanik özellikler göstermesi için için genellikle alaşıma nikel ilave edilir.

3.2.4.2 Alüminyum-silisyum-bakır (Al-Si-Cu)

En yaygın olarak kullanılan alüminyum döküm alaşımları arasında silisyum ve bakır içeren bileşime sahip alaşımlar gelmektedir. Her iki elementin miktarı alaşımın özelliğine göre değişmektedir. Bazı alaşımlarda bakır miktarı fazla iken bazı alaşımlarda silisyum miktarı daha fazladır. Bakır ilavesi alaşımın dayanıklılığı ve işlenebilirliğini arttırırken silisyum alaşımın dökülebilirliğini geliştirirken çalışma sıcaklığı aralığınıda genişletir. Silisyum miktarının yüksek olduğu alaşımlar daha iyi daha karmaşık dökümler ve kalıcı kalıp ve döküm işlemleri için uygundur. % 5.6'den az miktarda Cu içeren Alüminyum-silisyum-bakır alaşımlarına ısıl işlem yapılabilir fakat bu alaşım grubundaki çoğu önemli bileşim ayrıca magnezyumda içerir. Bu ilave ile hem alaşımın ısıl işlemi daha kolay yapılabilmekte hemde mekaniksel özelliklerde önemli bir artış olmaktadır. Birçok hiperötektik silisyum alaşımları (12-30% Si) da bakır içerir. Birincil yapıdaki silisyum faz mükemmel aşınma direnci verirken bakırda matriksin sertleşmesine ve yüksek sıcaklık mukavemetine katkıda bulunur [53, 54, 55, 56]. Bu serideki alüminyum alaşımlarının içerisine son zamanlarda farklı pekiştirici katkıları ile özellikleri dahada geliştirilmeye çalışılmaktadır. Özellikle otomotiv sektöründe yaygın kullanım alanı bulmaktadır.

3.2.4.3 Al-Si

İkili alüminyum-silisyum alaşımları, mükemmel akışkanlık, dökülebilirlik ve korozyon direnci özellikleri gösterirler [26-35, 53-56, 59, 60]. İkili Al-Si alaşımları iyi akışkanlığı, düşük ısıl genleşme katsayısı ve mükemmel aşınma direnci gibi özellikleri nedeniyle elektronik endüstrisinde ve motor piston kapaklarında başta olmak üzere otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu alaşımların düşük dayanıma ve zayıf işlenebilirliğe sahiptir [26-35, 53-56, 59, 60]. SünekliIik istisnai olarak, düşük empürite element konsantrasyonları ve mikroyapısal özelliklerin bir fonksiyonudur. Hiperötektik alüminyum-silisyum alaşımlarının mukavemet, süneklik ve dökülebilirlik özellikleri daha fazla alüminyum silisyum ötektik modifikasyonu ile geliştirilebilir. Özellikle Al matriks içindeki sert Si partikülleri aşınma özelliklerini iyileştirmektedir. Son zamanlarda özellikle yükseltilmiş sıcaklık ortamlarındaki aşınma direncinin arttırılması için hızlı katılaştırılmış Al-Si alaşımları kullanılmaktadır [26-35, 53-56, 59, 60]. Ayrıca oda sıcaklığından daha yüksek ortam koşullarında dayanımını arttırmak için geçiş metal grubu elementleri 3. alaşım elementi olarak sisteme katılmaktadır. Bu elementler alaşıma homojen şekilde dağıtılarak ilave edilmektedir. Yine hızlı katılaştırılmış Al-20 Si alaşımı içine değişik oranlarda Fe ilavesi yapılmakta bunun yanında çekme dayanımını arttırmak için Ni, Cr, Zr gibi geçiş metalleri ilave edilmektedir. İlave edilen Fe alaşımın dayanımını ve sünekliliğini arttırmaktadır. Yine alaşıma ilave edilen Ni ise özellikle alaşımın yüksek sıcaklıklardaki mekanik özelliklerini önemli ölçüde geliştirmektedir [26-35, 53-56, 59, 60].

Modifikasyon özelllikle yapıya ilave edilen sodyum veya stronsiyum ile kuma döküm yöntemlerinde önemli sonuçlar vermektedir. Kalsiyumun ötektik modifikasyonu zayıftır. Daha fazla oranda lamelli ötektik yapı antimon ilavesi ile sağlanabilir. Yüksek katılaşma oranları da daha ince modifiye edilmemiş ötektik mikroyapıların elde edilmesini sağlar [26-35, 53-56, 59, 60].

Al matriksin ısıl genleşme katsayısı yüksek, yorulma dayanımı zayıftır. Bundan dolayı yapı içine Si partikülleri ilave edilmektedir. Si alaşımın mekaniksel ve ısıl özelliklerini iyileştirmesine rağmen ötektik kompozisyonun üzerine çıkıldığında eğer fazla miktarda Si yapıda bulunursa tersi yönde etki meydana getirebilir [26-35, 53-56, 59, 60].

Alüminyum-silisyum alaşımları düşük özgül ağırlık ve ısıl genleşme katsayısına sahiptir. Hiperötektik alüminyum-silisyum alaşımlarında fosfor ilavesi ile proötektik silisyum fazının geliştirilmesi döküm ve ürün performansını arttırmak için gereklidir [26-35, 53-56, 59, 60].

3.2.4.4 Al-Si-Mg

Alüminyum-silisyum alaşımlarına magnezyum ilavesiyle bu kompozisyon ailesinin son derece önemli ve kullanışlı bir alaşım grubu elde edilmiştir. Özellikle ısıl işlem sonrasında alaşımın döküm özelliklerini önemli ölçüde geliştirmiştir. Korozyon direnci mükemmeldir. Aynı zamanda ısıl genleşmeside çok düşüktür. Al-Cu ve Al-Si-Cu alaşımları kadar yüksek mukavemetli olmamasına rağmen bazı Al-Si-Mg alaşımlarının mekanik özellikleri oldukça iyi değerler gösterir. Berilyum ilavesidayanımı ve sünekliliği geliştirir. Ötektik modifikasyonu mukavemeti ve uzamayı artırmak, döküm sonuçlarını iyileştirmek, geliştirmek açısından önemlidir [53-56].

3.2.4.5 Al-Mg

Bu alaşım grubunda esasen tek fazlı ikili alaşımlar şeklinde olup yterli derecede yüksek mukavemet ve toklukluğa sahiptirler. Bu alaşımların deniz suyu ve deniz ortamlarında yüksek korozyon direnci vardır. Bu özellik aynı zamanda gıda ve meşrubat işleme proseslerinde de geniş kullanım için temel oluşturmaktadır. Alüminyum-magnezyum alaşımlarının mükemmel kaynak kabiliyeti vardır [53, 54, 56].

Genellikle mimari ve diğer dekoratif uygulamalarda kullanılır. Alüminyum-magnezyum alaşımları var. İyi işlenebilirlik, kaynak edilebilirlik ve gerek döküm olarak gerekse işlenmiş ve parlatılmış olarak çekici bir görünüm özelliklerine sahiptir. Fakat Al-Si alaşımları ile karşılaştırıldığında, tüm Al-Mg alaşımları sıcaklık değişimlerine daha hassas olduğu için işlem sıcaklıklar daha kontrollü uygulanmalıdır. Al alaşımlarında Mg oksidasyon hızını arttırır. Ergiyik halinde Mg kaybı önemli miktardadır ve burada oluşan Al ve Mg oksit bileşikleri döküm kalitesini düşürür. Eğer alaşım yüksek erimiş metal sıcaklıklarına uzun süre maruz kalırsa alüminyum ve magnezyum oksitin spinel formları oluşabilir [53, 54, 56].

3.2.4.6 Al-Zn-Mg

Bu gruptaki alaşımlar dökümden sonra oda sıcaklığında 20-30 gün içinde doğal olarak yaşlanarak tam mukavemet kazanırlar. Çözelti ısıl işlemi genellikle özellikleri geliştirmek için gerekli değildir. Bu alaşımların yaşanan Bu tip alaşımlarda hızlı katılaşma magnezyum-çinko fazlarının mikro ayrışmasına neden olabilir buda potansiyel sertleşmeyi azaltır [53, 54, 56].

Geleneksel çözelti ısıl işlemleri, yeterli özellik gelişimi doğal yaşlanma ile sağlanamazsa kullanılabilir. Yapay yaşlandırma işlemleri, sertleşme sürecini hızlandırmak için kullanılabilir. Yine tavlama işlemi aynı amaca ulaşmak için geliştirilmiş boyutsal ve yapısal kararlılık ile uygulanabilir.

Bu alaşımlar döküm şartlarında bile yeterli çekme özelliklerine sahiptir. Bu grubun alaşımların erime sıcaklıklar yüksektir. Bu dökümler için bir avantajdır.Bu alaşımların işlenebilirlik ve korozyon direnci genellikle iyidir. Çoğu alaşımın kimyası stres-korozyon duyarlılığını en aza indirmek için kontrol edilir [53, 54, 56].

3.2.4.7 Al-Sn

Kalay rulman yatağı uygulamaları için geliştirilmiş kompozisyonlarda önemli alaşım elementidir. Aynı zamanda işlenmemiş özelliklerini iyileştirmek için daha düşük konsantrasyonlarda bizmut, kurşun, kadmiyum ve ilave edilmektedir [53, 54, 56].

3.2.5 Al alaşım döküm sistemlerinde silisyum'un (Si) etkisi ve önemi

Al alaşımlarında Si en önemli etkisi döküm özelliklerini geliştirmesidir. Silisyum katkısı akışkanlığı sıcak yırtılma direnci ve besleme özellikleri hızlı şekilde artırır. Tüm Al döküm proseslerinde en fazla kullanılan kompozisyonlarda silisyum önemli bir rol oynar [26-35, 53-56, 59, 60]. Ticari alaşımlar, hypoötektik ve hiperötektik aralıklarında yaklaşık olarak Si % 30 içerir. Artan Silisyum içeriği ince duvarları doldurmak ve daha karmaşık tasarımlar ve ayrıntıların daha kolay elde edilebilmesi için akışkanlığı arttırır. Alüminyum-silisyum alaşımları genel olarak katılaşma çatlamasına daha fazla dayanıklıdır ve mükemmel dökülebilirlik ve beslenme özellikleri gösterir. katılaşma aralığında yüzde sıvı ilk bileşimi ve dengesiz soğutma derecesine göre belirlenir [26-35, 53-56, 59, 60].

Basınçlı kalıp ve kalıcı kalıba döküm gibi daha yüksek katılaşma hızlı prosesler ile hızlı katılaşmanın gerçekleştiği incekesitler ve büzülme gözenekliliği sıvıdan kısmi

olarak katılaşmış yapının içine kütle taşınımının gerçekleştiği sıcaklıklar tarafından kuvvetlice etkilenir. Bu nedenle, alüminyum-silisyum alaşımlarındaki silisyum miktarı istenilen katılaşma hızına bağlı olarak değişir. Yavaş soğutma hızı tercih edilen alçı ve kum gibi kalıplarda %5 ila 7 arasında Si, kalıcı kalıplar için %7-9 arasında Si ve kalıba döküm içinde %8-12 arasında Si kullanılmaktadır. Silisyum yoğunluğu ve termal genleşme katsayısını düşürür [26-35, 53-56, 59, 60].

3.2.6 Alaşım gruplarının uygulama alanları ve başlıca özellikleri

3.2.6.1 Genel amaçlı alaşımlar

Ana alaşımlama içeriği silisyum olan alaşımlar süper döküm özellikleri nedeniyle en önemli ticari döküm alaşımlarıdır. Çok sayıda Al-Si alaşımı vardır. İkili Al-Si alaşımları düşük yoğunluklu, kaynak edilebilir ve korozyona karşı dirençlidir [53-56]. Bu alaşımların dökümünün işlenemsi biraz zor olmasına rağmen, kesme sıvıları, sinterlenmiş karbür takımlar ve çip kesiciler yardımıyla iyi bir şekilde işlenebilir.

Bu alaşımların başlıca kullanım alanları:

Mimari panelleri ve kemer üstü dolgular

• Açık lamba gövdeleri

• Çim biçme makinesi güverteleri

• Açık ızgara

gemi parçaları

• Mutfak aletleri

Gıda, süt ve içecek işlemede kullanılan parçalar

• Tıbbi ve dişçilik ekipmanları

• Elektronik kabine çerçeveleri ve bileşenleri

• Lastik kalıpları

• Yürüyen Merdiven ve hareketli kaldırım plakaları ve parçalar

Alüminyum-silisyum-magnezyum alaşımları iyi döküm özellikleri, daha yüksek dayanım ve sertlik daha iyi işlenebilirlik ve düşük korozyon direnci gösterirler.

Yapay yaşlandırma prosesi ile alaşımın işlenebilirliği, stabilitesi ve sertliği geliştirilebilir [53-56].

Bazı uygulama alanları aşağıda verilmiştir.

• Makine

• İletim durumlarda

• Motor blokları

• Gaz metre ve regülatörleri

• Dişli bloklar

• Dişlilerde

• Yakıt pompaları

• Çarklar

• Aletlerde

• Çim biçme makinası güverteleri

• Emme manifoldu

• Silindir kafaları

• Debriyaj gövdeleri

• Yağ tavası

• Dıştan takma motor pervane, motor parçaları ve muhafazalar

Al-Si-Mg alaşımları mükemmel döküm özellikleri sahiptir ve korozyona karşı direnç gösterirler. Yapılan ısıl işlemler mekaniksel ve fiziksel özelliklerini iyileştirerek pek çok uygulama alanı için cazip hale getirirler [53-56].

Bazı uygulama alanları:

-Otomotiv kapı çerçevelerinde

• Otomotiv tekerleklerinde

• Kamyon tekerleklerinde

• Aks ve diferansiyel muhafazaları

• Pompa parçalarında

• Metre parçalarında

• Kompresör parçalarında

• Emme manifoldu

• Silindir kafaları

• plastik enjeksiyon kalıpları

• Makine parçaları

• Kamyon ve otobüs çerçeveleri ve şasi parçaları

• Süspansiyon

• Uçak dikmesi, saçaklar, kanat, hız frenleri ambar kapakları ve

diğer parçaları

• Çarklar

• Dalga kılavuzları

• Elektronik durumlarda

• Yakıt pompaları

• Füze parçalarında, yüzgeçleri, ve diğer yapısal parçalar

• Endüstriyel kiriş başları

• Fren silindirleri

• Otomobil çapraz üyeleri ve süspansiyon bileşenleri

Al-Si-Cu-Mg alaşımları, korozyon direnci ve süneklilerinde azalma olmasına rağmen mükemmel dayanıma ve sertliğe sahiptir. Döküm özellikleri iyi olmasına rağmen Cu içermeyen Al-Si alaşımlarından daha kötüdür [53-56].

Uygulama alanları:

Soğutma fanları • Motor

• Debriyaj gövdeleri

• krank parçaları

• Fanlar ve çarklar gibi yüksek hızda dönen parçalar

• Yapısal havacılık bileşenlerini

• Hava kompresör pistonları

• Yakıt pompaları (Şekil 2.5)

• Kompresör durumlarda

• Rocker silah

• Zamanlama dişlileri

• Makine parçaları

3.2.6.2 Yüksek sıcaklık alaşımları

Çoğu alüminyum alaşımı,yüksek sıcaklıklarda mukavemeti, aşınma direncini ve sertliği arttırmak için geliştirilmektedir. Sıcaklık artışlarında bile bu mekaniksel özelliklerini koruyabilmeleri pekçok uygulama alanında kullanılmalarının temel nedenlerindendir. İçten yanmalı motor sistemlerinde kullanılan Döküm Al alaşım pistonları, düşük özgül ağırlık, düşük ısıl genleşme katsayısı özelliklerinden dolayı kullanılmaktadırlar., yüksek sıcaklık mukavemeti, aşınma direnci, ve yüksek ısı iletkenliği uluslararası standart içindir [53-56].

İçten yanmalı motorlardaki Al pistonlar genellikle kalıcı kalıp dökümdür. En yaygın olarak ve binek otomobiller, spor araçlar ve hafif kamyon sınıflarındaki araçlarda pistonlarda kullanılan alaşım düşük termal genleşmeye istenilen mekaniksel ve fiziksel özelliklere sahiptir [53-56].

Daha ağır çalışma koşulları ve dizel motorlar için kullanılan piston alaşımları yüksek sıcaklıklarda daha yüksek termal iletkenlik ve üstün özellikler ile düşük ısıl genleşmeli alaşımları kapsar. Yüksek sıcaklık uygulamaları için Al alaşımlarının diğer uygulama alanları uçak ve motorsiklet için hava soğutmalı silindir başlıklarıdır [53-56].

Uygulama alanları:

Silindir kapakları

• Motosiklet motor parçaları

• Dişli gövdeleri

• Pistons

• Yüksek sıcaklıklara maruz kalan yapısal parçalar

3.2.6.3 Aşınmaya dirençli alaşımlar

Ötektik silisyum konsantrasyonlarından daha büyük miktarda silisyum içeren alaşımlar düşük yoğunluk, yüksek sıcaklıklarda dayanıklılık ve yüksek aşınma direnci gösterirler [53-56].

Bu hiperötektik alüminyum-silisyum alaşımlarının dökümü ve işlenmesi daha zordur. Bu alaşımların aşınma dirençleride yüksektir.

Uygulama alanları:

• Fren rotorlar

• Silindir blokları

• Silindir gömlekleri

• Deniz motorları

• Pistons

3.2.6.4 Normal dayanıma sahip alaşımlar

Pekçok döküm kompozisyonu ısıl işlem yapılmadan doğal yaşlandırma ile belirli dayanım ve sertliğe sahip olmaktadır. Bu alaşımların işlenmesi sırasında daha az distorsiyon ile boyutsal kararlılıkları vardır. Bu tip alaşımlar Al-Mg, Al-Zn-Mg ve Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarını içerirler [53-56].

Bazı uygulama alanları:

• Kalıp plaka

Fanlar ve soğutma fanları gibi Karmaşık ince duvarlı şekiller

• Patlamaya dayanıklı muhafazalar

• Elektrik parçaları

• Kaynaklı parçalar

• Makine

• Alet parçaları

• Deniz ekipman parçaları

• Tabanca çerçeveleri

• Yiyecek ve içecek işleme

• Dekoratif parçalar

• Reflektörler

• Optik sistemler

3.2.6.5 Yüksek dayanımlı alaşımlar

Yüksek mukavemetli alaşımlar yüksek mukavemet ve süneklik sağlamak için tasarlanmış kompozisyonları içerirler [53-56].

Uygulama alanları:

Füze gövdesi

• Füze kanatçıkları

• Uçak sütunları

• Uçak kanopileri

• Kanat kapakları

• Hız frenler

• Ambar kapakları

• Hidrolik pompalar

• Otomotiv süspansiyon sistemleri ve çapraz ekipman parçaları

• Yakıt pompaları

• Fren valfleri

• Zırhlı kule

• Havacılık ve uzay yapısal parçaları

Ticari döküm Al-Si alaşımları Alüminyum Birliğinin sınıflandırdırdığı 3xx.x-silisyum+bakır ve/veya magnezyum alaşımları ile 4xx.x Al-Si alaşımlarına ait çok fazlı malzelerden oluşan mikroyapıya sahip malzemelerdir [53-56].

Bu alaşımlar Avrupa Birliği Standartlarına göre CEN En 1706 göre Al ve Al alaşımları, dökümler, kimyasal ve mekaniksel özelllikleri şeklinde bir standart uygulanmaktadır. Aynı şekilde döküm metotları için ASTM B26/B26M" Al alaşım

kum döküm spesifikasyonları" ASTM B85 "Al kalıp döküm spesifikasyonları" ve ASTM B108 "Al alaşımlarının kalıcı kalıba dökümü için gerekli şartlar" adıyla hazırlanmış standartlar vardır. Bu alaşımların yapısal malzeme olarak kullanılmaları (esas olarak alaşımın kimyasal bileşimi tarafından etkilenen fiziksel özelliklerine ve mekanik özellikleri (kimyasal bileşimi ve mikro yapısı tarafından etkilenir) göre belirlenir. Alüminyum alaşımlarının karakteristik özelliği sfero döküm veya çelik döküm gibi döküm alaşımları ile karşılaştırıldığında yoğunluğuna göre nispeten yüksek mukavemetli olmasıdır. Alüminyum alaşımlarında yüksek çekme dayanımı alaşımdaki çok fazlı mikroyapıya önemli bir şekilde bağlıdır. Standart ticari dökme alüminyum-silisyum alaşımlarında silisyum içeriği ağırlıkça %5 ile 23 aralığında değişmektedir. Bu ikili faz diyagramı üzerinde görülebilir, Si miktarına göre hiperötektik, hipoötektik veya ötektik olabilir [53-56].

3.2.7 Al katı çözeltisinin özellikleri

Al katı çözeltisi Al-Si dökümün matriksidir. Bu Al kafes kristalografik latis temelinde, farklı yönlerde dendritler şeklinde kristalleşir. Bu bir yüzey merkezli kübik(fcc) kafes sistemi olup A1 sembolü ile gösterilmiştir. Bir birim hücrenin koordinasyon sayısı 12 olup dört atom içerir. Bu kafes yapısı 0.74 gibi çok yüksek dolgu faktörü ile sıkı paketlenmiş yapılarından biridir. Bu latiste en sıkı paketlenmiş düzlem ailesi {111} yönü doğrultu ise <110> yönüdür. Metalik bağ ile bağlanmış atomlar nispeten düşük izotropi ve bağ enerjisi ile karakterize edilebilirler. Her alüminyum atomu alüminyum iyonlarının oluşturduğu, kristalografik kafes düğümleri arasında boşlukları dolduran elektron bulutu içinde 3 valans elektronu verir bir elektron gazı için üç değerlik elektronları verir. Yük altında bu iyonların kafes içindeki konumu belli aralıklar içerisinde atomlararası bağlar kopmadan değiştirilebilir [53-56].

3.2.8 Al-Si alaşımlarının özellikleri

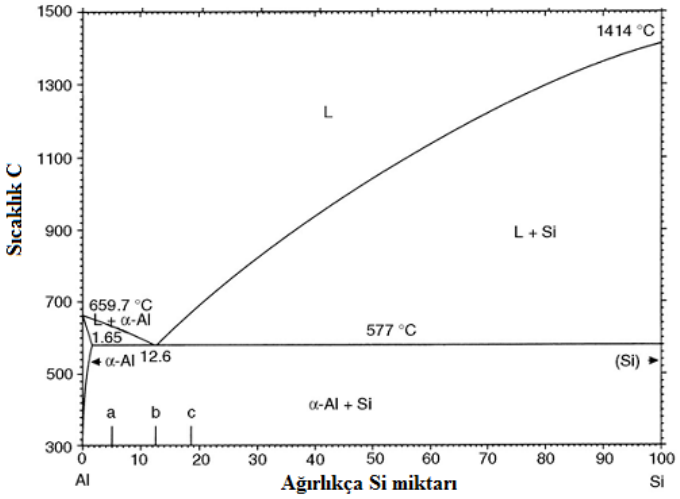
Al-Si döküm alaşımlarının mikroyapısının modelinde farklı morfolojilerdeki sert silisyum çökeltileri içeren yumuşak Al katı çözeltisi şeklindeki matriks vardır. Alaşımda oluşan gerilme şiddeti matriks fazın elastik ve plastik özellikleri ile gevrek faz partiküllerinin boyutuna bağlıdır [53-56]. Tüm Al-Si alaşımları Şekil 3.8'deki ikili faz diyagramına göre hazırlanmaktadır.

Al-Si döküm alaşımlarının mekanik özellikleri döküm teknolojisi ve ısıl işlem süreçleri ile arttırılabilir. Böylece:

• yumuşak matriksin dayanımı arttırılabilir

•Çok fazlı bölgelerde gevrek kırılma riskini azaltılabilir

• dendritik yapının daha homojen dağılımı sağlanabilir



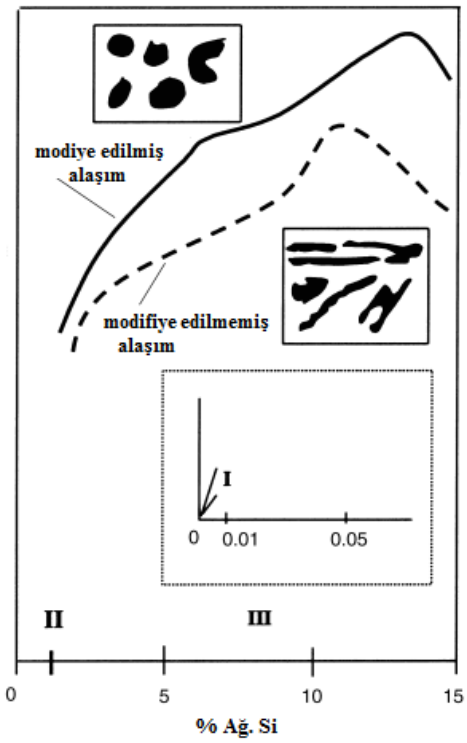
Şekil 3.8 : Al-Si ikili denge diyagramı [55].

Al katı çözeltisinden oluşan yumuşak matriksin dayanımı noktasal kusurların ile sertleşmesiyle, ikincil fazın partikül dispersiyonu ile çökelti sertleşmesi ile arttırılabilir [53-56]. Çok fazlı bölgelerdeki gevrek kırılma riski silisyum partikülleri üzerindeki gerilme-konsantrasyon etkisinin şiddetinin azaltılması veya potansiyel çatlak başlangıç bölgelerinin elimine edilmesiyle azaltılabilir. Silisyum çökeltilerinin ağ yapısının bozulması ve onların küresel yapıya dönüşmesi çok önemlidir. Bu bölgelerde gerilme-konsantrasyon faktöründeki azalma gevrek faz morfolojisine bağlıdır. İnce mikroyapıya sahip malzemeler düşük enerjili ile gevrek kırılmaya daha az eğilimlidir. Şekil 3.9'da alaşımın özellikleri üzerinde silisyumun miktarına bağlı olarak farklı mekanizmalarının etkisi verilmiştir [53-56].

Şekildende görüldüğü üzere 3 farklı silisyum bölgesi vardır.

1.bölgede (Ağırlıkça %0 ile 0.01 Si) silisyum katı çözelti içindeki Al atomları ile yerdeğiştirmektedir. kristal latisin düğüm noktalarında yerleşmiş olan Si atomları α-Al katı çözeltisinden oluşan matriksi güçlendirir. Al ve Si atomlarının çaplarındaki farklılıktan kaynaklanan latis deformasyonu dislokasyonların hareketini güçleştirir. Diğer alaşım elementlerinin atomlarıda aynı şekilde davranır. α-Al katı çözeltisi

içinde bu alaşım elementlerinin çözünürlüğü çok az olsa bile çok az miktardaki alaşım elementi bile Al-Si alaşımının mekaniksel özelliklerini önemli oranda değiştirebilir. Bunun nedeni burgu ve kenar dislokasyonları arasındaki etkileşim ile yeralan atomlar arasındaki gerilmedir. Al ile yerdeğiştiren Al'dan daha küçük çaplı atomlar (Si, Cu, Fe ve Mn gibi) büyük çaplı atomlara(Mg gibi) göre α-Al katı çözeltisini güçlendirirler [53-56].



Şekil 3.9 : Al-Si ikili faz diyagramında farklı Si içerikleri [55].

2. Bölgede(Ağırlıkça %0.01 ile 1.65 Si) ise sıcaklığa bağlı olarak Al oluşumları içinde Si'un nihai katı çözeltisi disperiyon çökeltisi ile güçlendirilebilir. Hızlı soğutma boyunca α-Al katı çözeltisi aşırı doymuş olabilir. O zaman termodinamik dengeye ulaşma eğilimindedir ve {111} ve{100} düzlemleri üzerinde Si'un disperse olmuş partikülleri çökelir. Benzer durum Cu, Mn ve Mg bulunduğu zamanda gerçekleşebilir. İntermetalik fazların disperse olmuş partikülleri aşırıdoymuş α-Al katı çözeltisinden çökelebilirler [53-56].

3.bölge de ki Si konsantrasyonlarında (ağırlıkça %1.65 ve daha fazla) ise iki fazlı alaşımların katılaşması ve özellikleri üzerinde Si'un etkisi ön plana çıkmaktadır. Si çökelti fazının dağılımı ve morfolojisine göre matriksin ve alaşımın özellikleri değişir [53-56].

3.3 Zirkonyum Borür (ZrB_2)

Zirkonyum diborür (ZrB_2) yüksek ergime noktası, yüksek elektrik ve ısı iletkenliği, erimiş metal veya olmayan temel cüruflar karşı kimyasal kararlılık, yüksek sertliği, yüksek aşınma direnci ve termal şok direnci gibi özelliklerin mükemmel ve eşsiz kombinasyonu nedeniyle özellikle ilgi çekici bir malzemedir [61-81]. Bu özellikleri onu korozyon, aşınma ve oksidasyon direnci talep edilen yüksek sıcaklık uygulamaları için çekici bir aday haline getirmektedir. Bileşenleri bu malzemeden yapılmış olan seramikler, döküm refrakterleri, elektrikli cihazlar (yani ısıtıcı, çakmak), nozul veya zırh malzemeleri olarak kullanılmaktadır. Diğer seramik aksine, elektriksel iletkenliğinin iyi olması nedeni ile elektrikli deşarj işlemesi ile karmaşık şekilli parçalarrın üretimine imkan verir [61-81].

Pek çok uç uygulama için ZrB_2'nin tokluk ve mukavemet değerleri yeterli olmadığı için daha geniş bir alanda kullanılmasına engel olmaktadır. Onun performansını geliştirmek için nihai mikroyapının proses parametrelerini kontrol etmek zorunludur. Çünkü kalıntı gözenekler ve tane boyutu, ikincil fazların dağılımı ve kimyası gibi mikroyapısal faktörler ZrB_2 esaslı seramiklerin fonksiyonel özelliklerinin belirlenmesinde anahtar rol oynar [61-81]. Genellikle saf ZrB_2 malzemenin tam yoğunlaşması için basınçlı sinterleme teknikleri kullanılarak gerekli olan sıcaklık 1850 °C veya daha fazlasıdır [61-70]. sinterlemeyi kolaylaştırıcı uygun katkılar ile bu malzemenin düşük sinterlenebilirlik özelliği iyileştirilebilir. Yüksek yoğunluğa sahip malzemeler; katkısız ZrB_2 için gerekli olan sıcaklıklardan daha düşük sıcaklılarda sıvı faz sinterlemesi ile elde edilebilir. Fakat bununla birlikte Sinterleme sırasında başlangıç bileşenlerinin reaksiyonu ile oluşan ikincil fazlar nihai malzemenin özelliklerini olumsuz etkileyebilir. Son zamanlarda, seramik gibi katkı maddesi (yani silisyum nitrür) kullanımını özellikle de sinterlenebilirlik ve yüzeyde ZrB_2 ve TiB_2 seramiklerinin sinterlebilirliğini ve dayanımlarını dikkate değer şekilde arttırmıştır [71-81]. Monolitik ZrB_2 seramiklerinin özelliklerini geliştirmenin diğer bir yöntemide dayanıklılığı ve tokluğu arttırıcı ikinci bir fazın ilavesidir. SiC içeren ZrB_2 esaslı kompozitler daha fazla oksidasyona dayanıklı elektrik ileten cihazların imalatı amacıyla geliştirilmiştir [61-81]. ZrB_2 ve SiC içeren malzemeler hipersonik keskin gövdeli atmosfere yeniden giriş araçlarının termal şoka dayanıklı parçalarında kullanılmaktadır. Bu ultra yüksek sıcaklık seramikleri düşük basınçta hava ortamında bile iyi bir performans sergileyebilir. ZrB_2 yüksek kovalent bağlı ve

hekzogonal kristal yapılı refrakter seramik malzemelerdir. 3246 ^{o}C gibi ultra yüksek ergime sıcaklığına sahiptir. Yüksek sıcalık dayanımı nedeni ile özellikle havacılık uygulamaları için cazip bir malzemedir. ZrB_2 parçaları genellikle basınçlı sintereleme işlemine tabi tutulur. ZrB_2 nin sinterlenmesi malzemenin kovalent bağlı olması ve sinterleme sırasında tane büyümesine neden olan yüzey oksitlerinden dolayı zordur. Basınçsız sinterleme ancak birtakım sinterleme katkıları ile mümkün olmaktadır. Ancak sinterleme katkılarının yüzey oksitleri ile reaksiyona girmesi nedeni ile sıcak preslenmiş saf ZrB_2 ye göre mekaniksel özelliklerde azalma meydana gelir [61-81].

3.4 Titanyum Diborür

Titanyum diborür (TiB_2) yüksek ergime sıcaklığı, yüksek sertliği, aşınma direnci dayanım-yoğunluk oranı gibi özellikleri ile yüksek dayanıklılığa sahip seramik malzemelerden biridir [82-94]. nispeten yüksek mukavemet ve dayanıklılık olarak erime nispeten yüksek değerleri ile Bu malzemenin günümüzde kullanımı darbeye dayanıklı zırh, kesici takımlar, potalar ve aşınmaya dayanıklı kaplamalarla sınırlıdır. Önemli bir uygulama olarak alüminyum metalinin alüminanın elektrokimyasal olarak redüklenmesiyle elde edilmesinde TiB_2 katot olarak kullanılmasıdır [82-94].

Eğer TiB_2 elektrikli deşarj işleme ile mükemmel şekilde işlenebilirse pekçok farklı uygulama alanı bulabilir. Bu malzemenin daha geniş uygulama alanı bulmasındaki en büyük engel yüksek ergime noktasına sahip bir malzemenin yüksek yoğunluğa ulaşma maliyetinin fazla olmasından kaynaklanan ekonomik faktörler ve malzeme özelliklerinin değişkenliğinden doğan endişelerdir. Tek kristal TiB_2 hekzogonal simetri gösterir. Şekilde P6/mmm boşluk grubunu gösteren TiB_2 kristal birim hücresi gösterilmiştir [82].

Tam yoğunluğa yakın çok kristalli TiB_2 seramikleri sıcak presleme, sıcak izostatik presleme, mikrodalga sinterleme ve dinamik sıkıştırma gibi çeşitli yöntemlerle üretilebilir. Ergime sıcaklığının yüksek olması nedeniyle TiB_2 seramiklerinin basınçsız sinterlenmesi için 2000 ^{o}C ‘nin üstünde sıcaklıklara çıkmak gerekir [89, 90, 91]. Ancak yüksek sinterleme sıcaklıkları ve soğuma sırasında kendiliğinden oluşan mikroçatlaklara ve yıkıcı iç gerilmelere neden olan hekzogonal yapının anizotropisi nedeniyle tane büyümesi kaçınılmaz olur. Tane büyümesi Cr, CrB_2, C, Ni, NiB gibi sinterleme katkılarının kullanımı ile azaltılabilir ve bununla birlikte yoğunluktada

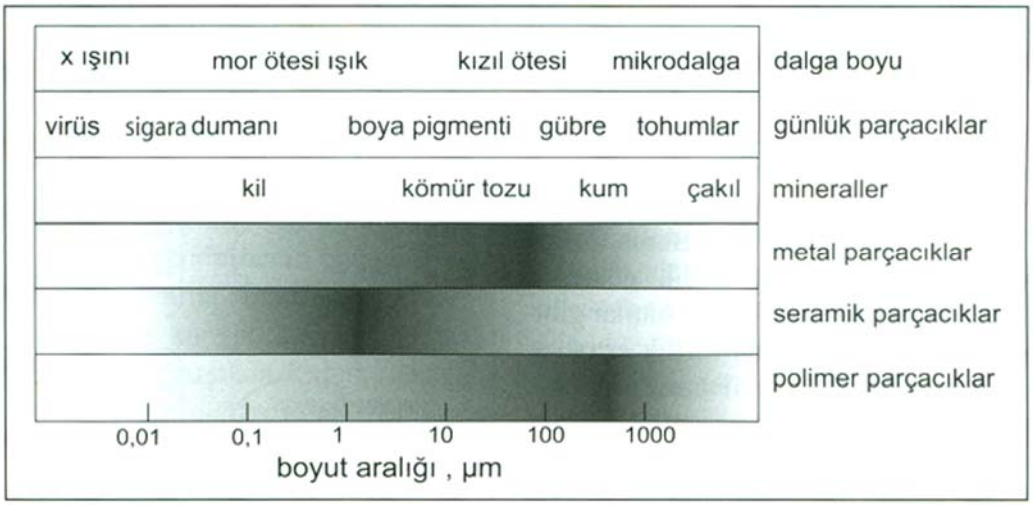
artış sağlanabilir. Sinterleme katkılarının miktarı ağırlıkça %1-10 arasında değişmekte olup aynı zamanda sinterleme sıcaklığınıda 1700-1800 ^{o}C seviyelerine indirebilir. Eğer yapıya Ni ilavesi yapılıp sıcak presleme yapılırsa 1425 ^{o}C gibi düşük sıcaklıklarda yüksek yoğunluklu malzeme elde edilebilir [89, 90, 91].

Ana kompozisyon içinde sinterleme katkıları kullanıldığı zaman maksimum teorik yoğunluk sinterleme katrkılarının farklı yoğunluğa sahip olması ve latis parametresi üzerindeki etkisi nedeniyle saf kristalin yoğunluğundan farklıdır [89, 90, 91].

4. ÜRETİM YÖNTEMLERİ

4.1. Toz Metalurjisi

Malzeme üretim yöntemleri içerisinde toz metalurjisi çok farklı bir yere sahiptir. Toz metalurjisi yüksek kalitede, karmaşık şekilli ve düşük boyutsal toleranslara sahip parçaların ekonomik olarak üretilebilmesi nedeniyle ilgi çekici bir üretim yöntemidir. Toz metalurjisinde şekillendirme ve sinterleme işlemleri en önemli aşamalardır. Bu yöntem nispeten düşük enerji tüketimi, yüksek malzeme verimliliği ve uygun maliyetle kullanır. Bu özelliği toz metalurjisini verimlilik, enerji tüketimi ve kullanılan hammaddeler dikkate alındığında daha ilgi çekici bir pozisyona sokmaktadır. Toz metalurjisi hızla gelişmekte ve dolayısıyla diğer geleneksel üretim yöntemlerini değiştirmektedir. Bu gelişim ile birlikte geniş bir alanda daha esnek üretim sağlayarak yeni nesil malzemelerin geliştirilmesi sağlanabilmektedir [15, 16, 95, 96, 97]. Partiküller veya parçacık olarak adlandırlan nesneler katı grubu içindeki küçük ayrı bölümleridir. Partiküller yapısına göre pek çok boyutta olabilirler. Şekil 4.1'de temel mühendislik malzemeleri sınıfındaki partikülllerin boyut skalası bazı günlük hayatta kullandığımız veya karşılaştığımız materyallerin boyutlarıyla kıyaslanmıştır.



Şekil 4.1 : Farklı tip mühendislik malzemelerine ait olan ve genellikle üretimde sıkça kullanılan tozlar sistemlerinin ve boyut aralıklarının kıyaslanması.

Partikül boyutu için kullanılan en yaygın birim mikrometredir (um, (10^{-6} m)). Toz metalurjisinde ile yapılan üretimlerde kullanılan partiküllerin boyutu 0,1 ila 200 μm aralığında değişirken, seramik esaslı partiküller genellikle plastik esaslı olanlara göre daha küçüktür [15, 16, 95, 96, 97, 98].

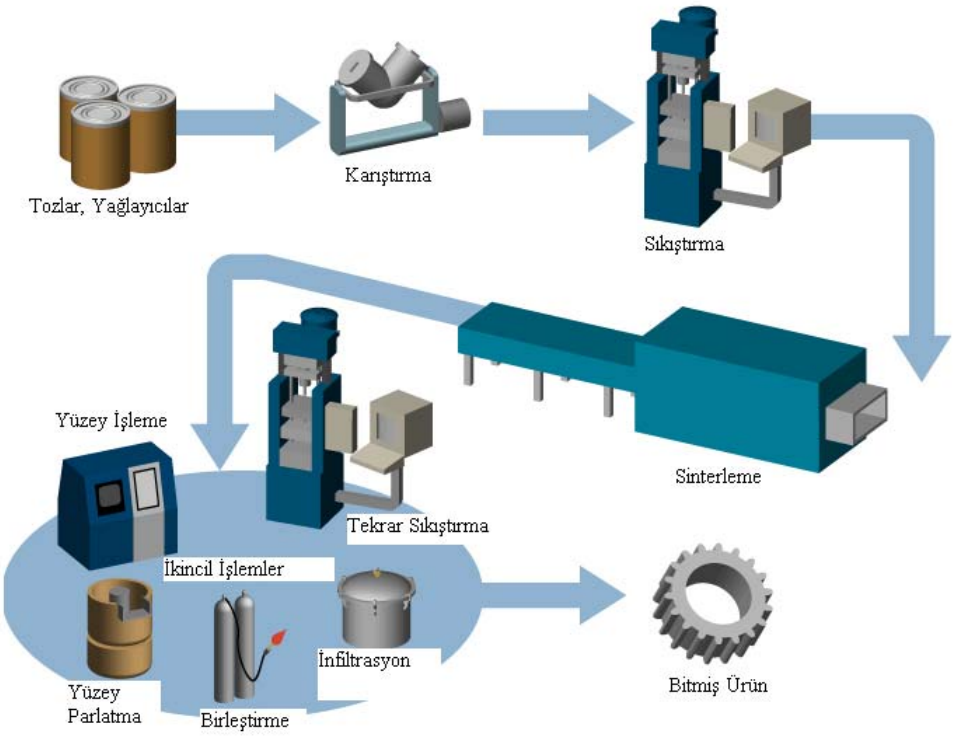
Toz metalurjisinin tarihçesi metal ve seramiklerin sinterlenmeye başlanması ile eş zamanlıdır. Sinterleme sert metal ya da seramik parçaların tozlardan başlanarak üretilmesini içermektedir [12,15, 16, 43, 95, 96, 97].

Metal tozlarının tarihte ilk dünya üzerindeki kullanımları incelendiğinde; İnkalar altın tozlarını pişirerek mücevher yapmışlardır, Mısırlılar demir tozlarını milattan önce 3000 yıllarında kullanmışlardır. Bir başka örnek milattan sonra 300 yıllarında yapılan Hindistandaki Delhi sütunudur. Bu yapı yaklaşık olarak 6.5 ton demir tozu kullanılarak yapılmıştır. 1800'lerde toz metalurjisinin kullanımı gelişmeye başlamıştır. Platin laboratuar malzemelerine olan ihtiyaçtan dolayı yüksek sıcaklıklara çıkılmadan yapılabilinecek üretim yöntemlerinin geliştirilmesi bu konuda yeni bir rotanın çisilmesini sağlamıştır. Benzer çalışmalar İngiltere ve Rusya'da da yapılmış ve tozların sıcak işlemle şekillendirilirek yüksek sıcaklıklara gerek duyulmadan üretim yapılması döküm ile üretilebilen parçaların üretiminde alternatif bir yüntem olduğunuda ortaya çıkarmıştır. Aynı zamanlarda paralar da toz halinde bakır, gümüş ve kurşun malzemelerin preslenip sinterlenmesi ile üretilmekteydi. Toz metalurjisinin modern çağı Edison'un wolfram tozlarından dayanıklı bir lamba filamanı yapması ile başlamıştır. Sonradan semente karbürler, poroz bronz ve bakır-grafit elektrik iletkenleri 1930'larda üretilmiştir.1940,larda toz metalurjisi tungsten alaşımları, yapısal ferro alaşımlar ve refrakter malzemelerin üretiminide içermeye başladı. En genel yapısal toz metalurjisi parçaları demir tabanlıdır. Ayrıca nükleer, uçak, uzay sanayi, elektrik ve manyetik uygulamalar için de toz metalurjisi kullanılmaktadır [12,15, 16, 43, 95, 96, 97].

Bu gelişimin en etkileyici yanı uygulamalardaki devrimsel gelişmedir. Toz metalurjisi kullanılmasındaki amaç tarihsel süreçte değişmiştir. İlk zamanlarda toz metalurjisi ile üretilen malzemeler düşük maliyetlerinden dolayı tercih edilmekteydiler. Günümüze gelindikçe toz metalurjisi yönteminin tercih edilmesindeki amaç arttırılmış kalite, homojenizasyon ve özelliklerin çekici maliyetler ve üretim kolaylığı ile birleşmesidir. Yüksek sıcaklık nikel temelli süper alaşımlar, yüksek dayanımlı alüminyum uçak alaşımları, kontrollü termal genleşmeli

alüminyum kompozitler bu gelişmenin örnekleridir. Sadece üretim maliyetleri konusunda toz metalurjisi avantaj sağlamamakta bunun yanında kümyasal yapının ve mikroyapının kontrolünü de sağlamaktadır. Daha saf ve eşsiz özelliklere sahip malzemeler üretilme ihtiyacı devam ettikçe toz metalurjisi de o alanlara doğru genişlemeye devam edecektir [16, 95, 96].

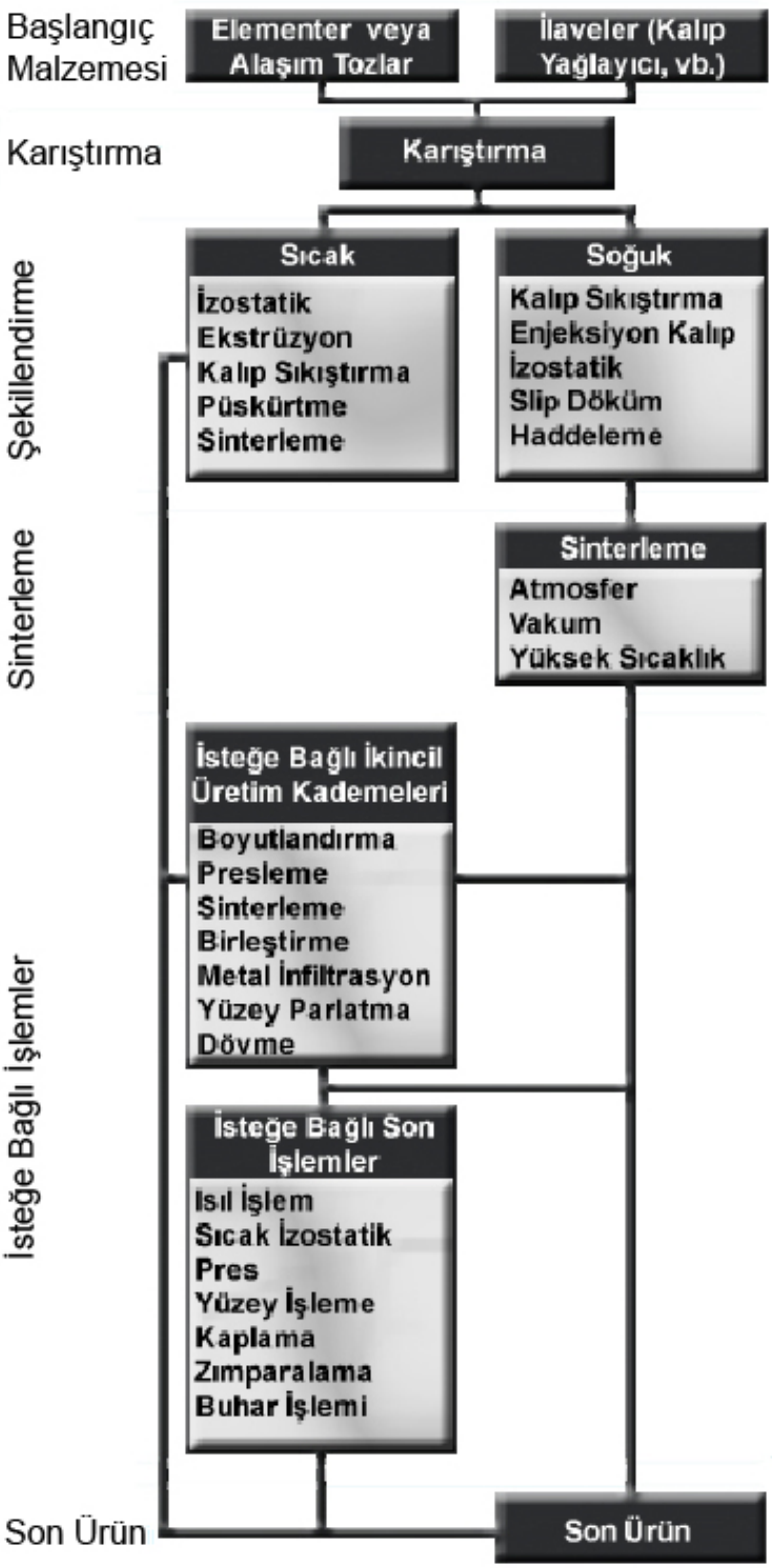
Toz metalurjisinin üretim akış şeması Şekil 4.2 ve 4.3'de gösterilmektedir.



Şekil 4.2 : Toz metalurjisi akım şeması [16, 95, 96].

Toz metalurjisinde kullanılan malzemeler geçmişte metaller, seramikler, intermetalikler, değişik kompozitler veya sermetlerden ibaretken son yıllarda toz polimer kullanımında çok önemli artışlar olmuştur. Pekçok mühendislik uygulamalarında arzu edilen ve olması beklenen özelliklere ulaşmak için toz metalurjisinde kullanılan tozlarla birlikte fazların miktarı, yapısal özellikleri önemlidir. Parça üretimi sırasında, tozlar farklı üretim ve şekillendirme yöntemleri ile kompaklanarak veya şekillendirilerek ısıl işleme tabi tutulur bir yeni bir yapı oluşturur ve başlangıçtaki özelliklerini kaybederek farklı özellikler kazanır. Bu işlemler sonrasında oluşan ve birbirinden sınırlar ile ayrılan farklı kristal bölgelerine tane adı verilir. Toz metalurjisi, tozların farklı ve birbirini tamamlayıcı birtakım işlemden geçirilerek kullanım alanlarına uygun mühendislik parçalarına

dönüştürülmesi ile ilgilenir. Toz metalurjisinin ana akış süreçleri Şekil 4.4'de gösterilmiştir [16, 95, 96].



Şekil 4.3 : Toz metalurjisi üretim yöntemlerinin sınıflandırılması [16, 95, 96].

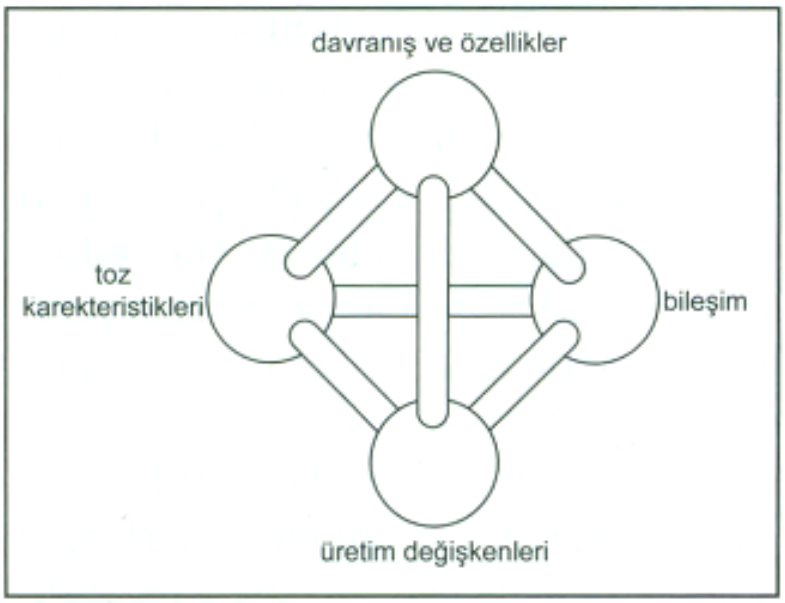


Şekil 4.4 : Toz metalurjisi proses akışı adımları [16, 95, 96].

Her bir adım için de önem arzeden gerekli hususlar Şekil 4.4'te verilmiştir. İlk aşama "toz teknolojisi" dir ve ilgi alanı partiküllerin morfolojisi ve uygun karışım teknikleri ile istenilen boyutlarda parça şekillendirme için gerekli özelliklere sahip tozların hazırlanmasıdır. Burada tozların üretim teknikleri, sınıflandırma, karakterizasyonu önemlidir. Numune alma, güvenlik, paketleme ve taşımada göz ardı edilmemesi gereken diğer etkenlerdir [16, 95, 96].

Tozların boyut dağılımlarının ve şekillerinin belirlenmesi toz metalurjisinin temel faaliyetlerindendir. Tozların belirli bir yoğunluğa sahip olacak şekilde bir ürüne dönüştürülmesi sıkıştırma ve sinterlemeyi kapsar. İstenilen parçayı elde etmek için kullanılan yöntemler tozun fiziksel özelliklerini ve yapısını değiştirir. Yumuşak tozları tam yoğunluğa yakın şekillendirmek kolay iken, sert tozları yüksek yoğunluğa veya istenilen yoğunluğa yakın şekilde şekillendirmek için bu tozlar preslemeye dirençli olduklarından istenilen şekile ilave birtakım polimerler yardımı ile ulaşılır. Sinterleme, hazırlanmış olan tozların şekillendirlmesiyle oluşan yapının içindeki parçacıkların bağlanarak aralarındaki boşlukları kapatmasını sağlayan bir ısıl işlemdir. Böylece mukavemetli ve istenilen özelliklere sahip katılar elde edilmiş olur. Şekillendirme ve sinterleme aşamalarından sonra en önemli kısım malzemenin mikroyapısıdır [16, 95, 96].

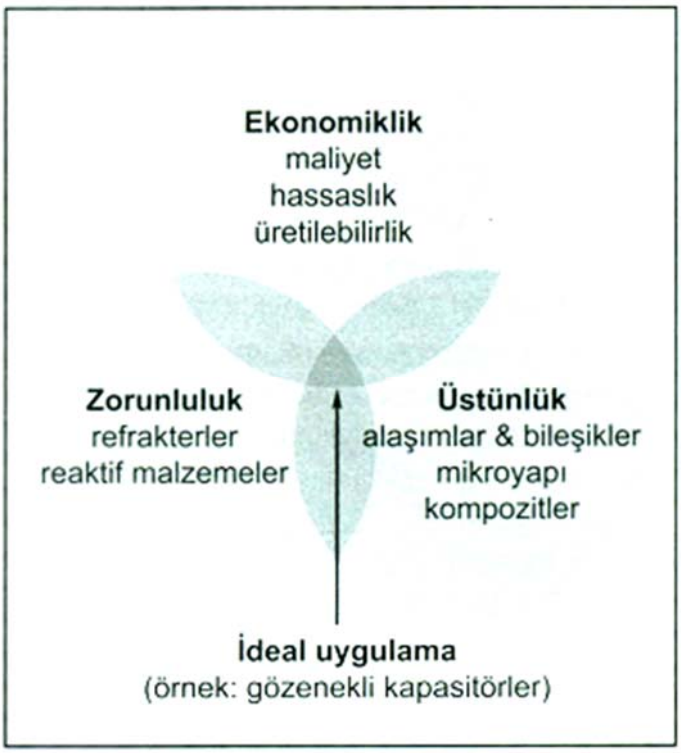
Tozdan yola çıkarak elde edilen malzemelerin önemli avantajlarından birisi mikroyapı kontroludur. Mikroyapıyı oluşturan fazlar karışık, hatta tabakalı olabilir. Diğer malzeme üretim yöntemlerine nazaran uygulama alanına göre mikroyapı elde etme konusunda toz metalurjisi çok üstündür. Toz şekli ve boyutu sıkıştırma ve sinterleme işlemlerinin kolaylaştınlmasına etki eder. Bununla birlikte malzeme yoğunluğuda mikroyapıyı etkiler ve o da nihai ürün özelliklerini belirler. Şekil 4.5'deki dört yüzlü şekilden bileşim, tozun sahip olduğu özelliklerle, üretim değişkenleri ve son ürün performansının ve özelliklerinin birbirine çok sıkı bağlı olduğunu görülmektedir [16, 95, 96].



Şekil 4.5 : Bileşim, toz özellikleri, üretim değişkenleri ve ürün performansının etkileşimi [95, 96]

Toz metalurjisindeki ilerlemeye birçok faktör katkıda bulunmaktadır. Üç temel unsur; maliyet, özellikler ve reaktivitedir [16, 95, 96].

Şekil 4.6''da toz metalurjisi uygulamalarının nasıl sınıflandırıldığı gösterilmektedir. Bunlardan birincisi karmaşık şekilli malzemelerin ekonomik üretimine yönelik uygulamalardır. Otomotiv üretiminde ve yan sanayisinde kullanılan parçalar bu sahadaki iyi örneklerdir; yataklar, emisyon algılayıcıları, supap yuvaları, katalitik konvertörler, piston kolları, darbe emiciler, bujiler, ve değişik motor zamanlama parçaları. Yüksek miktarlarda üretim yapabilmek için hassaslık ve maliyetin her ikisi de çok önemlidir. Toz metalurjisi ürünlerinin kullanılması ile önemli üstün özellikler ve mikroyapısal avantajlar elde edilmektedir [16, 95, 96].



Şekil 4.6 : Toz metalurjisi tekniklerinin kullanılmasındaki ana sebeblerin Venn şeması olarak gösterilişi [16, 95, 96].

Ortak kesim alanı toz metalurjisi tekniklerinin ideal uygulama alanını gösterir.

Örneğin yüksek gözenek miktarına sahip filtreler, oksit esaslı partiküllerle güçlendirilmiş türbin alaşımları, sermetler (seramik-metal kompozitleri), bazı özel yapay kemikler (metal-seramik, mesela titanyum-hidroksiapatit gibi), kontak alaşımları (bakır-krom) ve farklı karbürlerden yapılmış sert kesici takımlar verilebilir. Bu malzemeleri diğer tekniklerle üretmek toz metalürjisine göre oldukça zordur ve pahalıdır.

Toz metalürjisinin gelecekte üretimde daha fazla kullanılabilmesi için bazı hususlara dikkat edilmesi gerekmektedir [16, 95, 96].

1) Düşük maliyetli malzemelerden kullanılarak hassas ve aynı zamanda yüksek kaliteye sahip ürünlerin çok miktarda üretilmesi,

2) Tam yoğunluklu veya yüksek yoğunluğa sahip, ihtiyaçları karşılayabilecek yüksek performanslı malzemelerin üretilmesi,

3) Diğer yöntemlerle işlenmesi ve üretimi zor olan homojen mikroyapılı, tam yoğunluklu ve yüksek performanslı alaşımların üretilmesi,

4) Özel tasarlanmış alaşımlardan oluşturulan kompozitlerin, ekonomik biçimde şekillendirilmesi,

5) Farklı içeriğe sahip, karmaşık şekilli ve işlevli parçaların üretilmesi.

Toz metalurjisi teknikleri hızla gelişmektedir. Toz kullanımı pekçok uygulama kullanım alanı bulmaktadır. Yüksek yoğunluğa ulaşmada yaşanan problemler aşağıdaki çeşitli toz özelliklerinden kaynaklanabilir:

i) Parçacık boyutu ve dağılımı,

2) Parçacıkların topaklanması,

3) Yüzeyalanı,

4) Parçacıklar arası sürtünme,

5) Akış ve paketlerne,

6) İçyapı,

7) Bileşim, homojenlik ve kirlilik.

Bu toz özellikleri toz üretimi sırasında alınan kararları yansıtır [16, 95, 96].

4.2 Toz Üretimi

Toz metalurjisinde başarılı bir son ürün elde edebilmek için başlangıç malzemeleri çok önemlidir. Tozların kimyasal bileşimi ve saflığının yanında partikül boyutu, partikül boyut dağılımı, partikül şekli ve tozların yüzey yapısıda dikkat edilmesi gereken konulardır [16, 25, 95, 96]. Tüm toz metalurjisi yöntemleri hangi tip parça üretilecek olursa olsun ham madde olarak toz formunda malzemeden başlamaktadır. Toz ince olarak parçalanmış katılardır. Bu boyut genel olarak 1 mm'den daha küçük boyutludur [5, 25].

Metal tozlarının üretiminde 4 temel yöntem vardır. Bunlar mekanik küçültme, kimyasal indirgeme, elektrolitik biriktirme ve sıvı metal atomizasyonudur (Lee, 1998). Metal tozları üretim yöntemine güre şekilleri küresel den karmaşık yapılıya kadar değişebilir. Partikül toz yüzeyini, tozun akış özelliklerini, yüzey alanını ve presleme sonrası yoğunluğunu etkileyen bir parametredir. Kimyasal bileşim ve saflıkta tozların preslenmesini etkileyen faktörlerdir [5,25].

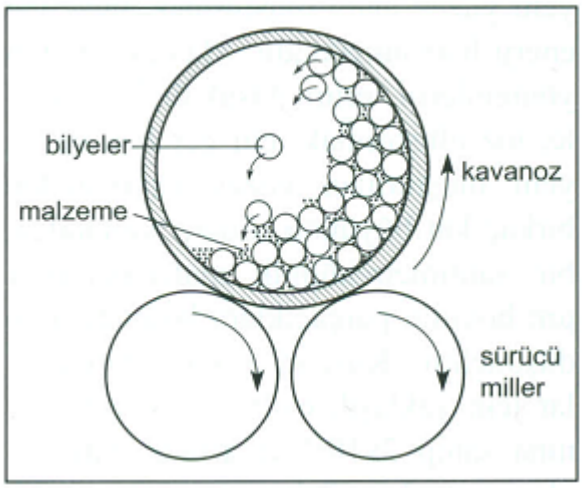
Bir toz malzemenin üretim metodunun bilinmesi toz morfolojisininde bilinmesinde kolaylık sağlar. Genellikle her türlü malzeme toz haline getirilebilir, fakat seçilen yöntem; maliyet, tepkimeler ve istenen özellikler gibi faktörlerin karışımına bağlıdır. Toz eldesinde kullanılan temel metotlar, mekanik öğütme, kimyasal tepkime, elektrolitik biriktirme, sıvı atomizasyonu ve buharı yoğuşturma olarak sayılabilir. Kullanılan toz üretim yöntemlerinde, yeni ve temiz yüzey alanı oluşturmak amacıyla enerji harcanmaktadır. Genellikle kullanılan tüm yöntemlerin verimliliği düşüktür, bu nedenlee, toz elde etmek için gerekli olan enerji yeni oluşturulan yüzey enerjisine göre onlarca kat büyüktür [16, 95, 96].

Temelde pek çok malzeme toz haline getirilebilir. Bu genellikle 3 farklı yöntem ile gerçekleştirilir: atomizasyon, elektrolitik ve kimyasal. Bunların içinde en fazla tercih edileni atomizasyon yöntemidir. Atomizasyon ergimiş metalin sprey ile aniden soğutularak toz haline getirilmesidir. Bunun için çeşitli yöntemler vardır. Birisi ergimiş metal akarken su püskürtülerek ani soğutma ile küçük partiküller elde edilmesidir. Su atomizasyonu metali çok hızlı soğutur bu sebeple daha düzensiz şekilli parçalar elde edilir. Su aynı zamanda bazı metalleri oksitler. Daha uygun bir atomizasyon yöntemi ergimiş metale inert bir gaz püskürtülmesidir. Bu yöntemle malzeme daha yavaş soğutulur boylece daha yuvarlak şekilli tozlar elde edilebilir. Bir başka yöntem de ergimiş metali dönen bir disk üzerine dökülmesi ile yapılır. Bu şekilde malzeme dönen diskten fırlayarak kabın duvarlarına yapışır ve toz elde edilir [4, 25].

Kimyasal indirgeme metal tozları üretimi için bir başka yöntemdir. Farklı kimyasal reaksiyonlar içeren bu yöntemle metalin elementel toz haline indirgenmesidir. Elektroliz de bir başka toz üretim tekniğidir. Bu yöntem elektriği kullanarak metali çözüp çok ince toz haline getirme işlemidir. Bu yöntemle oldukça saf tozlar elde edebilmek mümkündür. Sistemde anot toz elde edilmek istenen malzemeden üretilir. Elektrik malzemeyi anottan katoda taşır ve kolayca yıkanabilen bir film üstüne yapıştırır. Bu filmler temizlenip kurutularak istenilen toz elde edilmiş olunur [4, 95, 96].

Öğütme, öğütülen malzemeye göre daha sert olan bilyalar, çubuklar veya çekiçler kullanılarak yapılan mekanik darbe ile parçalama ve ufalama işlemini kapsar ve gevrek malzemelerden toz üretmede kullanılan klasik bir yöntemdir [16, 95, 96].

En temel cihaz Şekil 4.7' de görüldüğü gibi, içerisine uygun yapıdaki bilyalar ve öğütülmesi istenilen malzemenin doldurulduğu bilyalı kavanoz öğütücü değirmendir.



Şekil 4.7 : Silindirik bilyalı değirmende hareketin gösterilmesi [16, 95, 96].

Silindir döner ve aşağıya düşen bilyalar malzemeyi öğüterek toza dönüştürür. Öğütme genellikle kırılarak ufalanarak yerdeğiştirmesi ve topaklanması nedeniyle sünek yapılı malzemeler için kullanışlı değildir. Ayrıca bu sistemin verimi de çoğunlukla %1-3 gibi çok düşüktür. Malzemeleri gevrekleştirilmiş olarak öğütme imkanı verdiği için gevrek malzemeler daha uygundur [16, 95, 96].

4.3 Mekanik Alaşımlama

Yüksek sıcaklık sürünme dayanımı nedeniyle oksit partikül ve fiber dağılımı ile güçlendirilmiş malzemeler gibi parçacık takviyeli kompozitler uzun zamandır kullanılmaktadır. Bu tarz malzemelerde ana yapının her yerinde sert parçacıkların homojen dağılımını elde etmek zordur. Farklı öğütme teknikleri bu kompozitleri daha homojen üretmek amacıyla geliştirilmiştir. Kavanoz içinde hareket eden bilyalar arasındaki sürtünme ve aşındırma ile alaşımlanmış kompozit parçacıkları üretmede kullanılan mekanik alaşımlama başarılı bir tekniktir [16, 18, 23, 25, 95, 96, 99-105].

Şekil 4.8, yüksek enerjili bilyalı değirmen olan atritör tipi öğütücünün şematik çizimini göstermektedir. Kompozit tozları, mikroskobik ölçekte meydana gelen ve tekrarlanan çarpışma, soğuk kaynak ve kırılma olaylarının zinzirleme döngüsü ile üretilir. Şekil 3.4'de yine gerçekleşen mikroskobik homojenleştirme süreci gösterilmektedir. Sürecin başında karışım halinde olan partiküller fazların dağılımı

ile kaplanmış parçacık haline gelirler. Kullanılan diğer öğütme yöntemlerinden farklı olarak, soğuk kaynak ve kırılma arasındaki denge, partikül boyutunu oldukça sabit değerlerde tutar [16, 18, 23, 25, 95, 96, 99-105].

İstenilen özelliklere uygun malzeme seçiminin ardından tozların karıştırılır. İstenilen özellikte parçalar elde edilmesi için tozlar iyi bir şekilde karıştırılıp öğütülmelidir. Öğütme işlemi aynı veya yakın kimyasal bileşime sahip tozların partikül boyutlarının küçültülmesidir. Karıştırma ise farklı kimyasal bileşime sahip tozların karıştırılarak alaşımlanması işlemidir [16, 18, 23, 25, 95, 96, 99-105].

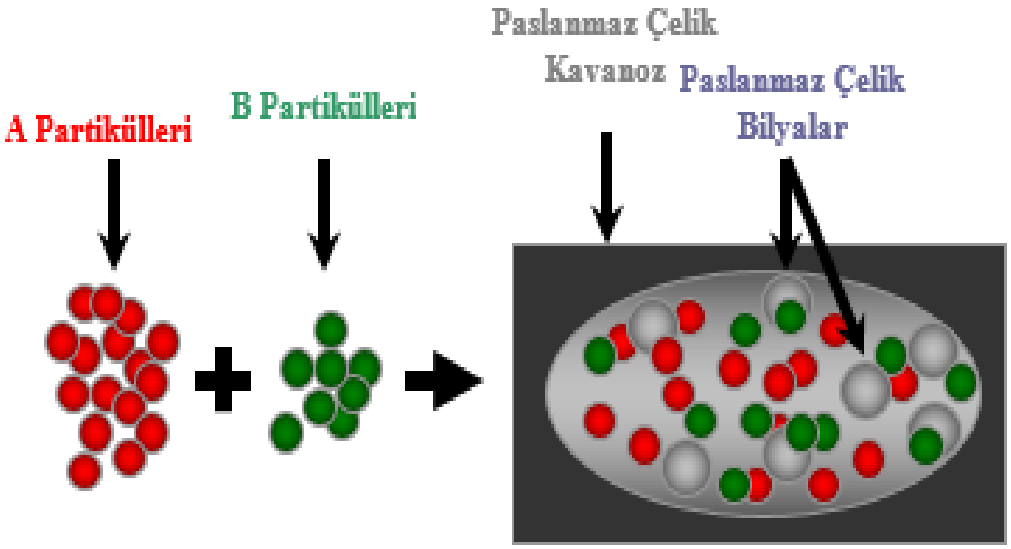


Şekil 4.8 : Mekanik alaşımlamanın süreçlerinin şematik gösterimi [16, 95, 96].

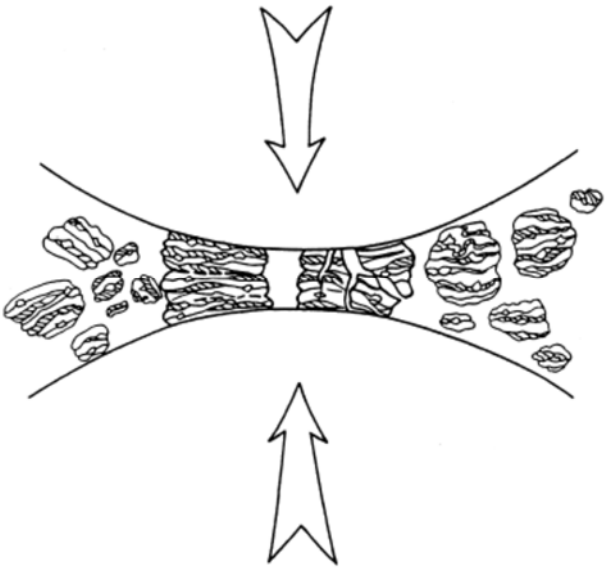
Dönen çelik veya polimer kaplı kollar uygun tipteki bilya ile dolu tankı karıştırmaktadır. Süreç, sırasıyla soğuk kaynak ve kırılma adımlarını izler. Şeklin alt tarafındaki mikroskobik yapılarda gösterildiği gibi öğütme sonucunda mikroyapı daha homojen bir hale gelir. Diğer kullanılan mekanik yöntemlerde olduğu gibi mekanik alaşımlamada da öğütülen malzeme içinde kirlilik sorun olabilir. Kullanılan bilyalardan, karıştırma milinden, kollarından ve tank malzemesinden gelecek kirlilik, bunlar, öğütülecek toz ile aynı malzemeden yapılarak en aza indirilebilir. Bir sıvı ortamının (heptan veya alkol gibi) kullanılması, mekanik alaşımlamada öğütme ve kaynaklanma arasındaki dengeyi sağlamada önemlidir [16, 95, 96].

Mekanik alaşımlamada kullanılan kavanoz sisteminin şematik gösterimi Şekil 4.9'da verilmiştir. Mekanik alaşımlama esnasında meydana gelen fiziksel değişimi anlamak amacıyla bu alaşımlama prosesini üç ya da dört aşamada incelemek uygun olacaktır. Başlangıç kademelerinde tozlar daha yumuşaktır ve birbiri ile kaynayarak daha

büyük boyutlu parçalar oluşturma eğilimleri daha yüksektir. Bu aşamada başlangıç tozlarına oranla üç kat daha büyük boyutlu parçalar meydana gelebilir. Kompozit partiküllerinin bu aşamada karakteristik olan katmanlı görüntüsü oluşur. Şekil 4.10'da bilyaların tozlar ile çarpışma şekli şematik olarak gösterilmiştir [16, 18].

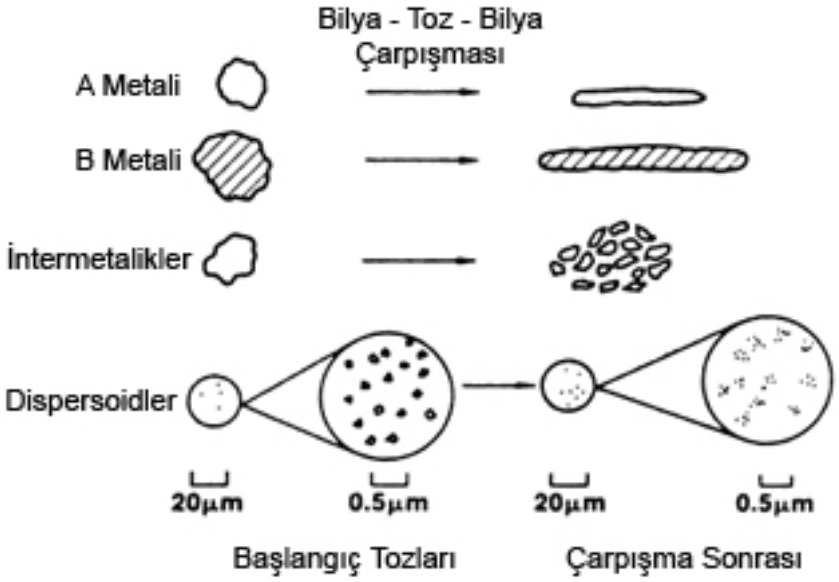


Şekil 4.9 : Mekanik alaşımlamada kullanılan kavanoz ve bilya sistemi[16, 95, 96].



Şekil 4.10 : Bilyaların tozlar ile çarpışma ile etkileşimi [16, 18, 95, 96].

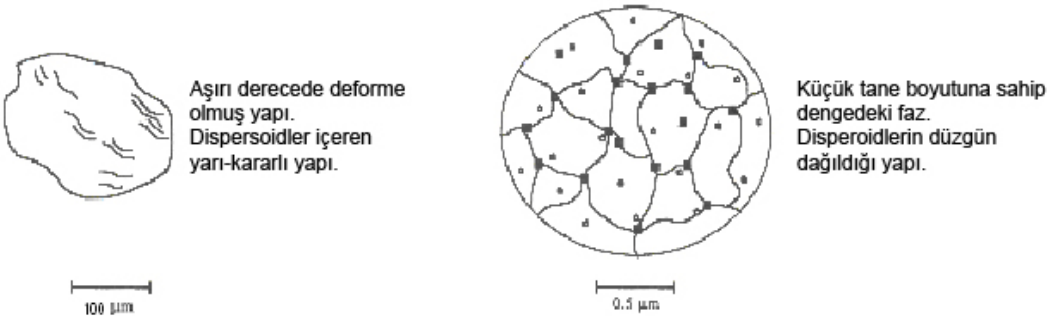
Metalik faz bu çarpışmalar esnasında düzleşip üst üste bindikçe atomik düzeyde temiz yüzeyler birbiri ile temas eder ve birbirine soğuk şekilde kaynar. Aynı aşamada kırılgan fazlar bu kaynayan yüzeyler arasında sıkışarak kaplanır ve yapıya karışır. Şekil 4.11'de başlangıç tozlarının mekanik alaşımlama esnasında uğradıkları deformasyon gösterilmektedir [18].



Şekil 4.11 : Mekanik alaşımlama esnasında tozlarda meydana gelen değişimler [16, 18, 95, 96].

Orta kademede devamlı olan kırılma ve kaynama aşamalı sonucu tozlar deformasyon sertleşmesine maruz kalmış ve pekiştirici fazlar sürekli bir hal almıştır. Partikül boyutunda meydana gelen azalma mikroyapıdaki karışmayı hızlandırır. Mekanik alaşımlamada bilyalar tarafından absorblanan kinetik enerjinin etkisi ve ısı artışı ile metalik matriks te çözünme meydana gelir. Bu kademede atomik düzeyde difuzyonun artması sonucu yeni fazlar meydana gelebilmektedir [43].

Son kademe düzenli yapı elde edilmiş ve partikül boyutunun yükselmesine sebep olan kaynama seviyesi ile partikül boyutunu düşürücü etkiye sahip kırılma mekanizmaları arasında dengeye ulaşılmıştır. Sonuçta küçük partiküller ile büyük boyutlu partiküller birbiri ile karışarak boyutsal olarak homojenleşmiş bir yapıyı oluşturular [18]. Şekil 4.12'de mekanik alaşımlama prosesinin son kademesinde oluşan yapı gösterilmektedir [16, 18, 43].



Şekil 4.12 : Mekanik alaşımlama işlemi sonucunda elde edilen mikroyapı [16, 18, 43].

Bu kademeden sonra elde edilen yapı başlangıç bileşimi ile aynıdır. İlk kademelerde oluşan lamelli yapı artık görülmemektedir. Bu aşamadan sonra daha fazla alaşımlamanın dispersoidlerin daha homojen dağılasına etkisi olmayacaktır [16, 18, 43, 99, 100].

Partikül boyut dağılımı aralığı daralmıştır. Büyük partiküller ortalama boyuta indirgenmiş, küçük boyutlu partiküller de aglomere olarak bu seviyeye yükselmiştir [16, 18, 43]. Mekanik alaşımlama teknik üstünlüklerinden dolayı oldukça verimli bir tekniktir. En önemli avantajlarından birisi yeni alaşımların sentezlenebilmesi veya normal yöntemlerle alaşımlanamayacak elementlerin alaşımlanabilmesidir. Bunun sebebi mekanik alaşımlama tamamıyla katı halde meydana gelen bir işlemdir ve faz diyagramlarında belirtilen sınırlamalar mekanik alaşımlama işleminde geçerli değildir [16, 18, 43, 99, 100].

4.3.1 Üretim ekipmanları

Farklı çeşitlerde yüksek enerjili bilyalı öğütücüler mekanik alaşımlama işlemlerinde kullanılmaktadır. Bunlar spex öğütücüler, gezegen tipi öğütücüler ve çeşitli atritörlerdir. Hepsinin farklı kapasiteleri, öğütme verimleri ya da ısıtma soğutma amaçlı düzenlemeleri vardır [18].

Spex öğütücüler laboratuar tipi olarak en genel kullanılan öğütücü tüpleridir. Yaklaşık olarak 10 -20 g toz öğütebilme kapasitesine sahiptirler. Bu tip öğütücüler malzemenin ve bilyaların içine konacağı kavanozdan, kilit mekanizması ve dakikada 1200 devir ile sarsıntı üreten karıştırma cihazından meydana gelmektedir. Ayrıca kullanılabilinecek sertleştirilmiş çelik, alümina, tungten karbür, zirkonya, paslanmaz çelik, silisyum nitrat, agat, plastik gibi farklı tip kavanozlar mevcuttur. Şekil 4.13'de bu tip öğütücülere bir örnek görülmektedir.

Bunun dışında kullanılan bir diğer öğütücü cihaz gezegen tipi değirmendir. Bu tip öğütücülerde birkaç yüz gram toz öğütülebilmektedir. Ancak bu tip öğütücüler spex tipi yüksek enerjili bilyalı öğütücülerle karşılaştırıldığında düşük enerjili öğütücü olarak adlandırılmaktadır. Şekil 4.14'de gezegen tipi öğütücü gösterilmektedir [16, 18, 43, 99, 100]. Bu tarz öğütücüler genellikle laboratuvar ölçekli malzeme öğütmede kullanılmaktadır. Endüstriyel ölçekli toz üretimi için ise daha büyük boyutlarda ve ona yüksek enerjiye sahip sistemler kullanılmaktadır veya aynı sistemden yanyana 3, 4 tane birarada bulunur.



Şekil 4.13 : Mekanik alaşımlamada kullanılan yüksek enerjili bilyalı öğütücü.



Şekil 4.14 : Gezegen tipi öğütücü

Bir diğer öğütücü tüpü atritörlerdir. Bu tüp öğütücülerde oldukça yüksek miktarlarda toz öğütülebilmektedir (0,5 – 40 kg). Dikey bir şaftın ve karıştırıcıların sistemde bulunan tankın içinde 250 devir/dakika hızda dönmesi ile öğütme işlemi gerçekleşir [16, 18, 43, 99, 100]. Şekil 4.15'de atritör tipi öğütücülere bir örnek gösterilmiştir.



Şekil 4.15 : Atritör karıştırıcı

Öğütücülerin endüstriyel tipte olanları yukarıda bahsedilen öğütücülere oranla çok daha büyük hacimlere sahiptir. Mekanik alaşımlama için endüstriyel bir üretim 1250 kg kapasiteli bilyalı öğütücülerle yapılmaktadır [16, 18, 43, 99, 100].

Artan enerji ile öğütme süresi azalmaktadır. Buan göre spex tipi bir öğütücüde birkaç dakika sürecek bir öğütme işlemi atritör tipi bir öğütücüde saatler sürebilirken endüstri tipi bir öğütüüde bu süre günler seviyesindedir. Öğütücünün cinsine göre mekanik alaşımlama prosesi etkileyen çeşitli parametreler vardır. Bunlar öğütücü haznesinin malzemesi ve öğütme ortamının cinsi, bilya-toz oranı, öğütme atmosferi, öğütme süresi ve kullanılan bağlayıcı cinsidir [16, 18, 43, 99, 100].

Kullanılan öğütücü kabın malzemesinin önemi büyüktür. Bunun sebebi öğütme esnasında kabın iç duvarlarında az miktarda olsa aşınma meydana gelebilmektedir. Bu aşınma sonucunda kopan parçalar üretilmekte olan tozu kirletmekte ve kimyasal bileşimini değiştirebilmektedir. Eğer kullanılan öğütücü ile öğütülen malzeme çok farklıysa üretilen tozlar içerisinde bu kap malzemesi çözünebilir. Eğer aynı tip malzemeler seçilirse bu çözünme meydana gelse bile sistemi çok fazla etkilemeyecektir [16, 18, 43, 99, 100].

Bu sebeple üretilecek malzemeye uygun bir öğütme sistemi seçilmelidir. Buna ek olarak öğütme işleminde seçilen malzeme öğütmenin gerçekleşebilmesi için gerekli etkiyi gösterecek kadar da yoğun bir malzeme olmalıdır [16, 18, 43, 99, 100].

Bir diğer önemli paramatere bilya-toz oranıdır. Bu oran 1:1 den 22:1 e kadar değişen oranlarda kullanılabilmektedir. Genel olarak spex tipi düşük malzeme kapasiteli bir öğütücüde kullanılan oran 10:1'dir. Bilya toz oranı istenilen sürede istenilen düzeyde bir öğütmenin meydana gelebilmesinin sağlanması açısından önemli bir parametredir [16, 18, 43, 99, 100].

Öğütme atmosferi de öğütme prosesi için önemli bir parametredir. Öğütme atmosferinin en önemli etkisi kirlenmedir. Bu sebeple tozlar genellikle vakum ya da inert gazlar olan argon veya helyum atmosferinde yapılmaktadır. Yüksek saflıkta argon oksidasyonu ve kirlenmeyi önlemeye yönelik en genel kullanılan gazdır. Öğütme kabında bulunan oksijen malzemede öğütme esnasında oksit ya da nitrür oluşumuna sebep olabilir. Bu sebeple tozların öğütücüye konulması ve öğütücüden alınması koruyucu bir gaz atmosferinde yapılmalıdır [16, 18, 43, 99, 100].

Öğütme süresi en önemli parametredir. En genel olarak iç yapıda meydana gelen düzen (partikül boyutu, kristal boyutu gibi) mekanik alaşımlama süresine bağlıdır ve başlangıç tozlarının boyutu önemini kaybetmektedir. Normalde tozların kırılma ve kaynama sonucunda kararlı fazın oluşturması için yeterli miktarda süre öğütme işlemi yapılır. Ancak bu süre kullanılan öğütücü cinsine, bilya-toz oranına, öğütme verimine ve öğütme sıcaklığına bağlı olarak değişmektedir. Bu süre tüm bu parametreler göz önüne alınarak belirlenmelidir. Buna ek olarak uzun süren mekanik alaşımlama süreleri sonunda kirlenme seviyesi artabilir ve istenmeyen fazlar sistemde oluşabilir. Bu nedenle üretilmek istenen toz gerektiği kadar bir süre öğütülmelidir [16, 18, 43, 99, 100].

Bağlayıcı benzeri kontrol ajanlarının kullanımı mekanik alaşımlamada bir diğer parametredir. Genel olarak sünek malzemeler oluşan yüksek miktardaki plastik deformasyonun etkisi ile birbirine soğuk kaynarlar. Ancak uygun alaşımlama soğuk kaynama ve kırlıma arasındaki denge sağlandığında gerçekleşir. Bu nedenle proses kontrol ajanlarının ilavesi ile soğuk kaynama miktarı azaltılmaktadır. Bunlar katılar, sıvılar ya da gazlar olabilir. Genellikle yüzey aktif organik bileşikler olup malzeme yüzeyini kaplayarak toz partikülleri arasındaki soğuk kaynamayı azaltmakta ayrıca aglomerasyonuda engellemektedir [16, 18, 43, 99, 100].

4.4 Özel Tozların Üretim Yöntemleri

Mühendislikte kullanılan malzemelerin pekçoğu partikül haline getirilebilir. Bazı yöntemler belirli malzemeler için termodinamik özelliklerine bağlı olarak daha kolay sonuç verebilir ancak temel olarak yaygın olan çoğu malzemenin tozu üretilebilir. Genellikle, toz üretiminde kullanılan yöntemler istenilen uygulama alanına ve kullanılacak şekillendirme yöntemine göre değerlendirilir [16, 18, 95, 96].

5. ŞEKİLLENDİRME

Şekillendirme işlemlerinde kullanılan pekçok yöntem vardır. Bu yöntemler ürünün özelliklerine, üretim miktarına, ekonomisine bağlı olarak aynı malzeme için farklı farklı kullanılabilmektedir. Özellikle toz metalurjisinde kullanılan başlıca şekillendirme yöntemleri, enjeksiyon kalıplama, ekstrüzyon, slip döküm, presleme ve şerit döküm olarak sıralanabilir [16, 95, 96].

5.1 Enjeksiyon Kalıplama

Plastiklerin şekillendirilmesinde enjeksiyon kalıplama yönteminin kullanılması ucuz ve yüksek şekillendirme kapasitelerinden tercih edilmektedir. Aynı avantaj toz enjeksiyon kalıplama (TEK) kullanılarak yüksek partikül içerikli termoplastik katkılı besleme stokları kullanarak elde edilmektedir. TEK' deki işlem aşamaları Şekil 5.1'de verilmiştir. Süreç istenilen özelliklere sahip tozlarların ve uygun bağlayıcıların uygun oranlarda karıştırılması ile başlar. Küresel şekle sahip ve ortalama çapı genellikle 20 um altında olan partiküller kullanılarak yüksek sinterleme yoğunluğuna sahip malzemeler elde edilebilir. [16, 95, 96].



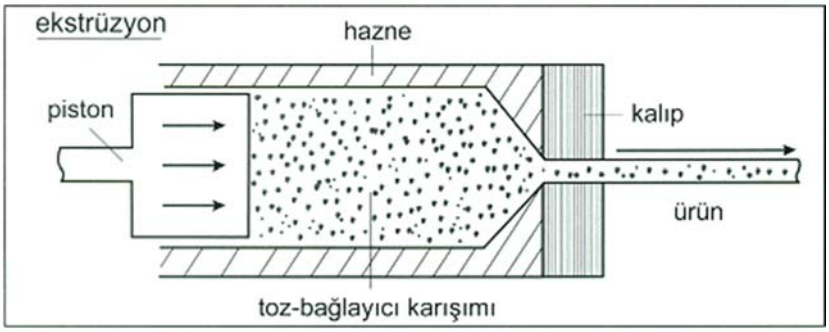
Şekil 5.1 : Toz enjeksiyon kalıplamada işlem sırası [16, 95, 96].

Sistemde kullanılan bağlayıcılar mum, polimer, yağ, yağlayıcı ve yüzeyaktif madde içeren termoplastik özellikli karışımlardır. Bağlayıcı yardımıyla malzeme kalıba daha kolay doldurulur. Karışım donduktan sonra parça kalıptan çıkartılır. Ardından sistemden bağlayıcı belli bir sıcaklıkta ve geriye kalan ana yapı sinterlenir. [16, 95, 96].

5.2 Ekstrüzyon

Çubuk, tüp, bal petekleri ve matkap ucu gibi belli uzunluklara sahip ince kesitli şekiller elde etmek için ekstrüzyon kullanılır. Kullanılan malzeme besleme sistemi TEK benzer özellikler taşır [16, 95, 96].

Şekil 5.2'deki gibi, önce hazırlanmış olan toz-bağlayıcı karışımı belli sıcaklığa ısıtılmış hazneye yerleştirilir ve bir piston yardımıyla sıkıştırılır. Şekil verme işlemi kalıbı haznenin çıkışında gerçekleşmektedir. Besleme akışı, basınca bağlıdır. Basınç genellikle 1 MPa'ın üzerindedir, ancak bu basınç büyük parçalarda kullanılan kalıp üzerinde çok fazla baskı oluşturur. Genellikle besleme stoğu içindeki hava, parçanın içerisinde hava kabarcıkları kalmasını önlemek için karıştırma esnasında uzaklaştırılır [16, 95, 96].



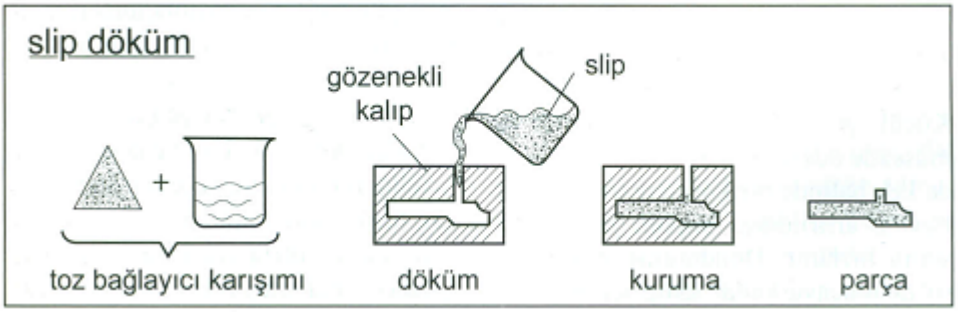
Şekil 5.2 : Çubuk ve boru gibi sürekli ürünlerin şekillendirilmesinde toz-bağlayıcı karışımının kalıp deliğinden ekstrüzyonla geçişinin şematik gösterimi [16, 95, 96].

5.3 Yaş Şekillendirme Teknikleri

5.3.1 Slip ve sulu çamur döküm

Slip, sulu çamur ve şerit dökümün viskozitesi ile kıyaslandığında enjeksiyon kalıplama veya ekstrüzyonda besleme stoğununkine göre daha düşüktür. Su gibi çözücüler ilave edilerek viskoziteyi düşürüp dökümü kolaylaştırılır. Şekil 5.3' de

verilen akım şemasındaki gibi slip dökümde alçı kalıpların içerisine sulu çamur akıtılır. Kalıba döküldükten sonra, kılcal hareketlerle su, gözenekli olan kalıbın içine doğru emilir. Bu işlemle birlikte çözeltideki katı yükleme oranı ve beklemekte olan çamurun akışkanlığı gittikçe azalır. Sulu çamur kalıbın içerisinde bekleme süresi dakikadan birkaç saate kadar numune kalınlığına göre değişmektedir [16, 95, 96].



Şekil 5.3 : Slip döküm işleminin şematik gösterimi [16, 95, 96].

5.4 Şerit Döküm

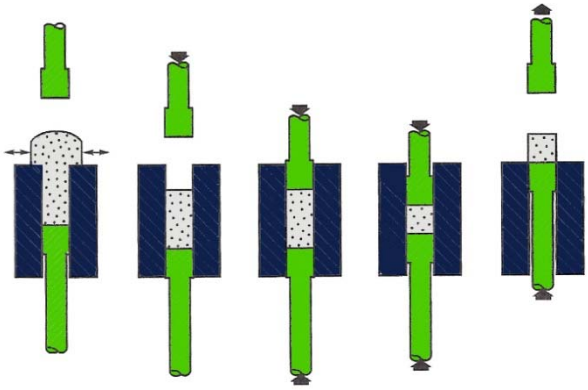
Şerit döküm yönteminde birbirine yakın değerlerde düşük viskoziteye sahip toz-çözücü-polimer karışımlarını kullanılır. Bu yöntemin temel prensibi, hareket eden bir altlık plastik tabaka üzerinde oluşturulan karışımın çökelerek birikmesidir. Bu sistemde kullanılan toz-bağlayıcı çamuru hareketli olan plastik bir tabaka üzerine sürekli beslenerek küçük bir aralıktan geçer. Çamur bir bıçak yardımıyla belli sabit bir kalınlıkta tabaka olarak elde edilir. Daha sonraki süreçler, çözücünün buharlaştırılması, yapı içinde kalan az miktardaki bağlayıcının tozları birbirine bağlamasıyla yapının belli bir mukavemete sahip olmasıdır. Şerit dökümde bağlayıcı olarak genellikle akrilikler, mumlar, polivinil alkol ve polivinil butinil kullanılırken çözücü olarakta su tercih edilmektedir [16, 95, 96].

5.5 Presleme

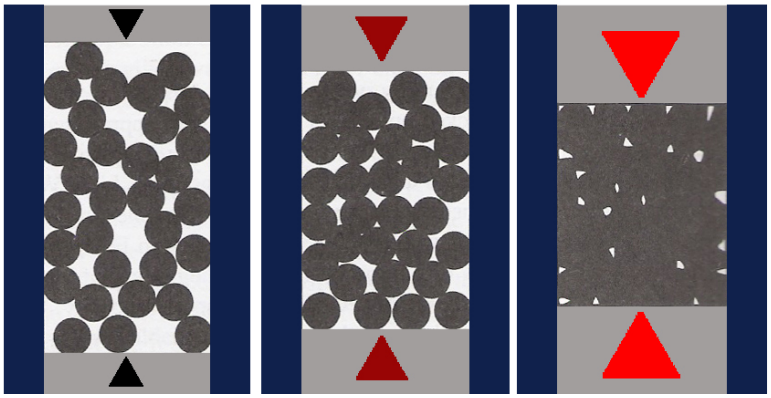
Karıştırma ve öğütme işleminin ardından tozlar sinter öncesi şekillendirilmek amacıyla preslenirler. Presleme işlemi toz metalurjisinde en önemli aşamalardan birisi olup daha sonraki malzeme yoğunluğu ve mekanik özellikleri açısından belirleyici olmaktadır [16, 95, 96]. Hazırlanmış olan tozlara uygun olan basınçlar uygulanarak presleme yapıldığında öncelikle partiküllerin sahip olduğu morfolojik şeklinede bağlı olarak birbiri üzerinden kayarak artan basınç etkisiyle birlikte

deformasyona uğrar veya birbiri arasındaki boşlukları azaltarak istenilen şekile göre preslenir. Ancak gözenek miktarı arttıkça malzemenin yoğunlaşma oranı artan sürtünme etkisiyle birlikte zorlaşır. Burada tozun morfolojisi, sertliği, görünür yoğunluğu, akışkanlığı gibi pekçok parametre etkilidir. Şekil değiştirme işlemi ile oluşan deformasyon ile birlikte partiküllerin sertliğini artar ve artan basınç ile birlikte malzeme belli bir noktaya kadar sertleşir. Belli bir şekile sahip olarak preslenmiş toz ham malzeme adlandırılır [16, 95, 96].

Şekillendirme sonrası elde edilen yoğunluğa ham yoğunluk, mukavemete ise ham mukavemet denilir. Hem alt hemde üst taraftan basınç uylanarak yapılan işlem çift eksenli presleme olarak adlandırılır. Eğer tek eksenli ve tek yönlü presleme yapılırsa basınç elde edilen malzeme yoğunluğunun homojenliği daha azdır. Son ürün özellikleri yoğunluğa bağlıdır ve iyi özellikler elde edebilmek için homojen bir yoğunluk dağılımı sağlanmalıdır (Newkirk, 2004). Şekil 5.4'de presleme aşamaları gösterilmektedir. Şekil 5.5'de ise uygulanan kuvvetin artması ile partiküllerin davranışı görülmektedir [16, 95, 96].



Şekil 5.4 : Tek yönlü preslemede işlem kademeleri [16, 95, 96].



Şekil 5.5 : Preslenme esnasında tozların görünümü [16, 95, 96].

Presleme kademesinin şu temel fonksiyonları vardır:

- Tozları istenen şekle getirme,
- Mümkün olduğunca sinterlemedeki boyutsal küçülmeleri göz önünde bulundurularak istenen son boyutlarda malzeme üretimini sağlamak,
- İstenen düzeyde gözenek miktarına sahip malzeme üretmek,
- Taşıma için yeterli dayanımı sağlamak.

Geleneksel şekillendirme yöntemlerinde basınç genellikle tek yönlü olarak uygulanır. Birçok mekanik ya da hidrolik preste sabit ve farklı geometrik şekillere sahip kalıplar kullanılmaktadır. Presleme işlemi sonrasında sadece fiziksel bağlanma meydana gelir ve preslenmiş numuneler oldukça fazla porozite içermektedir [16, 95, 96].

5.5.1 Soğuk izostatik presleme

Tek eksenli kalıpta tozların preslenmesi yöntemi endüstride yaygın olarak kullanılmasına rağmen bundan başka presleme yöntemleride vardır. Soğuk izostatik presleme (SİP), daha yüksek ham yoğunluğa sahip karmaşık şekilli parçalar veya boy-çap oranı nispeten daha büyük olan parçalar için kullanılabilir [16, 95, 96]. SİP yönteminde, öncelikle toz veya toz karışımı esnek bir malzemeden imal edilmiş bir kalıp içine yerleştirilerek sızdırmazlık sağlanır. İsteğe göre ilk önce toz malzemeye tek eksenli pres ile ön şekil verilebilir. Daha sonra ön preslenmiş veya preslenmemiş toz veya malzeme kalıp içine yerleştirilip bir sıvının (yağ veya su) olduğu kabın içinde sıkıştırılır. Lastik,lateks, poliüretan veya polisilisyum esnek kalıp malzemesi olarak kullanılabilir. Kullanılan kalıp malzemesinin sert ve dayanıklı polimerlerden yapılması kullanılması çalışılan malzemenin arasındaki gözeneklere girme riski azaltır. Lastik kalıplar toz yoğunlaşmasını sağlayacak büyüklükte ve karmaşık şekilli olabilir [16, 95, 96].

6. SİNTERLEME

Sinterleme, ısı enerjisi uygulayarak metal ya da seramik tozlarından oluşan bileşimlerden yoğun malzemeler elde etme tekniğidir. Son yıllardaki malzeme gelişimi, malzeme sentezinin ve üretim süreçlerinin önemini arttırdıkça malzeme üretiminde sinterlemenin önemi artmıştır [36, 106]. Sinterlemenin temel amacı kompakt malzemedeki porozitelerin azaltılmasıdır [102]. Sinterleme, genel olarak $T>0,5T_m$ (K) olacak sıcaklıklarda toz kompaktlara ısıl işlem uygulanmasına denir. Uygulanan sıcaklıklarda difüzyon kontrollü kütle taşınımının meydana gelmelidir. Ancak sinterleme bölgesel olarak sadece tanelerin temas eden yüzeylerinde meydana gelmektedir [3, 36, 106]. Sinterleme işlemi, şekillendirme aşaması neticesinde elde edilen yapıda birbiriyle temas halinde olan partiküllerin veya tanelerin artan sıcaklık etkisiyle özellikle yüksek sıcaklıklarda atomlararası difüzyonun meydana geldiği katı halde veya kapiler kuvvetler bir etkisi ile oluşan sıvı fazla birbirine bağlanmasını sağlar. Bu bağlanma, ergime sıcaklığının altında katı halde atomlararası difüzyon hareketleriyle oluşabilir. Fakat pekçok durumda sinterlemede, sıvı faz oluşumu meydana gelir [36, 95, 96, 106]. Mikroskopik ölçekte, bağlanma birbiriyle temas halinde olan partiküller arasında boyun verme ile kendini gösterir. Genellikle yüksek sıcaklıkta atomların difüzyon ile yayınımı ve küçük partiküllerin yüzey enerjilerindeki azalmayla birlikte sinterleme gerçekleşir. Birim hacimde oluşan yüzey enerjisi ve yüzey alanı, partikül boyutu ile ters orantılıdır. Bu nedenle, ne kadar küçük boyutta partikül olursa o kadar yüksek yüzey alanına ve daha yüksek enerjiye sahip demektir ve daha hızlı sinterlenme gerçekleşir [36, 95, 96, 106]. Fakat, oluşan yüzey enerjisinin tamamı sinterleme sırasında kaybolmaz. Kristal yapıya sahip katılarda, çoğunlukla bütün partiküllerin temas noktalarındaki belli bir enerjiye sahip olan tane sınırları oluşur. Böylece yüzey enerjisi boyun büyümesi ile azaltırken, tane sınırı enerjisi artar [36, 95, 96, 106]. Sinterlemeyi etkileyen unsurlar, mekanizmaları ve aşamaları açısından değerlendirilir:

Bağlanmaya neden olan mikroskobik eğrilikler; sinterlemeyi etkileyen ana unsurlar tarafından tanımlanır [36, 95, 96, 106]. Ayrıca etkileyen unsurlara tepki olarak

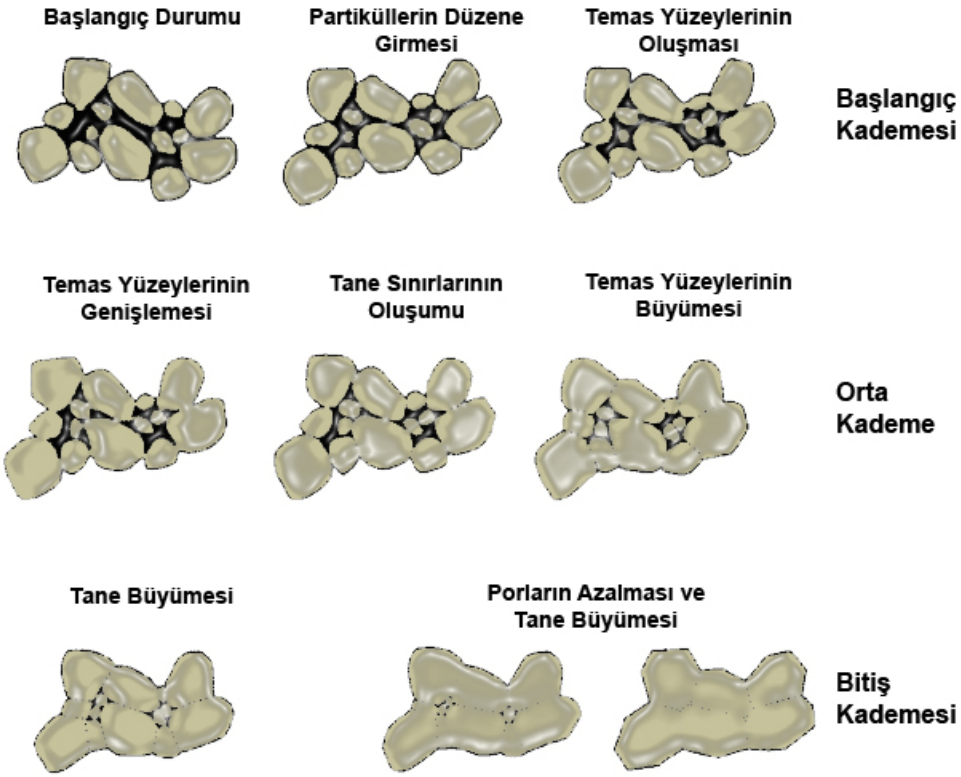
oluşan atom hareketlerinin yoluda yine sinterleme mekanizmaları ile tanımlanır. Temel sinterleme mekanizmaları genellikle yüzey, tane sınırı veya kristal kafesinde meydana gelen yayınım olaylarıdır. Sinterlemedeki sonrası malzemenin fiziki şeklindeki değişimler atomların hareketini sağlayan sıcaklıktan kaynaklanır. Çok sayıda atom belirli sıcaklıklarda, komşu olan atomlarla olan bağlarını koparacak ve yeni bağlar ve yapılar oluşturacak düzeyde veya daha yüksek enerjiye sahiptir. Atomların bu şekilde bağlarını kopartıp hareket edebilmesi için gerekli olan en düşük enerji "aktivasyon enerjisi" olarak adlandırılır [36, 95, 96, 106]. Uygulanan sıcaklık ergime noktasına yaklaştıkça, atom hareketleri artar buda sinterleme hızını arttırır. hareket eden atomların sayısı arttığından, sinterleme hızını arttırır. Ergime sıcaklığına ulaşıldığında yapıdaki atomların sıçrama hızları saniyede yaklaşık 1 milyon düzeyine ulaşır. Fakat sinterleme işleminin , malzemenin ergime sıcaklığının %1'i düzeyindeki atom sıçrama hızlarında başladığı tespit edilmiştir.

Sinterleme süreçleri malzemelerde bazı istenen ya da istenmeyen gelişmelerle birlikte oluşmaktadır [36, 95, 96, 106]. En büyük değişimler:

- Dayanım, elastik modül,
- Sertlik, kırılma tokluğu,
- Elektrik ve termal iletkenlik,
- Sıvı ve gaz geçirgenliği,
- Ortalama tane sayısı, boyutu ve şekli,
- Tane sınırlarının ve şeklinin dağılımı,
- Ortalama por boyutu ve şekli,
- Por boyutu ve şeklinin dağılımı,
- Kimyasal bileşim ve kristal yapı.

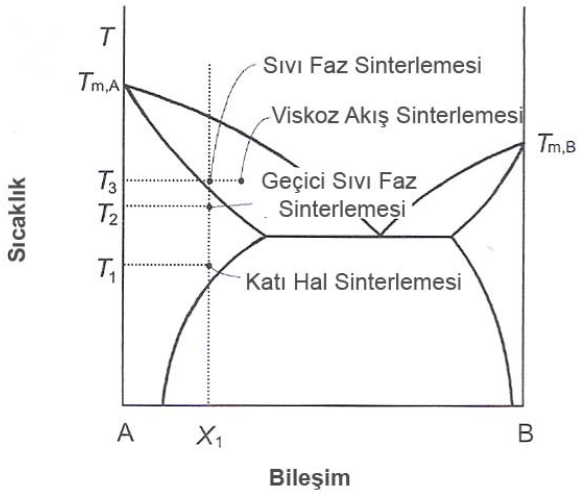
Sinterleme çok genel olarak kullanılmasına rağmen oldukça karmaşık bir mekanizmadır. Sinterlemenin temel mekanizması günümüzde halen bir tartışma konusu olmaya devam etmektedir [95, 96, 106]. Şekil 6.1'de sinterleme kademeleri şekilsel olarak gösterilmektedir. Sinterleme esnasında malzemede bulunan por miktarındaki ve geometrisindeki değişim çeşitli tekniklerle kontrol ve karakterize edilebilir. Bunlar:

- Dilatometre çalışmaları,
- Gaz absorbsiyonu,
- Porozimetre,
- Endirekt metodlar (Sertlik vb.),
- Mikroskopi.
- DTA-DSC



Şekil 6.1 : Sinterlemenin farklı kademelerinin şematik gösterimi [106].

Temel olarak sinterleme süreci iki gruba ayrılabilir. Bunlar katı hal sinterlemesi ve sıvı faz sinterlemesidir. Katı hal sinterlemesi şekillendirilmiş olan ham malzemenin uygulanan belirli bir sinterleme sıcaklığında katı haldeyken yoğunlaşmasıdır yapıda atomlar arası difüzyon olmasıdır. sıvı faz sinterlemesinde ise sinterleme esnasında malzemede sıvı fazın oluşması ve daha fazla geometrisinin değişerek küçülmesi durumudur. Katı hal sinterlemesi ve sıvı faz sinterlemesinin yanında viskoz akış sinterlemesi ve geçici sıvı faz sinterlemesi gibi yöntemlerde uygulanabilmektedir. Şekil 6.2'de değişik sinterleme mekanizmalarının faz diyagramı üzerinde örneklenmiştir.



Şekil 6.2 : Farklı sinterleme mekanizmalarının örnekleri [36, 106].

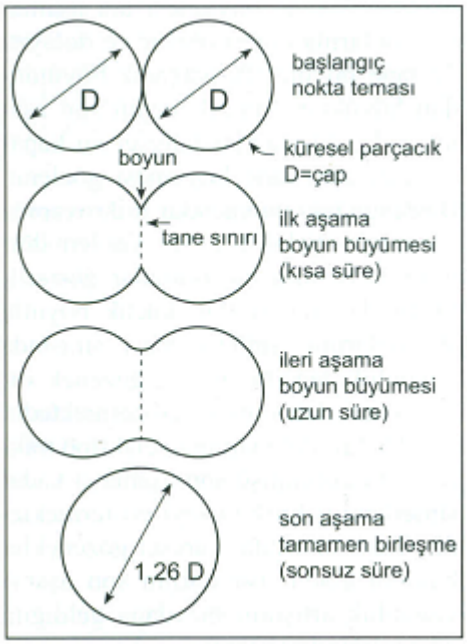
Bu şekilde T_1 sıcaklığında ve X_1 bileşiminde A ve B malzemeleri arasında katı hal sinterlemesi meydana gelmektedir. T_3 sıcaklığında ise aynı bileşimdeki malzemede sıvı faz sinterlemesi meydana gelmektedir [36, 106].

Malzemelerin sinterleme kinetiği genel olarak presleme sonrası ham yoğunluk, malzeme, partikül boyutu, sinterleme atmosferi ve sinterleme sıcaklığı gibi bazı parametreler ile belirlenmektedir. İşlemler malzemenin türüne göre oksit ortamda veya koruyucu gaz atmosferinde gerçekleştirilmektedir. Genel olarak metal ve alaşımların ergime sıcaklığının %55 - %90 düzeyi bir sıcaklıkta sinterleme işlemi yapılmaktadır. Ancak sıvı faz sinterlemesinin gerçekleştiği durumlarda düşük ergime sıcaklığına sahip malzemelerde bu sinterleme sıcaklığı ergime sıcaklığından daha yüksek olacak şekilde seçilebilmektedir. Yalnız burada oluşan sıvı faz miktarı önemlidir çünkü çok fazla olursa malzemenin şeklini bozabilir. Son ürünün yüksek yoğunluğa ulaşabilmesi için sinterleme sıcaklığı doğru seçilmesi gereken önemli bir parametredir. Yoğunlaşma yüksek sıcaklıklarda daha fazla olmasına rağmen geometrik olarak bozulma miktarınıda arttırmaktadır. Aşırı tane büyümesi bozulma miktarı arttıkça artar ve buna bağlı olarak büyük tanelerin arasına sıkışmış gözenekler oluşabilmektedir. Bu prosesin hızlı olmasından dolayı sinter sonrası ulaşılabilecek yoğunluk sınırlanmış olabilir [102].

Sinterleme süreci birçok parametrenin dikkatli olarak belirlenmesi gereken bir yöntemdir [106]. Isıtma rejiminin, sıcaklığın, sürenin ve atmosferin kontrolü sinterlemede tekrarlanabilir sonuçlar almak açısından önemlidir [36].

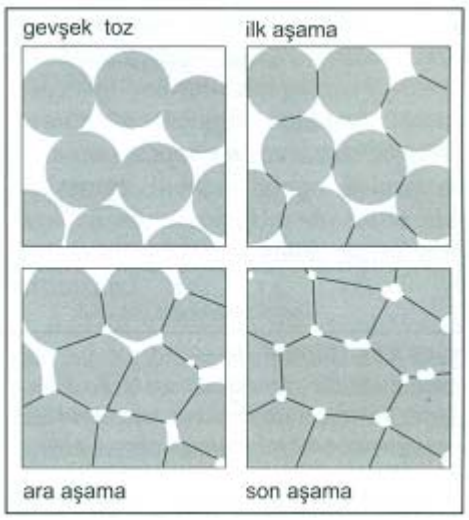
6.1 Katı-Hal Sinterleme Teorisi

Sinterlemedeki temel olaylardan birisi partiküllerdeki yüzey enerjisinin azaltılmasıdır. Yapıdaki atomların rasgele hareketleri neticesinde mikroyapıdaki boşluklar dolar. Yapıda yüzeyde meydana gelen geriImeye bakarak kavisli yüzeylerin atom yerleşmeleri üzerine etkisini incelenebilir [36, 95, 96, 106].



Şekil 6.3 : Katı hal sinterlemesinde partiküller arası boyun verme şeklinde gerçekleşen sinterleme aşamaları [36, 95, 96, 106].

Tane sınırı, parçacıklar arası temas noktasındaki boyun büyümesi sonucu oluşur. Birbiriyle temas halinde veya yakın olan iki partikül birleşerek yeterli süre olduğu takdirde iri bir partikül oluşturur, gösterildiği gibi birbiriyle temas halinde veya yakın olan küresel iki partiküle ait model Şekil 6.3'de verilmiştir. Ham malzemeyi oluşturan yapı içerisindeki her bir partikülün pekçok temas noktası vardır. Birbirine temas eden partiküller arasındaki bağ sinterlemenin aşamaları ilerledikçe büyür ve birleşirek taneleri oluşturur. Partikülün herbir temas noktasında farklı bir tane sınırı gelişerek katı-buhar ara yüzeyinin yerini alır. Uzun süre sinterleme iki partikülün birleşerek çapı başlangıç çapının 1,26 katı olan tek küresel partikül veya tane oluşturması için sinterlemenin belli bir süre devam etmesi gerekmektedir. Sinterlemede ilk aşama, birkaç noktada boyun büyümesi ile başlar. Ancak herbir boyun diğerinden bağımsız olarak büyür [36, 95, 96, 106]. Bu boyun gelişimi Şekil 6. 4 'de gösterilmiştir.



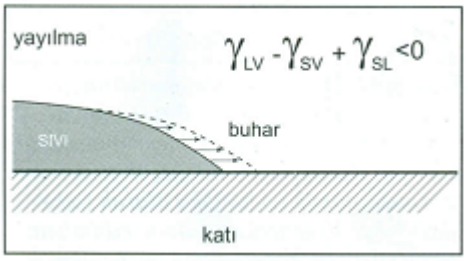
Şekil 6.4 : Ham malzemede katı hal sinterlemesinin değişik aşamaları [36, 95, 96, 106].

Partiküllerin oluşturduğu boyunlar ilk başta küçüktür ve birbirleri ile etkileşim halinde değildir, bununla birlikte yapıdaki gözenekler köşelidir ve oluşan tane boyutu küçüktür. Ara aşamaya gelindiğinde yapıdaki gözenekler gelişerek daha düzgün hale gelir, birbirine komşu olan boyun bölgeleri birbiriyle etkileşerek birleşmeyi yapmamıştır; oluşan tane sınırlarıda yapıdaki gözenekler arasında kalmıştır. Sinterlemenin son aşamasında artan sıcaklıkla gözenekler azalarak, kapalı por haline gelmiştir. Oluşan tane boyutu sıcaklıkla birlikte artmıştır. Atomlar arası difüzyonla oluşan boyun zamanla dışbükey bölgedeki atomların difüzyonu ile meydana gelen bir içbükey oluşum gösterir. İç bükeyin kavisi, boyun büyüdükçe azalır ve sintelemede yavaşlama olur [36, 95, 96, 106]. Sinterlemenin ara aşamasında, atomların oluşturduğu boyunlar diğerleri ile etkileşir ve birleşerek büyür. Sinterlemenin sonuna doğru yapıdaki taneler büyümesiyle birlikte ve mevcut gözenekler küçülür. Sinterlemenin son aşamasında artık mevcut olan gözenekler kapalı olup şekil olarak küreseldir. Yapıdaki gözenekler, eğer önemli oranda yapı içinde bulunurlarsa bu tane büyümesine engelleyici etki yapar [36, 95, 96, 106].

6.2 Sıvı Fazlı Sinterleme

Sinterleme hızını sinterleme işlemi yapılırken artan sıcaklık yapıda oluşan sıvı faz önemli ölçüde artırır. Burada sıvı fazın temel işlevi, sinterleme işlemi sırasında meydana gelen tanelerin arasındaki sınırları ve boşlukları doldurarak yoğunlaşmayı sağlamasıdır [36, 95, 96, 106]. Sıvı faz sinterlemede önemli olan en temel unsurlardan biriside oluşan sıvı fazın ıslatma açısıdır. Oluşan sıvı fazın katı tanelerin

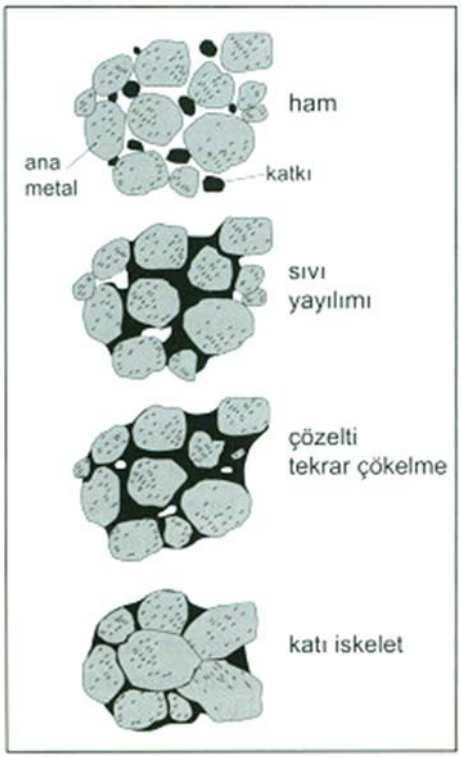
üzerine yayılması olayı şekil 6.5'de verilmiştir. Sıvının yayılarak ıslatabilmesi için katı tanelerle küçük temas açısına sahiptir. Temas açısı, sıvı ve katı arasındaki yüzey enerjilerinin dengesi ile tanımlanır. Yüzey gerilmesi, katı taneleri ıslatan bir sıvı yapının yoğunlaşmasına yardımcı olan ve kılcal kuvvet olarak tanımlanır. Çoğunlukla, ıslatma işlemi katının sıvı içinde kısmi olarak çözündüğü durumlarda gerçekleşir. Tamamen bir çözünme olmaz. Bu çözünme ile aynı zamanda katının sıvı içerisindeki hareketide kolaylaşır. Sıvı faz sinterlemesindeki yayınım hızları, katı hal sinterlemesindeki yayınımından oldukça fazladır[36, 95, 96, 106].



Şekil 6.5 : Sıvı fazlı sinterlemede katı tanelerin oluşan sıvı ile ıslatılması [36, 95, 96].

Sıvı fazlı sinterlemesinde ham yapıyı oluşturan toz partiküllerden veya bileşimlerden düşük sıcaklıkta ergiyen partiküllerin veya bileşiklerin ergimeye başlaması ile daha ergime sıcaklığı yüksek olan partiküllerin ve bileşiklerin oluşan sıvı ile kapiler kuvvetler yardımıyla ıslatılması temel gereksinimdir [36, 95, 96]. Sıvı fazlı sinterlemenin gerçekleşme aşamaları Şekil 6.6'da verilmiştir.

Sinterleme işlemi süresince yüksek ergime sıcaklığına sahip ana bileşen katı durumdadır ve yapıdaki sıvı faz oluşumu, karışım içindeki hacimce daha az miktarlarda olan ikinci veya üçüncü bileşenlerden kaynaklanır. İşlemin ilk safhalarında, daha düşük sıcaklıklarda öncelikle tanelerde katı hal sinterlemesi etkisi olur ve birbirine bağlanır. Daha sonra artan sıcaklıkla ergime sıcaklığı düşük olan bileşenlerin kısmi olarak ergimeye başlaması ile oluşan sıvı ile taneler yeniden düzenlenir ve malzemede hızlı bir yoğunluk artışı olur [36, 95, 96, 106]. Atomik difüzyonla oluşan katı bağları, sıvı faz tarafından ıslatılarak oluşmuş çözülür ve yapı yeniden düzenlenir. Daha sonraki süreçte, katı tanelerin belirli yönlerde hareketi ve tane sınırlarında sıvı fazın çökelmesi ile sıvı katı atomların taşıyıcısı olur. Bu işlem sırasında tamemen ıslatılan daha küçük taneler veya partiküller sıvı içinde büyük oranda çözünürek sıvı yardımıyla yayınır ve yapıdaki büyük tanelerin üzerine çökelir. Katının tane boyutu ne kadar küçük olursa çözünürlüğü o kadar artar[36, 95, 96].



Şekil 6.6 : Sıvı faz sinterlemesinin aşamaları [36, 95, 96, 106].

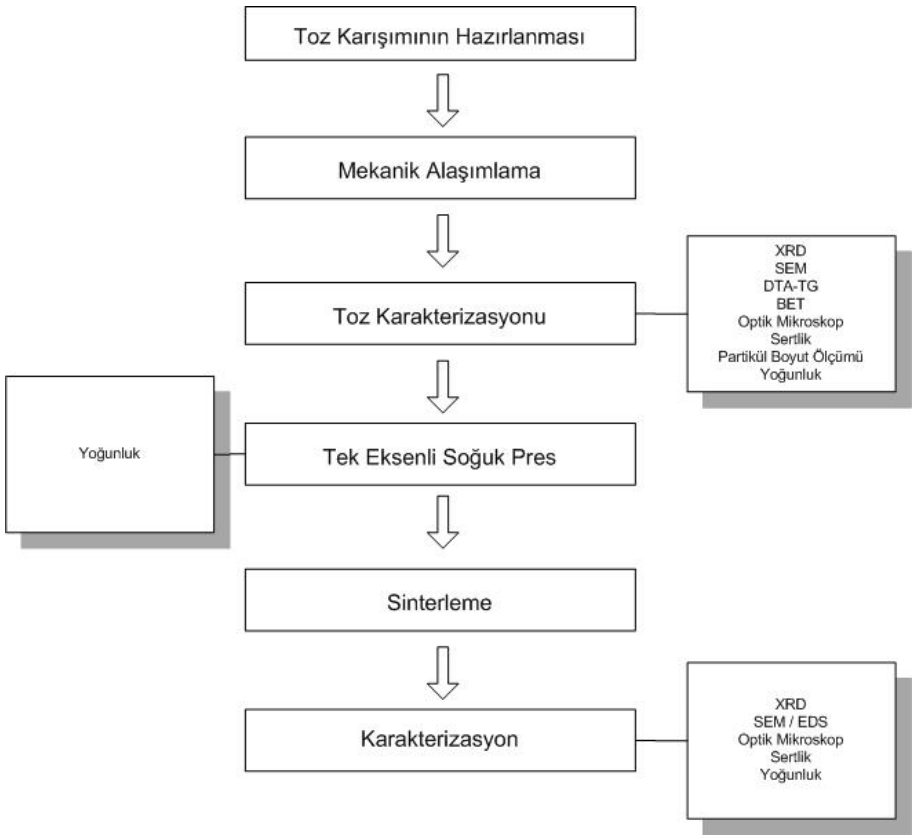
6.3. İşlem Atmosferi

Sinterleme sırasında kullanılan atmosfer çok önemlidir. Özellikle metaller ve alaşımları başta olmak üzere oksit olmayan seramiklerinde sinterlemesinde kullanılan atmosferin yüksek sıcaklıktaki meydana gelen kimyasal tepkimeleri kontrol edilmesi ve istenmeyen fazların oluşmasının engellenmesi açısından çok önemli rolü vardır[36, 95, 96]. Bununla birlikte şekillendirmede veya alaşımlamada kullanılan bağlayıcıların veya yağlayıcıların sistemden uzaklaştılması, numunelerdeki ısı yayınımının arzu edilen düzeyde olması, zararlı katkıların ve fazların oluşumunun engellenmesi gibi son kimyasal bileşiminin kontrol edilmesinde, atmosfer önemlidir. Şekillendirilmiş ham malzeme, eğer doğru koşullar seçilmedi ise etrafındaki atmosfer ile kimyasal etkileşime girer, bazen bu bazı ürünler için istenilen bir durumdur. Karbürleme ve nitrürlerne tepkimeleri buna en uygun örneklerdir. Buna karşılık oksit atmosfer ortamı indirgeme ile atmosfere gaz transferine sebep olur. Metallerin, sinterlenme sırasında oksitlenmemesi için kullanılan koruyucu atmosfer gazındaki nemin ve yine fırın içindeki nemim sistemden uzaklaştırılması gerekmektedir ve metaller için genellikle indirgeyici atmosfer gereklidir. Hangi malzeme grubu olursa olsun belirli bir ideal sinterleme atmosferi yoktur [36, 95, 96].

7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Mekanik alaşımlama (MA) teknikleri kullanılarak alüminyum (Al) ve silisyum (Si) ana matriks içersine pekiştirici fazların zirkonyum diborür (ZrB_2) ve titanyum diborür (TiB_2) ayrıca ana matriks içine tane küçültücü ve sinterlemeyi kolaylaştırıcı olarak itriyum oksit (Y_2O_3), lantan oksit (La_2O_3) ve seryum oksit (CeO_2) katılması ile ilgili çalışmada MA süresinin ve ilave edilen sert seramik partikül katkıların miktarının oluşturulan kompozit yapısına ve özelliklerine etkisi incelenmiştir. Çalışma konusu kapsamında öncelikle ağırlıkça %80 Al-%20 Si içeren ana matriks toz karışımı 1-20 sa arası değişen sürelerde MA'lanmış buradan çıkan sonuçlara göre yapı ve özellikler açısından en optimum süreler tespit edilmiştir. Çeşitli süreler öğütülen toz numuneler üzerinde yapılan partikül boyut dağılımı, kimyasal kompozisyon ve mikroyapısal karakterizasyon çalışmalarını takiben MA'lanmış toz kompozitleri aynı koşullarda preslenmiştir. MA yöntemiyle üretilmiş olan kompozit tozların karakterizasyon çalışmaları, X-ışınları difraktometresi (XRD), optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) çalışmaları ve termal analiz deneyleri diferansiyel taramalı kalorimetri (DSC) ve termogravimetrik analiz (TG) ile tamamlanmıştır. Çalışma esnasında kullanılacak kompozisyonlar çeşitli deneme çalışmaları ve literatür incelemesi ile belirlenmiştir. Bütün çalışma süresince ana matriks bileşimi sabit olarak tutulmuştur. Matriks bileşimin belirlenmesinin ardından ilave edilecek pekiştirici miktarı belirlenmiştir. Buna göre ağ.%5, ağ.%10 oranında TiB_2 ve ağ.%5, ağ.%10 ve ağ.%15 oranında ZrB_2 ayrıca ana matriks için ağ.%0.5, 1, 2, 5 oranında Y_2O_3 yine ağ.%0.5, 1, 2, 5 oranında La_2O_3 ayrıca ağ.%0.25, 0.5, 1, 2, 5 oranında CeO_2 ilave edilmesine karar verilmiştir. Pekiştirici fazların ilave edilmesinde bu fazların yoğunlukları ve kaplayacakları hacim dikkate alınmıştır. Yalnız katkılı olan kompozitlerin MA süreleri borür katkılı olanlar için aşınmadan gelen kirlenmeyi azaltmak için en fazla 8 saat olarak uygulanırken oksit katkılı olanlar için DSC sonuçlarına göre ana matriks karışımının tamamen gerçekleştiği 4 saat tek bir süre olarak seçilmiştir. Üretilen kompozitlerin mekanik alaşımlama,

pekiştirme ve gazaltı sinterleme ve karakterizasyon süreçlerine yönelik akım şeması Şekil 7.1.'de gösterilmiştir



Şekil 7.1 : Deneysel süreçlerin akım şeması

7.1 Malzeme Seçimi

7.1.1 Alüminyum (Al)

Çalışmada oluşturulacak kompozisyonda en yüksek miktarda kullanılan Al tozu Alfa Aesar Firmasında temin edilmiştir. %99.5 saflık düzeyindeki tozların ortalama partikül boyutu boyutu 10 μm civarındadır. Bu parçacık boyutu oluşturulacak kompozit tozunda kullanımda herhangi bi olumsuz etki yaratmayacağından tozlara herhangi bir ön işlem yapılması gereği görülmemiştir.

7.1.2 Silisyum (Si)

Kullanılan silisyum tozlarının ilk partikül boyutu 130 μm civarındadır. Bu büyüklükte tozların kompozitte kullanımı yapıda aglomerasyon oluşumuna ve silisyum tozları çevresinde malzemelerin toplanmasına sebep olup yapının homojen olarak karışmasına imkan vermeyecektir. Bu nedenle granül haldeki Si 120 dak.

süreyle Spex^{TM} Dual Mixer-Mill 8000D yüksek enerjili öğütücü ile öğütülmüştür. Öğütme sonucunda Si tozunun partikül boyutu 5 μm' ye kadar küçülmüştür.

7.1.3. Titanyum diborür (TiB_2)

Kullanılan TiB_2 tozları yine Alfa Aesar firmasından alınmış olup yaklaşık olarak 8 μm ortalama partikül boyutuna sahiptirler. Bu boyut yapıda pekiştirici olarak kullanılacak olan TiB_2 için oldukça uygundur ancak genel olarak pekiştirici partikül boyutunun matriks malzemesinin partikül boyutundan daha düşük olması tercih edilmektedir.

7.1.4. Zirkonyum diborür (ZrB_2)

Kullanılan ZrB_2 tozları yine Alfa Aesar firmasından alınmış olup yaklaşık olarak -325 mesh ortalama partikül boyutuna sahiptirler. Bu boyut yapıda pekiştirici olarak kullanılacak olan ZrB_2 için biraz fazladır çünkü genel olarak pekiştirici partikül boyutunun matriks malzemesinin partikül boyutundan daha düşük olması tercih edilmektedir.

7.1.5 İtriyum oksit (Y_2O_3)

Kullanılacak bir diğer pekiştirici olan Y_2O_3 tozları ortalama olarak 10 μm civarı bir partikül boyutuna sahiptir. Bu boyut kompozitte kullanılması için yeterli bulunmuş olup bu tozlara herhangi bir ön işlem uygulanmamıştır.

7.1.6 Lantan oksit (La_2O_3)

Lantanyum oksit (La_2O_3), yeryüzünde nadir bulunan lantanyum ve oksijen elementlerinden oluşan inorganik bir bileşiktir [107-109]. Lantanyum oksit, ferroelektrik malzemelerin geliştirilmesinde, optik malzemelerin üretiminde ve bazı katalizörler için hammadde olarak kullanılır. La_2O_3, gözlük yapımında; malzemenin yoğunluğunu, kırılma indeksini ve sertliğini artırmak için tercih edilir. Ayrıca lantanoksit tungsten, tantalyum ve toryum oksitler ile birlikte camın alkaliye karşı direncini geliştirir [107-111]. Lantanoksit, piezoelektrik ve termoelektrik malzemeler üretimi için katkı malzemesidir. Otomobil egzoz filtrelerinde katalizör olarak lantanoksit kullanılır. Ayrıca X-ışınlarını görüntüleme ekranları, fosforlar aynı zamanda dielektrik ve seramiklerin iletkenliğinde kullanılır. Parlak bir ışıma özelliği vardır [107-111].

La_2O_3 filmleri, kimyasal buhar eğilimi, atomik katman biriktirme, termal oksidasyon, püskürtmeye sıcak sprey yöntemleri kullanılarak üretilir. Birikme ve bu filmlerin oluşması için gerekli sıcaklık 250-450 derecedir. Polikristalin filmler 350 derecede oluşur [107-111].

Bu çalışmada kullanılan La_2O_3 tozları yine Alfa Aesar firmasından alınmış olup yaklaşık olarak 12 μm ortalama partikül boyutuna sahiptirler.

7.1.7 Seryum oksit (CeO_2)

Seryum(IV)oksit, yeryüzende az bulunan seryum metalinin oksitli bileşikleridir. Ayrıca serik oksit seria seryum oksit veya seryum dioksit olarakta bilinir. Soluk sarı ve beyaz toz rengindedir ve kimyasal formülü CeO_2'dir [112-116]. Seryumoksit, seryum oksalat ve seryum hidroksit'in kalsinasyonu sonucunda meydana gelir. Seryum oksit tozu hafif higroskopiktir ve atmosferden düşük miktarda karbondioksti absorbe eder. Seryumoksitin diğer bileşiği Seryum (III)oksit (Ce_2O_3) kararsız bir bileşik olup sıcaklık ve basınç açısından standart şartlar altında seryum(IV)okside dönüşür. Seryumoksit seramiklerde, camların ışığa karşı hassalaştırılmasında, katalizör ve katalizör katkısı olarak, cam ve taş boyasında kullanılır. Ayrıca hidrokarbon oksidasyon katalizörü ile yüksek sıcaklık anında kendini temizleyen duvar boyalarında kullanılır [112, 113, 114]. Görünür ışıkları saydamlaştırırken, ultraviyole radyasyonu güçlü bir şekilde absorbe eder. Bu yüzden güneş kreminde bulunan çinko oksit ve titanyum dioksit yerine düşük fotokatalitik hareketlilikten dolayı Seryum oksit kullanılabilir. Bununla birlikte, termal katalitik özellik, amorf silika ve bornitrat partikülleri ile kaplanarak artırılmaktadır. Nanopartiküllerin kullanımı vücut ve organlara nüfuz etmeye neden olabilir ve bu güvensiz olarak eleştirilmiştir. Seryum oksit, katalitik dönüştürücü i filtrelerde bir kullanım alanı bulmuştur. Toryumdioksit ve göz kamaştırıcılar yerine seryum dioksit kullanılmaya başlanmıştır [112-116].

Bu çalışmada kullanılan CeO_2 tozları yine Alfa Aesar firmasından alınmış olup yaklaşık olarak 12 μm ortalama partikül boyutuna sahiptirler.

7.2 Mekanik Alaşımlama Süreçleri

Bu çalışmada üretilen kompozit tozlardan Al-20Si ana matriks alaşımı tozları sert seramik partikül takviyeli olanlara göre çok daha uzun süre öğütülürken ağrlıkça %5

ve TiB_2 ile %5, 10 ve 15 ZrB_2 sert seramik partikülleri katkılı olanlar maksimum 480 dakika öğütülmüşlerdir. Çünkü katkılı sistemlerde sisteme öğütücü ortamın aşınmasından gelen kirlilik çok fazla miktarda olmaktadır. Oksit katkılı olan kompozisyonlar için ise sadece tek bir öğütme süresi olarak 240 dakika seçilmiştir. 8000D™ Spex (Şekil 7.2) öğütücü kullanılarak 1200 devir/dakika hızda mekanik olarak alaşımlanmışlardır. Al-20Si ana matriksi MA ile 60, 120, 240, 480, 720, 900 ve 1200 dakika numuneler üretilmiştir. Tüm toz kompozisyonları için öğütücü ortam olarak paslanmaz çelik öğütücü kap ve çelik bilya (¼ inç) kullanılmıştır. Çalışmada kullanılacak bilya/toz oranı olarak 8'e 1 seçilmiştir. MA esnasında tozların hava ile teması ile oluşabilecek oksitlenmeleri önlemek amacıyla öğütme işlemine başlanmadan önce tozlar "Plaslabs™" (Şekil 7.3) marka kapalı ortam kutusuna alınmıştır. Mekanik pompa yardımıyla kapalı ortam kutusundaki hava vakumlandıktan sonra yüksek safiyette argon (Ar) gazı geçirilmiştir. Tozlar öğütme kavanozlarına bu ortam altında yerleştirilmişlerdir ve kavanozlar kapalı ortam kutusunda kapatılmış ve hava ile tozların teması engellenmiştir. Mekanik alaşımlama işlemleri bittikten sonra, tozlar yine aynı şartlar altında açılarak yapılacak deneyler için gerekli miktarlarda çıkarılmıştır. Çalışmada kullanılan mekanik alaşımlama işlemlerinin gerçekleştirildiği çift kavanozlu Spex™ 8000D yüksek enerjili bilyalı öğütücü cihazı Şekil 7.2'de görülmektedir. Şekil 7.3'te tozların hava şartlarından etkilenmemesi için harmanlanıp, kavanoza konuldukları ve mekanik alaşımlama işlemleri sonrasında kavanozlardan çıkartıldıkları "Plaslabs™" kapalı ortam kutusu görülmektedir.



Şekil 7.2 : Spex™ yüksek enerjili öğütücü.

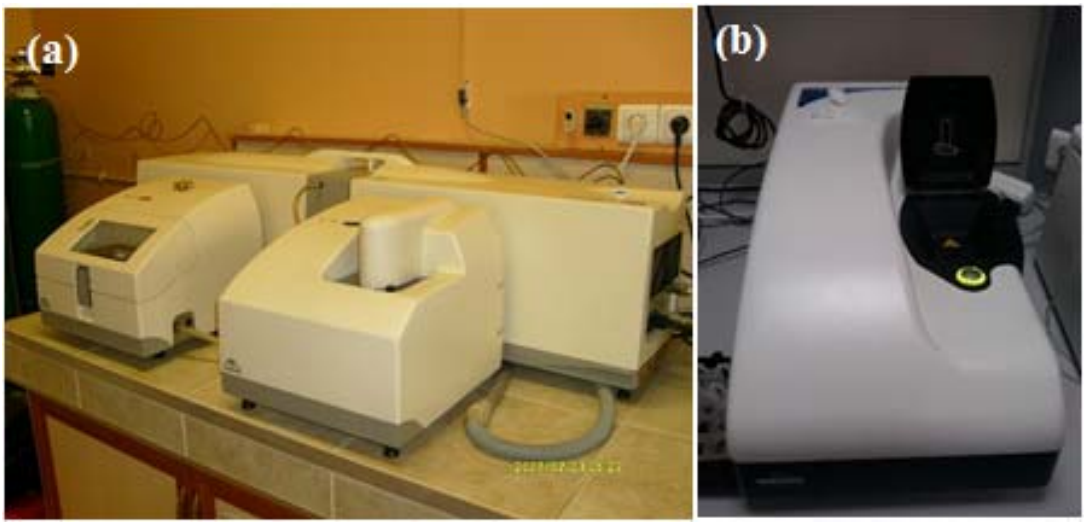


Şekil 7.3 : Kapalı ortam kutusu.

7.3 Toz Karakterizasyon Deneyleri

7.3.1 Partikül boyutu ve zeta potansiyeli ölçümü

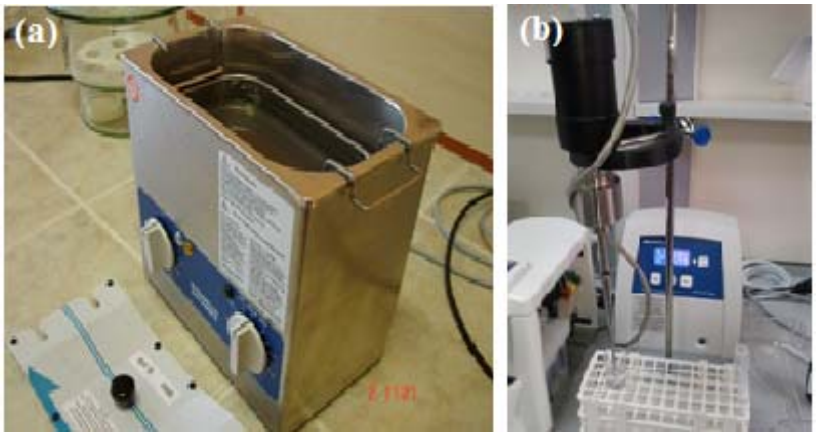
Başlangıç tozlarının ve mekanik alaşımlanmış kompozit tozlarının partikül boyut dağılım ölçümleri Malvern Instruments™ marka Mastersizer 2000 (Şekil 7.4a) ve Malvern Instruments™ Zetasizer Nano(Şekil 7.4b) model lazer partikül boyut ölçüm cihazları ile gerçekleştirilmiştir. Ayrıca öğütülmüş tozların partikül boyutlarını ölçmek sadece ultsasonik banyoda bekletmekle mümkün olmadığı için öncelikle bu tozların Zeta sizer nano cihazında zeta potansiyelleri ölçülmüş, zeta potansiyelinde uygun değerler elde edildikten sonra partikül boyut ölçümüne geçilmiştir. Partikül boyut ölçümleri saf su ortamında yapılmıştır. Ölçüm esnasında kullanılan saf su Elga marka saf su cihazından sağlanmıştır (Şekil 7.5). Mastersizer 2000 cihazında ölçüme başlamadan önce tozlar 20 dakika Bandalin Sonorex (Şekil 7.6a) marka ultrasonik banyoda bekletilirken öğütülmüş tozların ölçüldüğü zetasizer nano cihazında ölçüm öncesi tozlar sodyum hekzametafosfat ile hazırlanmış çözelti içinde Bandalin homojenizatör (Şekil 7.6b) ile 10 dakika karıştırılmış böylece her iki ölçüm sisteminde de aglomerasyonların dağıtılması amaçlanmıştır. Şekil 7.4'de Malvern Instruments Mastersizer 2000 ve Zetasizer Nano partikül boyut ölçüm cihazı görülmektedir.



Şekil 7.4 : Malvern Instruments™ (a) Mastersizer 2000 (b) zetasizer lazer partikül boyut ölçüm cihazı.



Şekil 7.5 : Elga™ Saf su cihazı.



Şekil 7.6 : Bandalin (a)Sonorex™ Ultrasonik banyo, (b)homojenizatör.

7.3.2 X-ışını difraksiyonu analizleri

Bu çalışmada değişik sürelerde mekanik alaşımlanmış Al-20Si ana matriks ile Al-20Si/(ağ. 5, 10)TiB_2, Al-20Si/(ağ. 5,10 ve 15)ZrB_2 borür takviyeli metal matriks kompozit tozları ile Al-20Si/(ağ. 0.5, 1, 2, 5)Y_2O_3, Al-20Si/(ağ. 0.5, 1, 2, 5)La_2O3 ve Al-20Si/(ağ. 0.25, 0.5, 1, 2, 5)CeO_2 oksit takviyeli metal matriks kompozit tozlarının faz analizleri Bruker™ D8-Advance X Işınları difraktometresi 40 kV ve 40 mA şartlarında CuK radyasyonu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ayrıca yapılan X-ışını analizleri sonuçlarından Topas™ yazılımı ile herbir öğütülmüş toz için kristalin boyutları ile öğütme sırasında yapıda oluşan kalıntı gerilmeleri hesaplanmıştır. Buna ek olarak sinter sonrası numuneler Bruker™ D8-Advance X Işınları difraktometresi 40 kV ve 40 mA şartlarında CuK radyasyonu kullanılarak karakterizasyon çalışması yapılmıştır. Şekil 7.7'de bu çalışmalar için kullanılan Bruker™ (XRD) görülmektedir.



Şekil 7.7 : BRUKER™ X Işınları difraktometresi.

7.3.3 X-Işını floresans (XRF) analizleri

Bu çalışmada mekanik alaşımlanmış Al-20Si esaslı metal matriks kompozit tozların xrf analizleri Thermo Scientific™ Niton XL3t xrf analiz cihazı kullanımıyla gerçekleştirilmiştir. Buradaki amaç öğütme işlemi sırasında yapıya öğütme ortamından gelen Fe ve Cr kirliliklerinin miktarını tespit etmektir. Kullanılan xrf cihazı Şekil 7.8 te verilmiştir.



Şekil 7.8 : Thermo Scientific™ Niton XL3t xrf analiz cihazı.

7.3.4 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Çalışmaları

Taramalı elektron mikroskop çalışmaları (SEM) Jeol™-JSM-T330 (şekil 7.9a) ve Jeol™-JSM-7000F (Şekil 7.9b) Taramalı Elektron Mikroskobu ile 20 KV voltaj ile gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.9'da Jeol™-JSM-T330 ve Jeol™-JSM-7000F Taramalı Elektron Mikroskobu (sem) görülmektedir.



Şekil 7.9 : (a)Jeol™-JSM-T330 (b) Jeol™-JSM-7000F Taramalı Elektron Mikroskobu

7.3.5 Geçirimli elektron mikroskobu (TEM) çalışmaları

Geçirimli elektron mikroskop çalışmaları (TEM) Jeol™-JSM-2000EX model cihaz ile 160 KV voltaj ile gerçekleştirilmiştir. Şekil 7.10'da Jeol™-JSM-2000EX (TEM) görülmektedir.



Şekil 7.10 : Jeol™-JSM-2000EX

7.3.6 Metalografik numune hazırlama

Mikroyapı ve faz karakterizasyonları optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve x-ışınları difraktometresi (XRD) destekli analizler ile gerşekleştirilmiştir. Sinterlenmiş numuneler öncelikle Struers™ Labopress-1 bakalite alma cihazı (Şekil 7.11.a) ile Struers™ Epofix reçine yardımıyla metalografik işlemler için soğuk bakalite alınmışlar ve Struers™ Tegrapol-15 (Şekil 7.11.b) otomatik parlatma cihazı kullanımı ile mikroyapısal gözlemler için parlatılmışlardır.



(a) **(b)**

Şekil 7.11 : (a) Struers™ Bakalite alma cihazı (b) Struers™ Parlatma cihazı.

7.3.7 Optik mikroskop çalışmaları

Parlatılmış numunelerde Nikon™ Eclipse L150 optik mikroskop ile Clemex™ görüntü analiz yazılımı yardmıyla incelenmişlerdir. Şekil 7.12'de NIKON™ Metal optik mikroskobu gösterilmiştir.



Şekil 7.12 : Nikon™ Metal optik mikroskobu.

7.3.8 Termal analizler

Mekanik alaşımlanmış tozların termal karakterizasyonları TA Instruments™ SDT Q600 model simültane DTA-TG-DSC analiz cihazı ile 700 °C sıcaklığa kadar 20 ºC/dakika ısıtma hızı kullanılarak argon, hidrojen gaz atmosferi ve azot süpürücü gazı kullanılarak yapılmıştır. Numuneler alümina potalarda analiz edilmiştir. Şekil 7.13'de TA Instruments™ termal analiz cihazı görülmektedir.



Şekil 7.13 : TA Instruments™ Termal analiz cihazı.

7.3.9 Mikrosertlik ölçümleri

Mekanik alaşımlanmış tozların mikrosertlik ölçümleri, Shimadzu™ mikrosertlik test ekipmanında Vikers uç kullanımı tozlar için 10 gramlık yük altında 15 saniye süre ile gerçekleştirilmiş olup, en az 15 başarılı sertlik ölçümünün ortalaması alınarak hesaplanmıştır. Şekil 7.14'de mikrosertlik ölçümlerinin gerçekleştirildiği cihaz olan Shimadzu™. mikrosertlik test cihazı görülmektedir.



Şekil 7.14 : Shimadzu™ Mikrosertlik test cihazı.

7.4 Presleme

Mekanik alaşımlanmış tozlar öncelikle değişik basınçlar altında preslenmiş sadece Ai-20Si ana matriks ve ana matriks içine CeO_2, La_2O_3 ve Y_2O_3 gibi nadir toprak elementlerinin oksitlerinin ilave edildiği sistemler 550 MPa basınç altında yaklaşık 12 mm çapında silindirik rijit kalıplar içerisinde, kalıp duvarları yağlanmış 10 tonluk hidrolik pres (MSE) kullanımı ile soğuk preslenmişlerdir. Fakat Al-20Si ana matriksi içine ZrB_2 ve TiB_2 gibi sert seramik fazlarının ilave edildiği sistemlerde presleme basınçları değiştirilmiştir. Özellikle 240 ve 40 dakika öğütülen tozlar 400 MPa'da daha düşük öğütme sürelerindeki numuneler ise 550 MPa basınç altında preslenmişlerdir. Şekil 7.15'de bu çalışmalarda kullanılan hidrolik pres görülmektedir.



Şekil 7.15 : Tek eksenli hidrolik el presi.

7.4.1 Yoğunluk ölçümleri

Preslenmiş tozların yaş yoğunlukları ve sinter yoğunlukları Şekil 7.16'te görülen Quantchrome Instruments marka Ultrapynometer™ 1000 modeli gaz piknometresi yardımıyla ölçülmüştür.

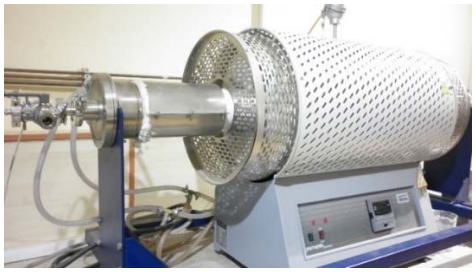


Şekil 7.16 : Quantachrome™ Yoğunluk ölçüm cihazı.

7.5. Sinterleme Çalışmaları

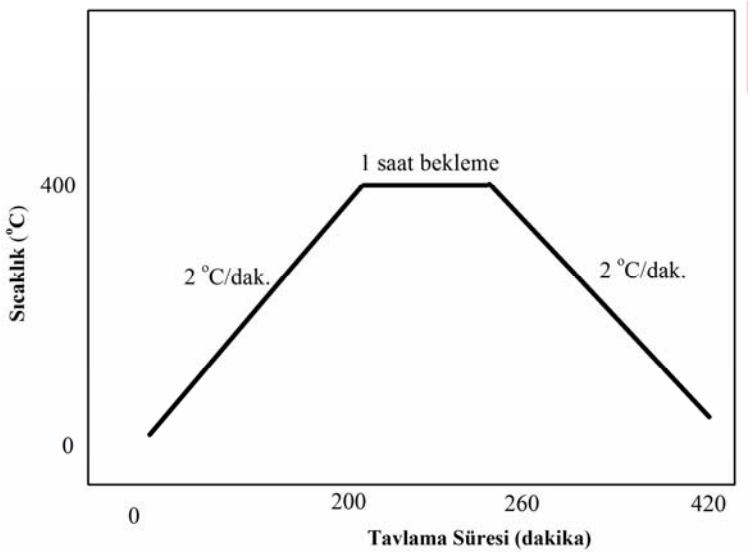
7.5.1 Bağlayıcı giderme

Numunelerin mekanik alaşımlama esnasında kavanoz çeperlerine sıvanmaması ve presleme esnasında kolaylık sağlaması amacıyla öğütme işlemi öncesinde yapıya bağlayıcı olarak stearik asit ilave edilmiştir. Yapıda bulunan bu stearik asit ($CH_3(CH_2)_{16}COOH$) sinterleme esnasında malzeme içerisinde sıkışıp por oluşumuna sebep olabileceği ya da daha sinterleme esnasında uçarak fırına zarar verebileceği için presleme öncesi öğütülmüş numunelere bağlayıcı giderme işlemi uygulanmıştır. Stearik asit 380 ºC'de buharlaşmaktadır. Yapılan denemeler de 400 ºC sıcaklıkta 1 saatlik bir beklemenin numunelerde bulunan stearik asitin uçurulması için yeterli olduğu belirlenmiştir. Bağlayıcı giderme ısıl işlemi sayesinde numune içerisinde yaklaşık %3 oranında bulunan stearik asit sistemden uzaklaştırılmış hemde tozların tavlama işlemi yapılmıştır. Bağlayıcı giderme amaçlı kullanılan Protherm™ marka tüp fırın şekil 7.17'de görülmektedir.



Şekil 7.17 : Protherm™ Bağlayıcı giderme fırını.

Numunelerin bağlayıcılarının giderilmesi işleminde uygulanan ısıtma rejimi Şekil 7.18'de aşağıda verilmiştir.



Şekil 7.18 : Numunelere uygulanan bağlayıcı giderme ve tavlama fırın rejimi.

7.5.2 Dilatometre çalışması

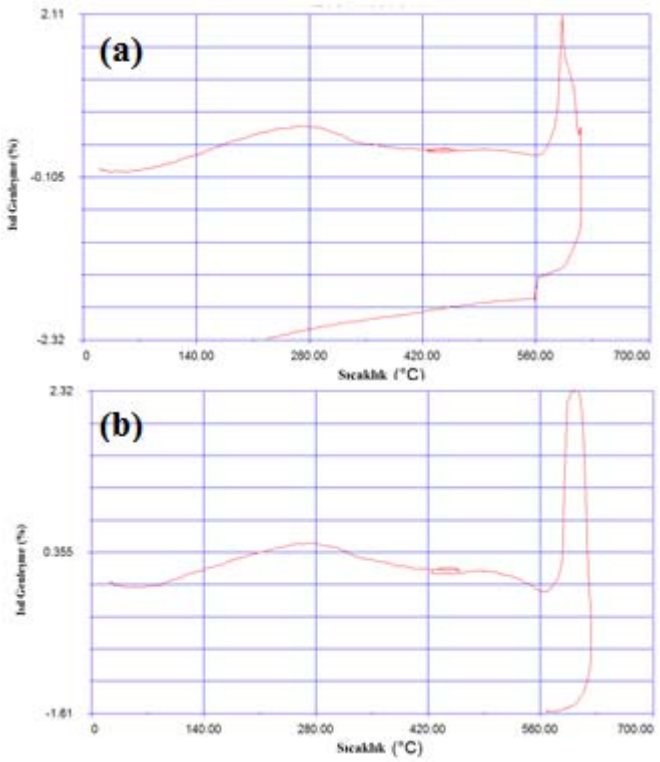
İndirgeyici sinterleme atmosferine sahip olan 1700 Anter™ dilatometresi ile mekanik alaşımlanan (MA) tozların genel sinterleme davranışları ve boyutsal değişimleri test edilmiştir. Burada DTA-DSC analizleri sonuçlarına ve Al-Si ikili faz diyagamına göre 560 ve 570 ºC'de dilatometre çalışmaları yapılmış, kısa süreliğine sistem sıcaklığının ötektik sıcaklığın üstüne çıkmasına izin verilmiş ve yapıda meydana gelen değişimler gözlemlenmiştir. Dilatometre cihazı Şekil 7.19'da görülmektedir.



Şekil 7.19 : ANTER™ Dilatometre

7.5.3 Numunelerin sinterlenmesi

Preslenmiş ham numunelerin sinterleme işlemleri vakum, hidrojen (H_2), azot (N_2) ve argon (Ar) gazları altında çalışan 1800 M Vac Graphite Linn™ kullanılarak gerçekleştirilecektir. Üretilen mekanik alaşımlanmış kompozitler için uygun sinterleme sıcaklığı yapılan literatür çalışmaları sonucu belirlenen sinterleme rejimine uygun olarak yapılan dilatometre çalışmaları ve DSC analizi sonuçlarına göre 570 °C olarak belirlenmiştir. Sinterleme vakum ve argon koruyucu gaz atmosferinde yapılmıştır. Dilatometre deney grafikleri Şekil 7.20'de verilmiştir. Şekil 7.21'de 1800 M Vac Graphite Linn™ fırınının fotoğrafı verilmiştir.



Şekil 7.20 : (a) Al20Si 4 sa MA'lanmış 560 ºC'de (b) Al20Si 4 sa MA'lanmış numunelerin 570 ºC'de dilatometre analizi.

Yapılan deneylerde argon gazı akışının sisteme etkisi incelenmiş ve sonuçta sinterleme davranışında ciddi bir değişim gözlenmemiştir. Buna ek olarak çeşitli numunlere uygulanan termal boyut değişimi deneyleri sonucunda her numunede boyutsal değişimin belirlenen 560 °C sıcaklığında meydana gelmeye başladığı gözlemlenmiştir. 560 °C sıcaklığına ulaşılmadan kısa bir süre önce boyutsal değişimin başladığı tüm numunelerde gözlenmiştir. Nispeten daha düşük sıcaklıklarda ciddi bir boyutsal farklılaşma meydana gelmemektedir. Bu yapılan

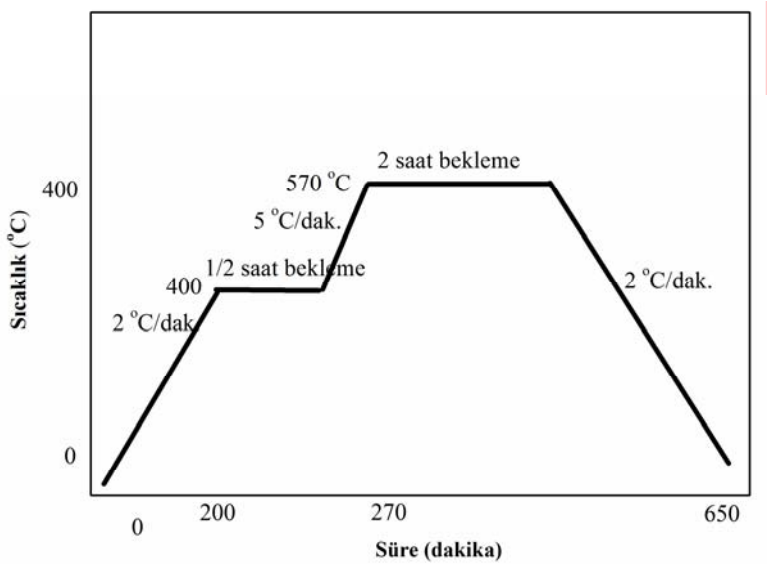
deneyler doğrultusunda Şekil 7.22'de verilen sinterleme rejiminin numuneler için uygun bir sinterleme rejimi olduğuna karar verilmiştir.

Sinterleme rejimine karar verilmesi aşamasında yapılan literatür araştırmalarında 560-580 ºC sıcaklığın genel olarak alüminyum alaşımları için standart olarak uygulanan bir sinterleme sıcaklığı olduğu görülmüştür. Buna ek olarak sinterleme esnasında numunelerin mümkün olduğunca yüksek bir yoğunluğa ulaşılabilmesi için difuzyonun gerçekleşebilmesi için yeterli zaman olmalıdır bunun için en yüksek sıcaklık olan 570 ºC'ta 120 dakika beklenmiştir.



Şekil 7.21 : LINN™ Kontrollü atmosfer sinter fırını

Numunelere uygulanan sinterleme rejimi Şekil 7.22'de verilmiştir.



Şekil 7.22 : Numunelere uygulanan sinterleme rejimi.

Numunelere uygulanan siterleme rejimi incelendiğinde başlangıçta fırın 2 °C/dakika ısıtma hızında 400 °C'ye ulaşana kadar fırın vakuma alınmıştır. Bu sıcaklıkta 30 dakika bekletildikten sonra argon koruyucu gazı sisteme verilerek yine 5 °C/dakika ısıtma hızı ile 570 °C'ye çıkılmış, bu sıcaklıkta yeterli miktarda difüzyonun meydana gelebilmesine imkan vermek amacıyla argon gazı altında 2 saatlik bir bekleme süresi uygulanmıştır. Ardından fırın yine argon gazı altında oda sıcaklığına kadar 2 °C/dakika'lık soğutma hızında soğutularak sinterleme işlemi tamamlanmıştır.

7.6 Sinterlenmiş Numunelerin Karakterizasyonu

7.6.1 Yoğunluk ölçümleri

Numunelerin sinter sonrası yoğunluk ölçümleri Precisa™ marka hassa terazinin arşimet yoğunluk ölçümü ekipmanları kullanılarak hesaplanmıştır. Şekil 7.23'te kullanılan hassa terazi görülmektedir.



Şekil 7.23 : PRECISA™ Arşimet terazisi.

7.6.2 X-ışını difraktometresi (XRD) çalışmaları

Numunelere sinter sonrası oluşmuş olabilecek fazların tesbiti amacıyla x-ışınları analizi uygulanmıştır. Kullanılan BRUKER™ marka XRD cihazı Şekil 7.7'de gösterilmiştir.

7.6.3 Taramalı elektron mikroskobu çalışmaları

Sinter sonrası yapının incelenmesi amacıyla taramalı elektron mikroskop çalışmaları Şekil 7.9'da görülen Jeol™-JSM-T330 taramalı elektron mikroskobu ile yapılmıştır.

7.6.4 Metalografik numune hazırlama

Sinterlenmiş numuneler öncelikle Struers™ Labopress-1 bakalite alma cihazı (Şekil 7.11.a) ile Struers™ Multifast siyah reçine yardımıyla bakalite alınmışlar ve

Struers™ Tegrapol-15 (Şekil 7.11.b) otomatik parlatma cihazı kullanılarak parlatılmıştır.

7.6.5 Optik mikroskop çalışmaları

Parlatılmış olan sinterlenmiş numuneler Şekil 7.12'de görülen Nikon™ Eclipse L150 optik mikroskop ile incelenmişlerdir.

7.6.6 Mikrosertlik ölçümleri

Sinterlenmiş numunelerin mikrosertlik ölçümleri, Şekil 7.14'de görülen Shimadzu™ Mikrosertlik test cihazında Vickers uç kullanımı ile 100 g'lık yük altında 15 saniye süre ile gerçekleştirilmiştir. En az 15 başarılı sertlik ölçümünün ortalaması alınarak hesaplanmıştır.

7.6.7 Aşınma testleri

Sinterlenmiş olan numunelerin aşınma testleri ana matriksi oluşturan Al-20Si ana matriks ile Al-20Si/ağ.%(0.25, 0.5, 1, 2, 5)CeO_2, Al-20Si/ ağ.%(0.5, 1, 2, 5)La_2O_3, Al-20Si/ ağ.%(0.5, 1, 2, 5)Y_2O_3, Al-20Si/ağ.%(5, 10)TiB_2 ve Al-20Si/ağ.%(5, 10, 15)ZrB_2 kompozit sistemi için yapılmıştır. Testlerde topla aşındırma yöntemi uygulanmıştır. Bu test Tribotester™ aşınma cihazında 6 mm çaplı ve korundum esaslı olan Al_2O_3 aşındırma bilyaları kullanılmıştır. Uygulanan yük 3N ve aşındırma uzunluğu 5mm ve toplamda 25 m'dir. Toplamda 2500 salınım gerçekleştirilmiştir. Aşınma testleri sonunda oluşan aşınma izinin eni ve derinliği ölçülmüş daha sonra aşınmış olan yüzeyler optik mikroskop ve SEM altında incelenmiştir. Aşınma cihazı Şekil 7.24'te verilmiştir.



Şekil 7.24 : Tribotester™ Aşınma cihazı.

8. KARAKTERİZASYON ÇALIŞMALARI

8.1 Başlangıç Tozlarının Karakterizasyonu

Çizelge 8.1'deki xrf analiz sonuçları incelendiğinde artan öğütme süresi ve artan pekiştirici faz miktarı ile aşınma artmakta ve ortama demir kirliliği gelmektedir.

Çizelge 8.1 : Değişik sürelerde MA'lanmış tozların xrf analiz sonuçları

Bileşim	MA süresi (sa)	Ağ, (%)					
		Fe	Cr	Ti	Zr	Al	Si
Al20Si	2	0,45	0,07	0	0	80,5	18,47
	4	0,75	0,09	0	0	79,52	19,34
	8	0,9	0,11	0	0	79,52	19,34
Al20Si-10TiB_2	2	2,45	0,14	8,51	0	70,35	18,27
	4	2,9	0,12	7,96	0	71,17	17,57
	8	3,66	0,12	8,5	0	69,88	17,16
Al20Si-10ZrB_2	2	2,1	0,12	0	8	70,26	18,34
	4	2,16	0,12	0	8,1	71,09	17,45
	8	2,46	0,13	0	8,2	70,03	17,67

8.1.1 Başlangıç tozları

Sunulan tez çalışmasının deneysel süreçlerinde %99,5 saflıkta alüminyum (Al) tozları ve % 99,5 saflıkta silisyum (Si) tozları ana matriks malzemeleri olarak kullanılmıştır. Pekiştirici olarak %99 saflıkta titanyum diborür (TiB_2) ve zirkonyum diborür (ZrB_2) tozları kullanılmıştır. Ayrıca farklı bir set kompozitte de yapıyı etkisini incelemek amacıyla itriyum oksit (Y_2O_3), lantan oksit (La_2O_3) ve seryum oksit (CeO_2) tozları ana matriks ile birlikte pekiştirici olarak kullanılmıştır. Malzemelerin kimyasal analiz sonuçları Çizelge 8.2'de verilmiştir.

Yapılan kimyasal analiz sonuçlarına göre Al tozları içerisinde empürite olarak Si ve demir (Fe) en yüksek miktarlara sahiptir. İki malzeme de yapıya istenerek katılacağından bu empüriteler sorun teşkil etmeyecektir. Matriks malzemesini oluşturan bir diğer metal, Si tozlarının kimyasal analizi sonucunda yapıda ağırlıkça %0,05 oranında Fe ve %0,18 Cu'ya rastlanmıştır. Bu malzemelerin atomizasyon ile

üretilen toz üretimi esnasında demirin yapısına karışmış olabileceği düşünülmektedir. Son olarak incelenen Y_2O_3, lantan oksit (La_2O_3) ve seryum oksit (CeO_2) tozlarının yapılan kimyasal analiz sonucunda %99,9 saflıkta olduğu bulunmuştur. Bu çalışmada kullanılan toz malzemelerin partikül boyut ölçümleri saf su ortamında gerçekleştirilmiştir. Tozlarda meydana gelen aglomerasyonları engellemek amacıyla tozlar 20 dakika ultrasonik banyoda bekletilmiş ve bundan sonra partikül boyut ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

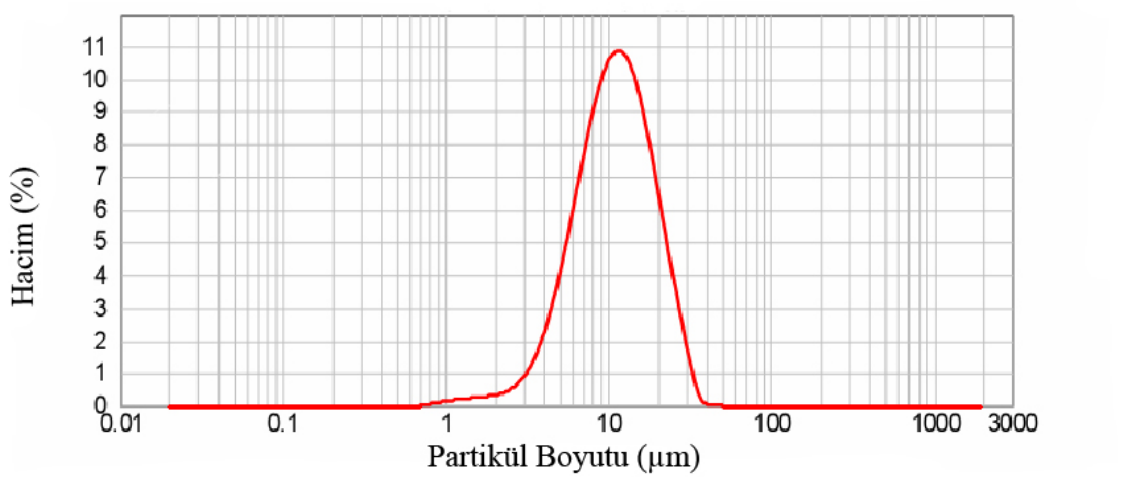
Çizelge 8.2 : Başlangıç tozlarının kimyasal analizi

Al	**Si**	**TiB_2**	**ZrB_2**	**Y_2O_3**	**La_2O_3**	**CeO_2**
% 99,330 Al	%99,5 Si	% 99 TiB_2	% 99 ZrB_2	% 99,900 Y_2O_3	% 99,900 La_2O_3	% 99,950 CeO2
% 0,400 Si	% 0,05 Fe	% 0,09 Fe	% 0,1 Fe	50 ppm Fe	35 ppm Fe	15 ppm Fe
% 0,102 Fe	% 0,180 Cu	% 0,050 Ti	% 0,050 Ti	30 ppm Ca	45ppm Ca	10 ppm Ca
% 0,040 Ca	% 0,100 Al	% 0,011 Ca	% 0,011 Ca	20 ppm La	20 ppm Ti	15 ppm Na
% 0,003 Mn	% 0,096 Mn	% 0,011 Mn	% 0,011 Mn	13 ppm Al	13 ppm Sr	10 ppm K

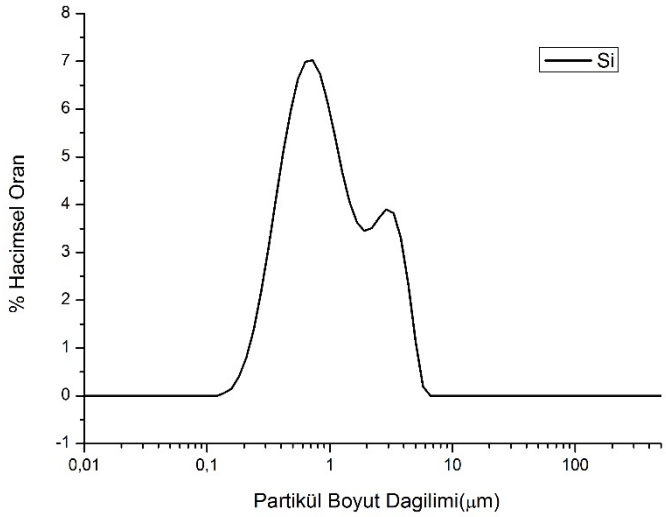
Yapılan lazer partikül boyut ölçümleri sonucu elde edilen Al, Si, TiB_2, ZrB_2 ve Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 tozlarına ait partikül boyutları Çizelge 8.3'de verilmiştir. Kullanılan -Al tozları ortalama 12 µm partikül boyutuna sahipken, başlangıçta yaklaşık olarak -100 mesh boyutundaki Si tozları ilk olarak Spex™ yüksek enerjili öğütücüde yapılan 1 saatlik öğütme işlemi sonrası ortalama 5 µm'lik partikül boyutuna indirilmiştir. TiB_2 tozlarının ortalama partikül boyutu 8 µm, ZrB_2 -325 mesh partikül boyutuna, Y_2O_3 9 µm La_2O_3 6 µm ve CeO_2 ise 12 µm'lik ortalama partikül boyutuna sahiptir

Çizelge 8.3 : Tozların ölçülen partikül boyutları.

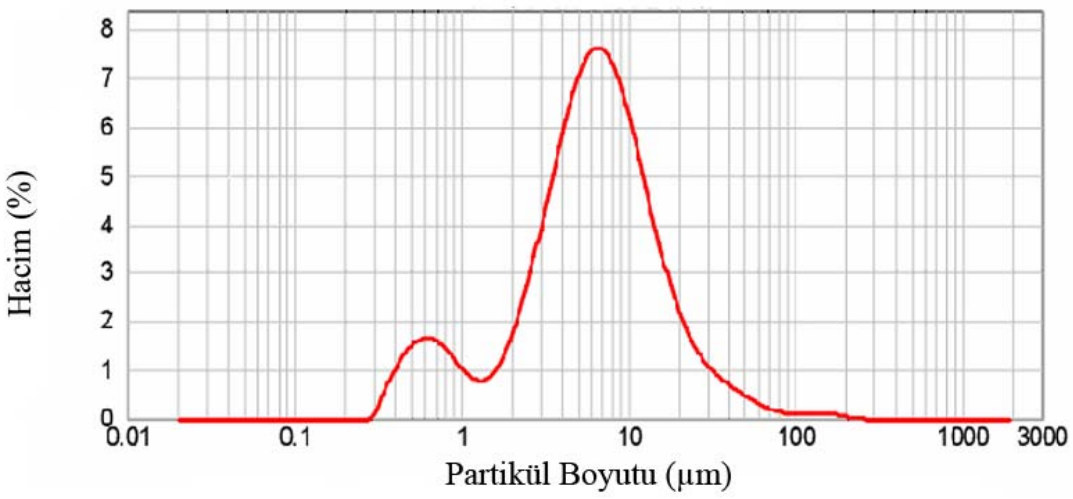
Malzeme	**Partikül Boyutu (µm)**
Al	12
Si	5
TiB_2	8
ZrB_2	-325 mesh
Y_2O_3	9
La_2O_3	6
CeO_2	12



Şekil 8.1a : Alüminyum tozuna ait partikül boyut dağılım grafiği.



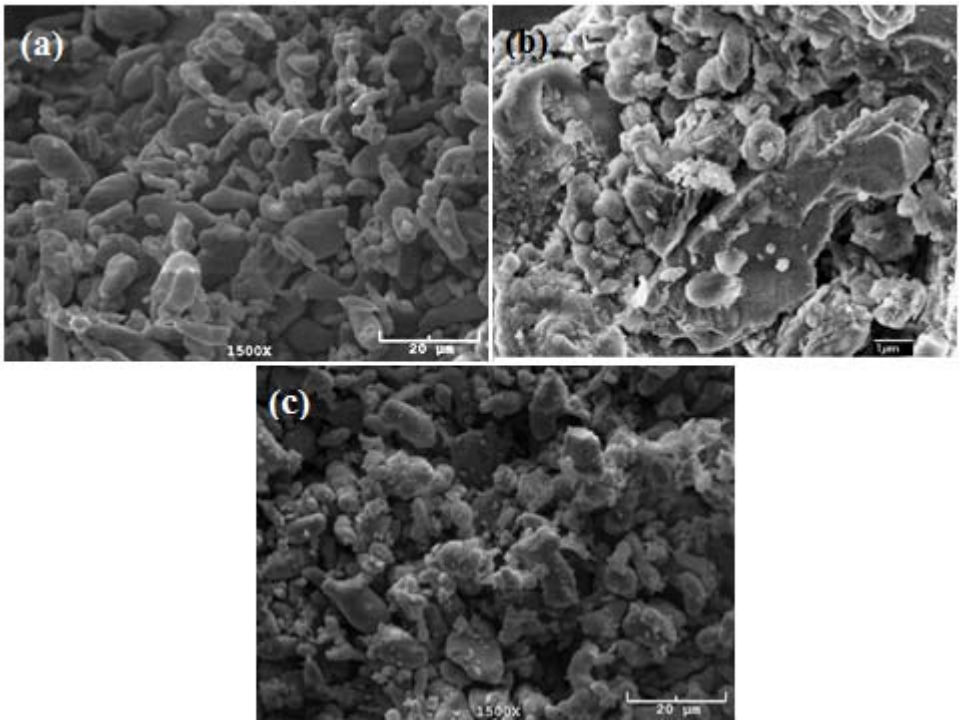
Şekil 8.1b : Silisyum tozuna ait partikül boyut dağılım grafiği.



Şekil 8.1c : Y_2O_3 tozuna ait partikül boyut dağılım grafiği.

Partikül boyut dağılım grafikleri incelendiğinde Şekil 8.1.a'da görülen alüminyuma ait partikül boyut dağılımının oldukça düzgün cıktığı görülmektedir. Alüminyum partikül boyutu dar bir alanda dağılım göstermektedir ve içerisinde cok büyük partiküller bulunmamaktadır. Silisyumun dağılım grafiği incelendiğinde 1 μm civarında ana piki vermiştir. Bu taramalı elektron mikroskobu görüntüleri incelendiğinde bu boyutta partiküllere rastlanmıştır. Kullanılan Y_2O_3 tozları nispeten düzgün bir dağılım grafiğine sahiptir. Yapı ortalama olarak 9 μm civarındadır ancak ölçüm sonucunda görüldüğü üzere bir miktar toz 1 μm'un da altındadır. Kullanılan bağlayıcı daha sonra sistemden uçurulacağından partikül boyutunun toz karışımına büyük bir etkisi yoktur.

Partikül boyut ölçümünün yanısıra tozların tane boyutunun ve şeklinin incelenmesine yönelik olarak taramalı elektron mikroskobu çalışması yapılmıştır. Fotoğraflar 20 kV ve farklı büyütme oranları (x1500–x10000) ile çekilmiştir. Bu çalışma esnasında partikül boyut incelemesi de yapılmıştır. Şekil 8.2'de kullanılan diğer başlangıç tozlara ait elektron mikroskobu resimleri gösterilmektedir.



Şekil 8.2 : (a) Al (x1500), (b) Si (x10.000), (c) Y_2O_3 (x1500) tozlarının taramalı elektron mikroskobu resimleri.

Si tozlarının taramalı elektron mikroskobu (sem) resimleri (Şekil 8.2b) 10.000x büyütme ile çekilmiş ve burada yapılan partikül boyut incelemeleri lazer partikül boyut analiz cihazından elde edilen sonuçlarla benzerlik gösteren sonuçlar elde

edilmiştir. Yapılan inceleme Si tozlarının partikül boyutunun 1-5 mikron arasında olduğunu göstermiştir. Buna ek olarak kullanılan malzemelerin toz morfolojisi sem kullanılarak incelenmiştir. Al ve Y_2O_3 partiküllerinin yapıları Si tozlarına oranla daha küresel bir yapıda olduğu gözlemlenmiştir.

8.2 Mekanik Alaşımlanmış Tozların Karakterizasyonu

Çok miktarda farklı numune olmasından dolayı tozlara üretim farklılıklarını ve bileşimlerini ayırt edebilmek amacıyla farklı isimler verilmiştir. Bu kodlama Çizelge 8.4a,b ve c'de verilmiştir. Oluşturulan kompozisyonlarda alüminyum ve silisyumdan oluşan matriks fazın bileşimi sabit tutulmuş ve matriks faz % 80 Al (ağ.) ve % 20 Si (ağ.) olarak kullanılmıştır. Ayrıca ana matrikse daha sonra pekiştirici olarak titanyum diborür (TiB_2) ve zirkonyum diborür (ZrB_2) ilavesi yapılmıştır.

Çizelge 8.4a : Toz kompozisyon bilgisi (Al-Si ve Al-Si- TiB_2 kompozisyonları).

Numune Adı	Kompozisyon Bilgisi	M.A. Süresi (saat)
Al-20Si	[%80 Al - %20 Si] (ağ.)	0
		1
		2
		4
		8
		12
		16
		20
Al-20Si-5 TiB_2	[%80 Al - %20 Si] - %5 TiB_2 (ağ.)	0
		1
		2
		4
		8
Al-20Si-10 TiB_2	[%80 Al - %20 Si] - %10 TiB_2 (ağ.)	0
		1
		2
		4
		8

Tüm pekiştirici katkılı numunelerde pekiştirici miktarıyla birlikte öğütme süreside değiştirilmiştir. Diğer bir deyişle, toz bileşiminde ağırlıkça %5 ve %10 TiB_2 ve ağırlıkça %5, %10 ve %15 oranında ZrB_2 kullanılmıştır. Öğütme süreleride 0, 1, 2, 4 ve 8 saat olarak değiştirilmiştir. Ayrıca itriyum oksit (Y_2O_3), lantan oksit (La_2O_3) ve seryum oksit (CeO_2) tozlarıda yine oksit esaslı pekiştiriciler olarak belirli oranlarda

ana matrikse ilave edilmiş ve MA süreside 4 saat olarak sabit tutulmuştur. Sadece ana matriksi oluşturan Al-Si ile ana matrikse TiB_2 ilave edilen kompozisyonların kodlamaları Çizelge 8.4a'da görülmektedir.

Üçüncü grup numunelerde de Al-Si ile ana matrikse ZrB_2 ilave edilen kompozisyonların kodlamaları Çizelge 8.4b'de verilmiştir. Oksit katkılı numunelerde de Al-Si ile ana matrikse itriyum oksit (Y_2O_3), lantan oksit (La_2O_3) ve seryum oksit (CeO_2) ilave edilen kompozisyonların kodlamaları Çizelge 8.4c'de verilmiştir.

Çizelge 8.4b : Toz kompozisyon bilgisi (Al-Si- ZrB_2 komposizyonu).

Numune Adı	Kompozisyon Bilgisi	M.A. Süresi (saat)
Al20Si-5 ZrB_2	[%80 Al - %20 Si] - %5 ZrB_2 (ağ.)	0
		1
		2
		4
		8
Al20Si-5 ZrB_2	[%80 Al - %20 Si] - %5 ZrB_2 (ağ.)	0
		1
		2
		4
		8
Al20Si-5 ZrB_2	[%80 Al - %20 Si] - %5 ZrB_2 (ağ.)	1
		2
		4
		8

Çizelge 8.4c : Toz kompozisyon bilgisi (Al-20Si-Y_2O_3, La_2O_3, CeO_2 kompozisyonları).

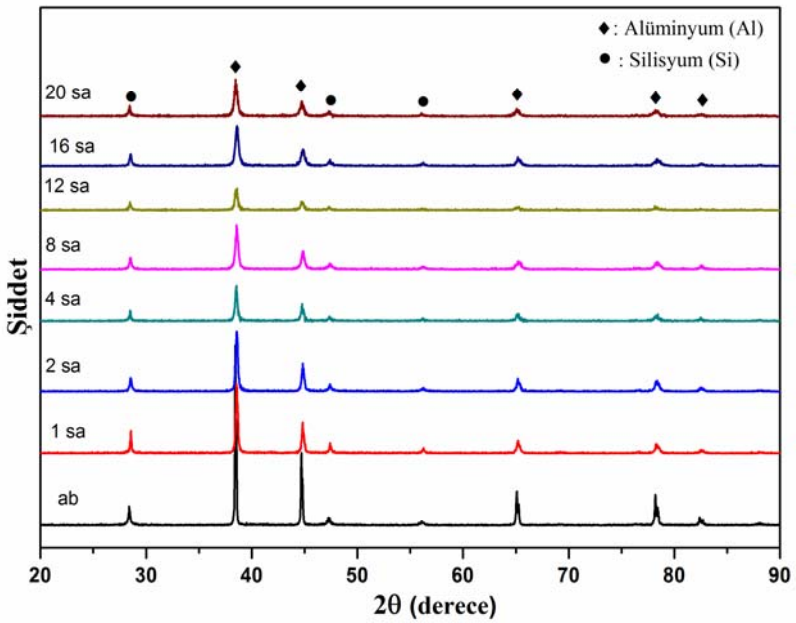
Katkı Malzemesi	Kompozisyon Bilgisi	M.A. Süresi (saat)
CeO_2	[%80Al - %20 Si] - %0.25 CeO_2 (ağ.)	**4**
	[%80Al - %20 Si] - %0.5 CeO_2 (ağ.)	
	[%80Al - %20 Si] - %1 CeO_2 (ağ.)	
	[%80Al - %20 Si] - %2 CeO_2 (ağ.)	
	[%80Al - %20 Si] - %5 CeO_2 (ağ.)	
La_2O_3	[%80Al - %20 Si] - %0.5 La_2O_3(ağ.)	**4**
	[%80Al - %20 Si] - %1 La_2O_3 (ağ.)	
	[%80Al - %20 Si] - %2 La_2O_3 (ağ.)	
	[%80Al - %20 Si] - %5 La_2O_3 (ağ.)	
Y_2O_3	[%80Al - %20 Si] - %0.5 Y_2O_3 (ağ.)	**4**
	[%80Al - %20 Si] - %1 Y_2O_3 (ağ.)	
	[%80Al - %20 Si] - %2 Y_2O_3 (ağ.)	
	[%80 Al - %20 Si] - %5 Y_2O_3 (ağ.)	

8.2.1 Al-20Si Ana matriks kompozit tozlarının karakterizasyonu

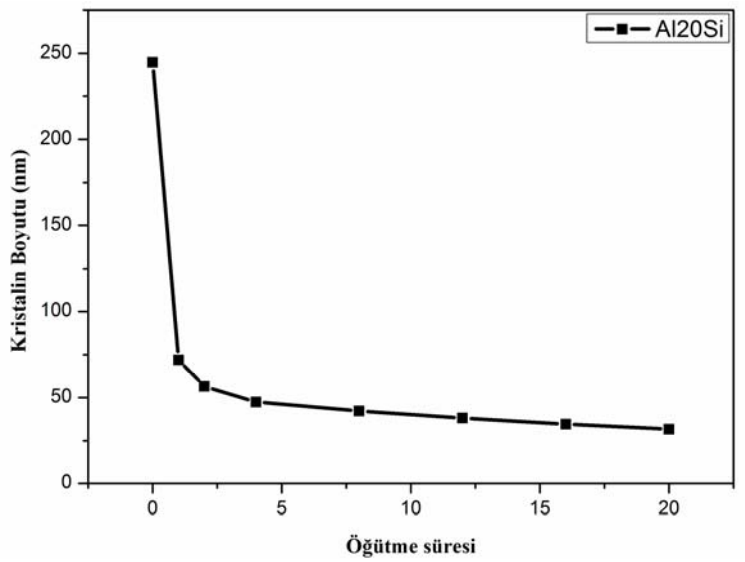
8.2.1.1 Faz analizleri

Mekanik alaşımlanmış numunelerde mevcut fazların karakterize edilmesi amacıyla X-ışınları difraktometre (XRD) deneyleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 8.3a ve b'de çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si numunelerinin XRD paternleri ve öğütmeye bağlı olarak ana matriks malzemesi olan Al'un kristalin boyutu değişimi grafikleri sunulmuştur.

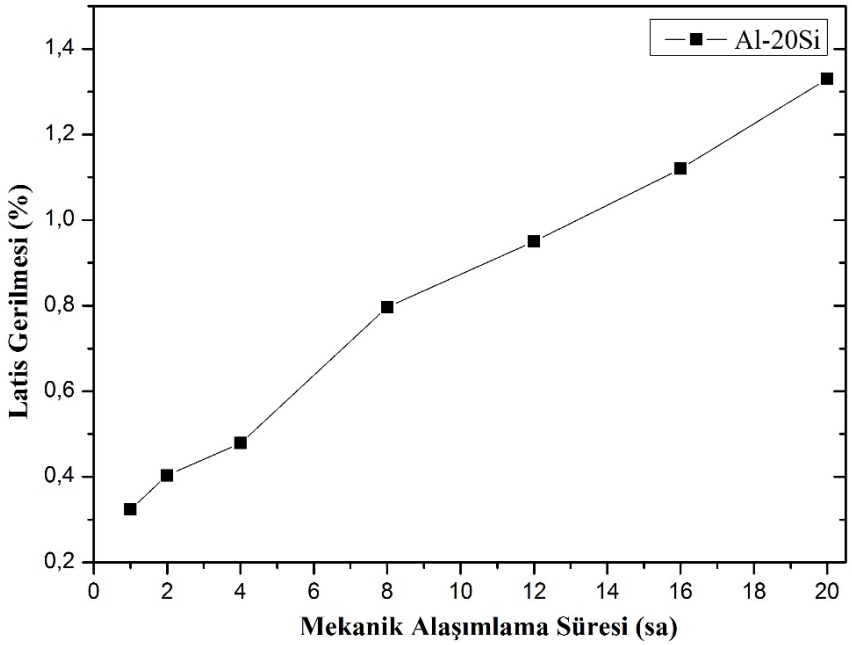
Şekil 8.3a-b-c'de gösterilen Al-20Si ana matriks numunelerde mekanik alaşımlama süresinin artması ile kristal boyutunun azalması ve latis gerilmelerinin artmasına bağlı olarak pik yüksekliklerinde azalma meydana geldiği ve piklerin genişlediği gözlemlenmiştir. Bunun sebebinin mekanik alaşımlama esnasında oluşan tekrar kristallenme ve yüksek plastik deformasyon olduğu düşünülmektedir. Bu literatürde Öveçoğlu ve arkadaşlarının [117] Al, Fe ve Ce tozlarıyla yaptıkları mekanik alaşımlama çalışmasındaki sonuçlara uygundur. Kristal boyutunun 20 saatin sonunda 35-40 nm gibi değerlere düştüğü açık şekilde görülmektedir. Ayrıca öğütme işlemi sırasında Al ile Si arasında herhangi bir reaksiyon meydana gelmemiş ve bileşik oluşmamıştır. Yapılan analizlerde sadece Al ve Si pikleri görülmüştür.



Şekil 8.3a : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8, 12, 16 ve 20 sa) MA'lanmış Al-20Si tozlarının XRD grafikleri.



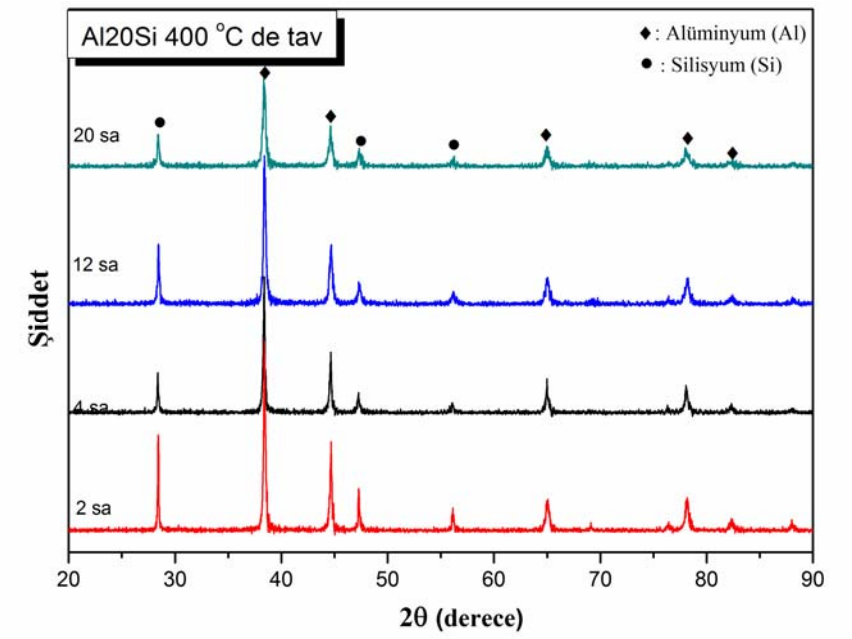
Şekil 8.3b : MA'lanmış Al20Si ana matriks sisteminde öğütme süresine göre Al'un kristalin boyutunun değişimi.



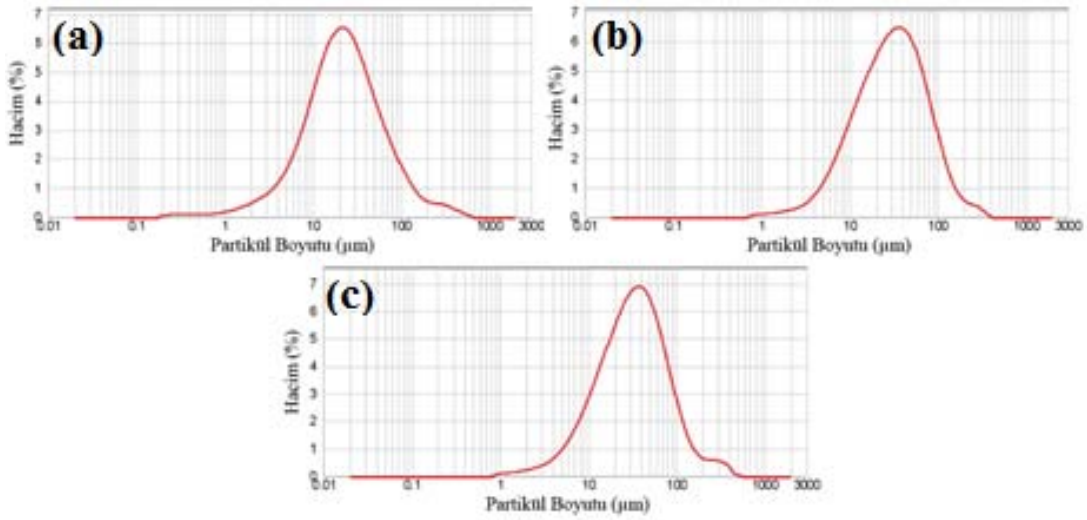
Şekil 8.3c : MA'lanmış Al20Si ana matriks sisteminde öğütme süresine göre Al'un kalıntı gerilmesinin değişimi.

Şekil 8.4'de 2, 4, 12 ve 20 sa MA'lanmış ve 400 ^{o}C'de tavlanmış Al-20Si tozlarının XRD grafikleri verilmiştir. Yapılan tavlama işlemi sonucunda yapıda Al ve Si arasında herhangi bir reaksiyon meydana gelmediği görülmektedir.

Mekanik alaşımlanmış tozlar suda çözünmediği için partikül boyut ölçümleri saf su ortamında yapılmıştır. Yapılan ölçümler sonucunda elde edilen partikül boyut dağılım grafikleri Şekil 8.5 ve Şekil 8.6'da verilmiştir.



Şekil 8.4 : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8, 12, 16 ve 20 sa) MA'lanmış ve 400 ºC'de tavlanmış Al-20Si tozlarının XRD grafikleri.



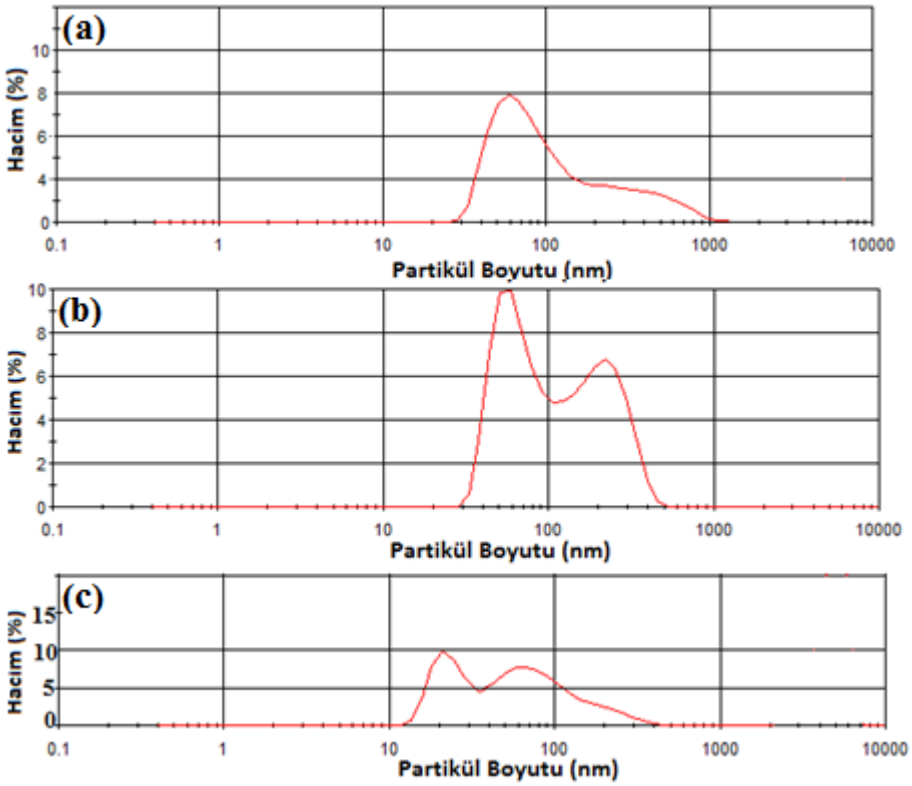
Şekil 8.5 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si (a) 2 sa MA, (b) 4 sa MA, (c) 8 sa MA.

8.2.1.2 Partikül boyut ölçümü analizleri

Partikül boyut analiz çalışmaları sıvı ortam koşullarında ve tozlarda meydana aglomerasyonu önlemek amacıyla deney öncesi 20 dakika ultrasonik banyoda bekletilerek gerçekleştirilmiştir.

Partikül boyut analizi sonuçlarına göre başlangıçtaki Al tozunun ortalama partikül boyutu 12 µm olarak bulunmuştu. Mekanik alaşımlama sonrası yapılan ölçümlerde ise ortalama olarak her numune için yaklaşık ortalama partikül boyutu 20–30 µm civarı bulunmuştur. Bunun yanında grafikler incelendiğinde partikül boyut

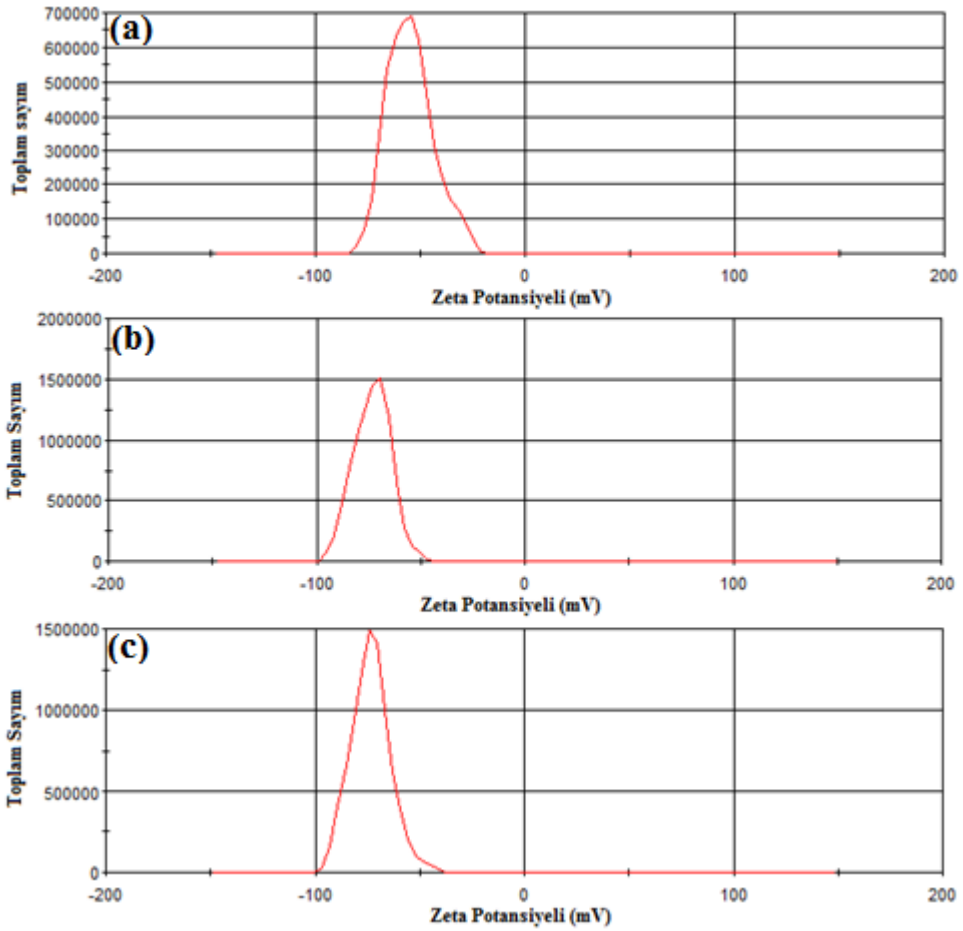
dağılımının düzgün bir şekilde dağılım gösterdiği grafiklerden görülmektedir. Al-20Si numunelerin 2, 4 ve 8 saatlik mekanik alaşımlama süreleri sonucunda Malvern Instruments™ Mastersizer 2000 Lazer partikül boyut ölçüm cihazı ile ölçülen partikül boyutları karşılaştırıldığında mekanik alaşımlama süresinin artması ile partikül boyutunun arttığı görülmektedir. Bunun sebebi artan MA süresi ile partiküllerin daha fazla aglomere olmalarıdır. Daha sonra aynı numuneler Malvern Instruments™ Zetasizer ile zeta-potansiyelleri ayarlanarak aglomerasyonları dağıtıldıktan sonra ölçüldüklerinde Şekil 8.7'deki gibi oldukça düşük partikül boyutları elde edilmiştir. MA süresi arttıkça partikül boyutunun azaldığı grafikteki eğrinin sola doğru kaydığı görülmektedir. 8 saat sonunda ortalama partikül boyutu yaklaşık 60-70 nm civarındadır.



Şekil 8.6 : Zeta potansiyel ayarlandıktan sonra ölçülmüş olan çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si (a) 2 sa MA, (b) 4 sa MA, (c) 8 sa MA.

Şekil 8.7'de 2, 4 ve 8 sa MA işlemi yapılmış ve zetasizer cihazıyla çözelti halinde ayarlanmış ve ölçülmüş olan Al-20Si tozlarının zeta potansiyel eğrileri verilmiştir. Şekil 8.7'den 2 saatlik öğütme için -54,4 mV'luk bir zeta potansiyel ölçülürken 4 ve 8 saatlik numunelerde ise -73,4 mV'luk bir zeta potansiyel ölçülmüştür. Zaten bu değerlerde iyi değer olarak bilinen -30 ile +30 arasındaki aralığın dışındaki bölgede yer almaktadır.

Al-20Si tozlarının farklı mekanik alaşımlama süreleri sonucunda ölçülen partikül boyutları karşılaştırıldığında mekanik alaşımlama süresinin artması ile partikül boyutunun azaldığı görülmektedir. Tozlar üzerinde gerçekleştirilen SEM çalışmalarında partikül boyutundaki beklenen azalma daha net bir şekilde görülmüştür.



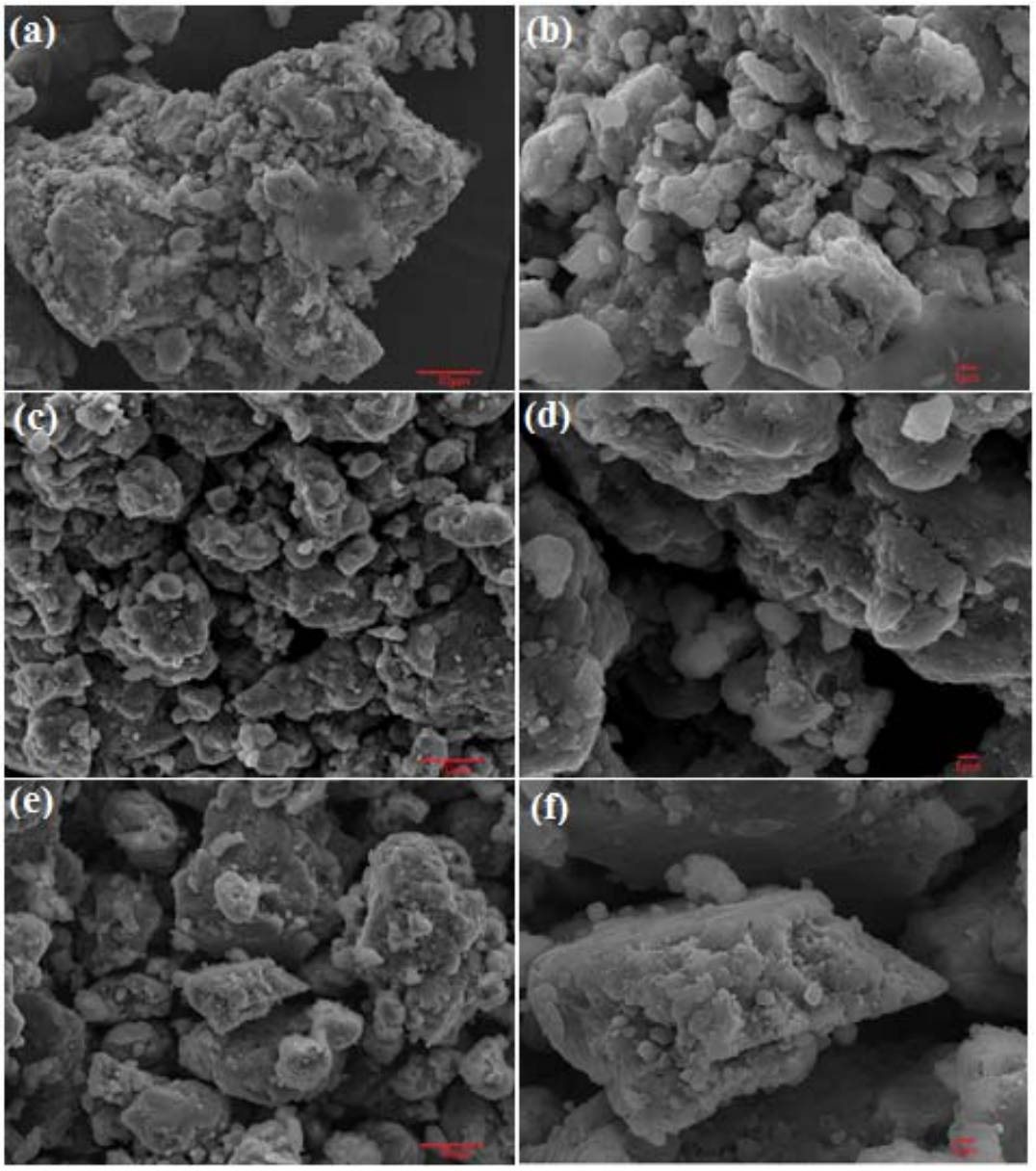
Şekil 8.7 : Al20Si tozlarının zeta potansiyel eğrileri (a) 2 sa MA, (b) 4 sa MA, (c) 8 sa MA.

8.2.1.3 Elektron mikroskobu analizleri

Partikül boyut analizlerinin yanında mekanik alaşımlanmış kompozitlere yapılan SEM çalışmalarına ait fotoğraflar aşağıda verilmiştir. SEM çalışmalarında Al-20Si ana matriks sistemine ait 2, 4, 8, 16 ve 20 saat MA'lanmış numuneler 2500x ve 5000x büyütmelerde incelenmiştir. Bu numunelere ait SEM görüntüleri Şekil 8.8 ve 8.9'da verilmiştir.

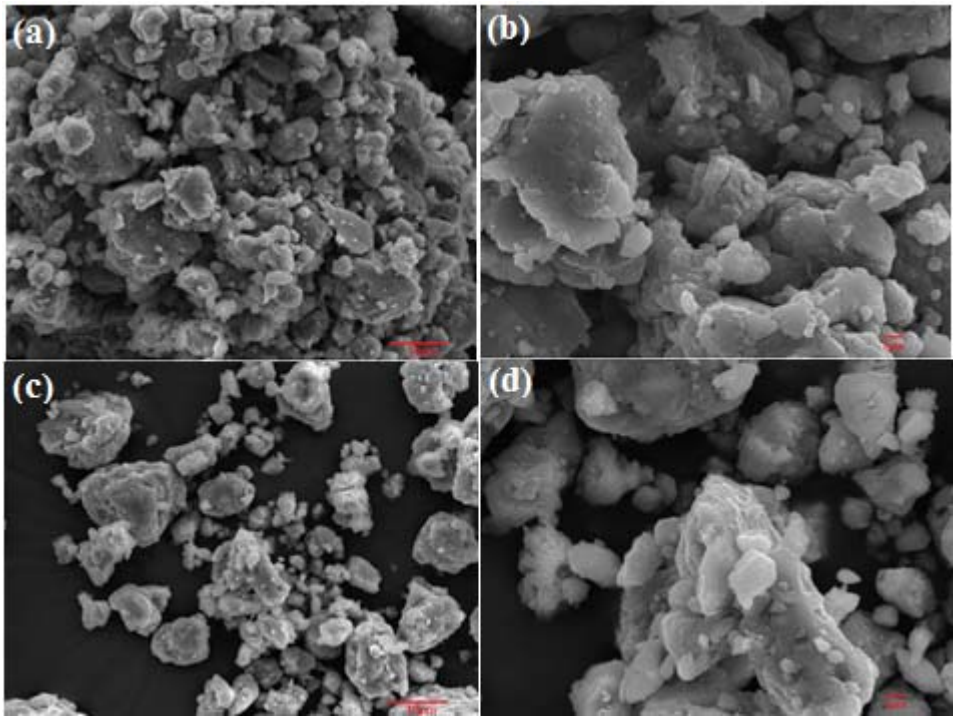
Şekil 8.8'de 2, 4 ve 8 saat MA'lanmış Al-20Si tozlarına ait SEM görüntüleri verilmiştir. Bu resimlerde mekanik alaşımlama süresinin artması ile partikül boyutunun azaldığı görülmektedir. İlk 2 saatte mekanik alaşımlama sürelerinde

partiküller yassı bir şekil alırken aynı zamanda birbiri içinde aglomera olmuş, mekanik alaşımlama süresinin artması ile partiküller yavaş yavaş büyük aglomera yapılar kırılarak daha küçük parçalara dönüşmüş, 8 saat sonunda birbiri içine geçmiş ve üstü üste yerleştirilmiş tabakalı büyük bir yapı haline gelmiştir. Fakat mikroyapı görüntülerinden aglomerelerden dolayı tam net olmamakla birlikte toz boyutlarının 80-100 nm civarında olduğu görülmektedir. Buda daha önce yapılmış olan partikül boyut ölçüm sonuçlarıyla yaklaşık değerler vermiştir. Birde burada dikkat çeken nokta Al matriks içinde ikincil matriks fazı olan Si gayet homojen şekilde dağılmıştır. Ancak yapının genel olarak aglomere tozlardan oluştuğu görülmüştür.



Şekil 8.8 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si tozlarının SEM fotoğrafları (a) 2 sa (2500x) (b) 2 sa (5000x) (c) 4 sa (2500x) (d) 4 sa (5000x) (e) 8 sa (2500x), (f) 8 sa (5000x).

Şekil 8.9'da 16 ve 20 saat MA'lanmış Al-20Si tozlarına ait SEM görüntüleri verilmiştir. Bu resimlerde mekanik alaşımlama süresinin artması ile partikül boyutunun azalmaya devam ettiği görülmektedir. Ancak aglomere haldeki yapıdan dolayı bunun net olarak ne kadar olduğu belirlenememiştir. 20 saat sonunda birbiri içine geçmiş ve üstü üste yerleştirilmiş tabakalı büyük bir yapı haline gelmiş, sanki sert bir kaya görüntüsü oluşturmuştur. Fakat mikroyapı görüntülerinden toz boyutlarının 80-90 nm civarında tahmin edilmektedir. Buda daha önce yapılmış olan partikül boyut ölçüm sonuçlarıyla yaklaşık değerler vermiştir. Yine burada da dikkat çeken nokta Al matriks içinde ikincil matriks fazı olan Si gayet homojen şekilde dağılmıştır. Ancak yapının genel olarak aglomere tozlardan oluştuğu görülmüştür.

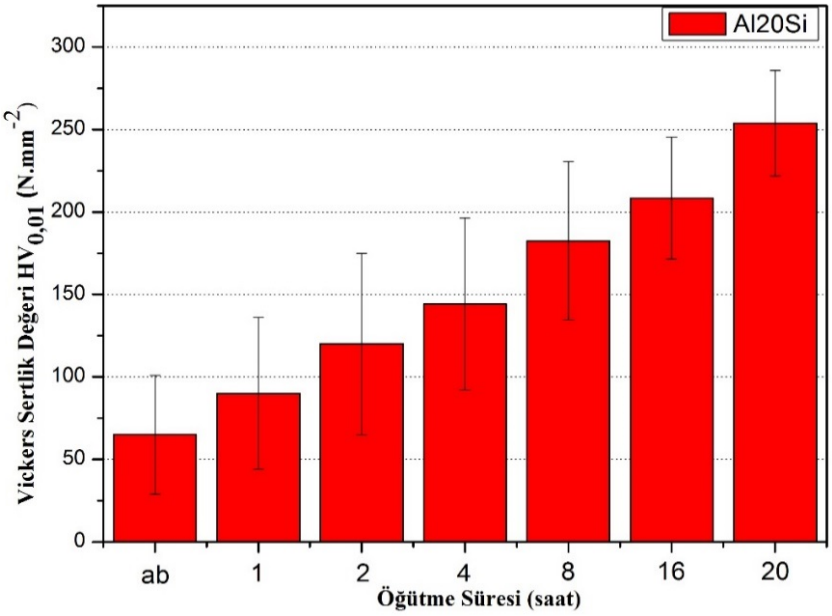


Şekil 8.9 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si tozlarının SEM fotoğrafları
(a) 16 sa (2500x) (b) 16 sa (5000x) (c) 20 sa (2500x) (d) 20 sa (5000x).

8.2.1.4 Mekanik özellikleri

Şekil 8.10'da Al-20Si ana matriks sistemine ait tozların artan mekanik alaşımlama süresinin sertliğe bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimleri görülmektedir. Al-20Si ana matriks sistemine ait numuneler için yapılan mikrosertlik ölçümlerine göre mekanik alaşımlama süresinin artması ile oluşan deformasyon etkisiyle yapıda deformasyon sertleşmesi neticesinde [117] kompozit tozlarının sertlik değerlerinde önemli oranda artış olduğu gözlemlenmiştir. Hiç öğütülmemiş sadece homojen

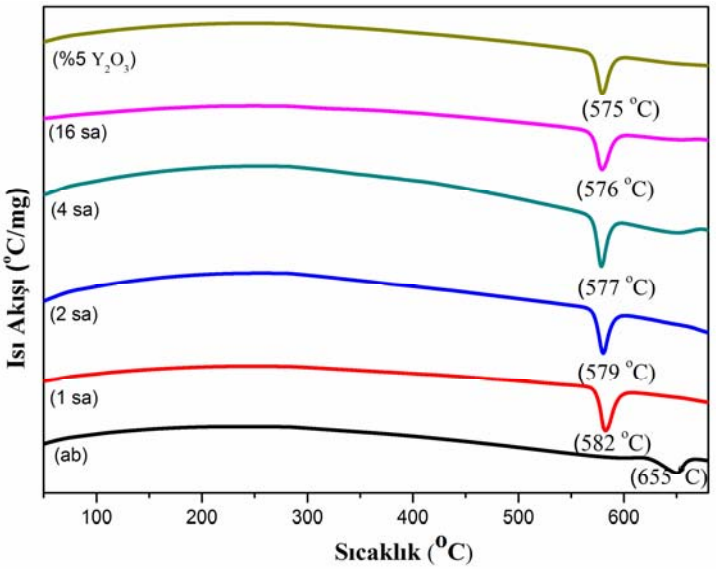
şekilde karıştırıcıda karıştırılmış olan numunenin sertliği 50-60 HV iken 20 saat sonunda 250 HV gibi çok yüksek değerlere ulaşmıştır.



Şekil 8.10 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si tozlarının sertlik değişim grafikleri.

8.2.1.5 Isıl analizler

Al-20Si numunelerinin Argon (Ar) atmosferinde 700 ºC sıcaklığa kadar olan termal kararlılığının tespiti amacıyla Diferensiyel Taramalı Kalorimetri - Termogravimetrik (DSC-TG) analizleri gerçekleştirilmiştir. 10 ºC/dakika'lık ısıtma hızında 700 ºC'ye kadar N_2-Ar-H_2 karışımı koruyucu gaz atmosferlerinde gerçekleştirilen DSC-TG termal analizlerine göre kompozit numuneler geniş bir alanda endotermik karakter gösterirken ciddi bir ani reaksiyon meydana gelmemektedir. MA süresi arttıkça bu pik Al-Si ikili faz diyagramındaki ötektik nokta aynı zamanda sıvı fazın oluşmaya başladığı 577 ºC sıcaklığını göstermektedir. Pikin şiddeti artmaktadır. Grafiklerin geri kalan bölümü her üç MA süresi için de benzer karakterli olduğu gözlemlenmiştir. MA'lanmış tozların DSC grafikleri aşağıda verilmiştir. Şekil 8.11'de Al-20Si kompozisyonunun çeşitli MA sürelerine bağlı olarak DSC grafikleri verilmiştir. Buradan 0 ve 1 saat haricindeki MA süreleri haricindeki numunelerde görülen endotermik pik ergime yani Al-Si sistemindeki sıvılaşmanın başladığı sıcaklık noktası olan 577 ºC hatta bazılarında 576 ºC noktasını göstermektedir. Buda Al ve Si tozlarının birbiri içinde homojen şekilde dağıldığını göstermektedir.



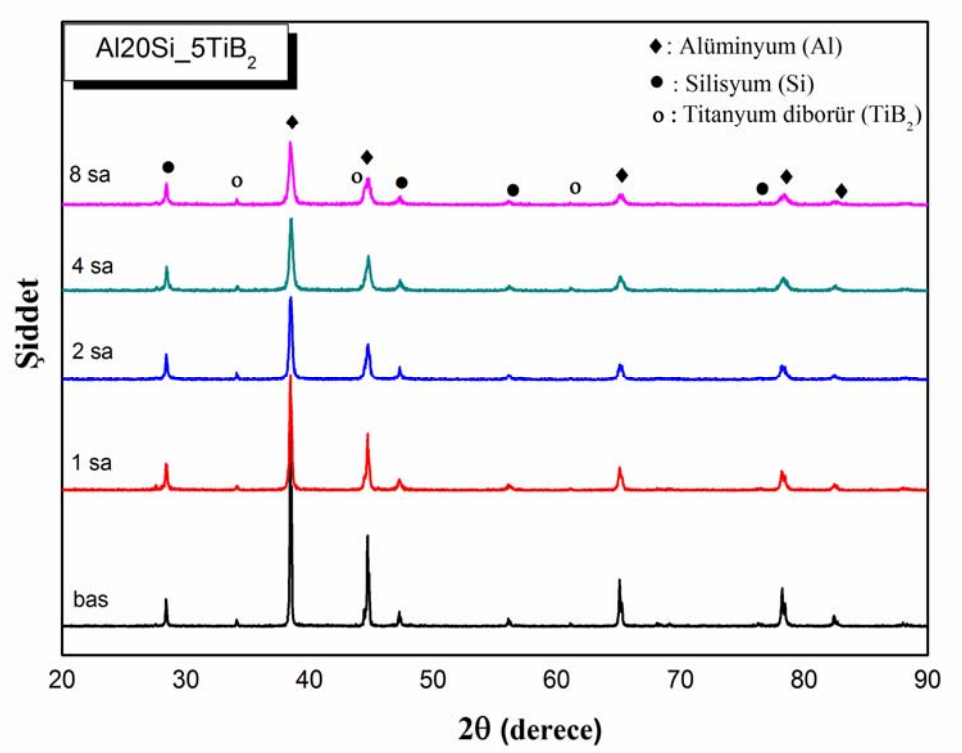
Şekil 8.11 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si tozlarının DSC eğrileri.

8.2.2 Al-20Si/5,10 TiB_2 kompozit tozlarının karakterizasyonu

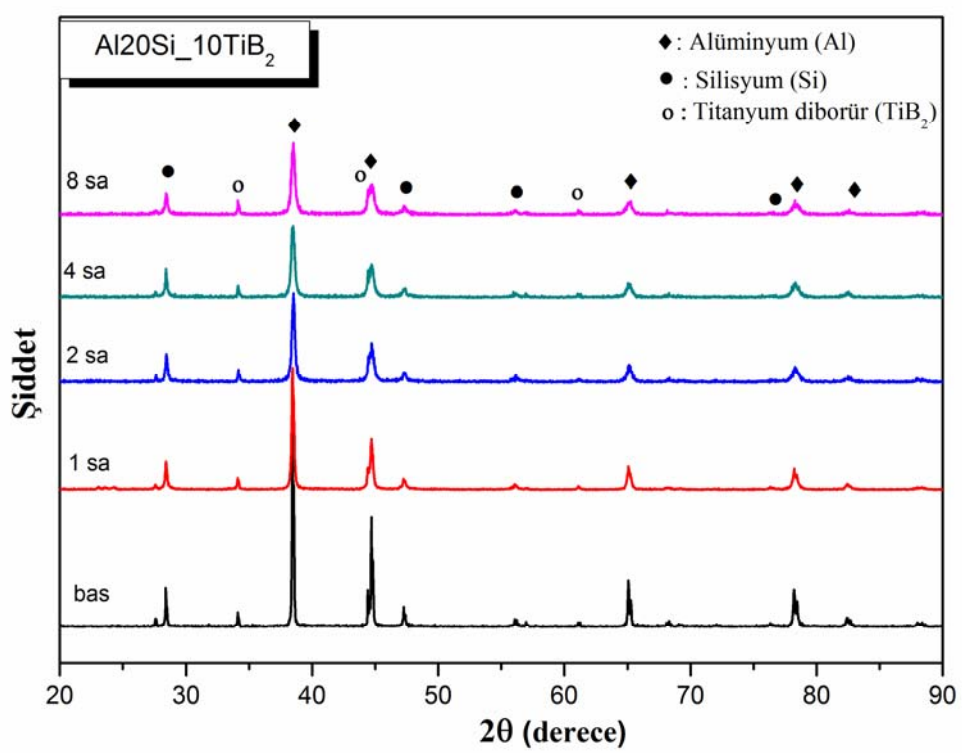
8.2.2.1 Faz analizleri

Şekil 8.12a-b-c-d'de gösterilen Al-20Si (5,10) TiB_2 numunelerine ait XRD ve kristal boyutu grafiklerinde ana matriks malzemesine benzer olarak mekanik alaşımlama süresinin artması ile kristal boyutunun azaldığı ve latis gerilmelerinin artmasına bağlı olarak pik yüksekliklerinde azalma meydana geldiği ve piklerin genişlediği gözlemlenmiştir. Bunun sebebinin yine mekanik alaşımlama esnasında oluşan tekrar kristallenme ve yüksek plastik deformasyon olduğu düşünülmektedir. Buna ek olarak artan TiB_2 miktarı ile TiB_2'e ait olan pikler belirginleşmiştir. Ayrıca öğütme işlemi sırasında Al, Si ve TiB_2 arasında herhangi bir reaksiyon meydana gelmemiş ve bileşik oluşmamıştır. Yapılan analizlerde sadece Al, Si ve TiB_2 pikleri görülmüştür.

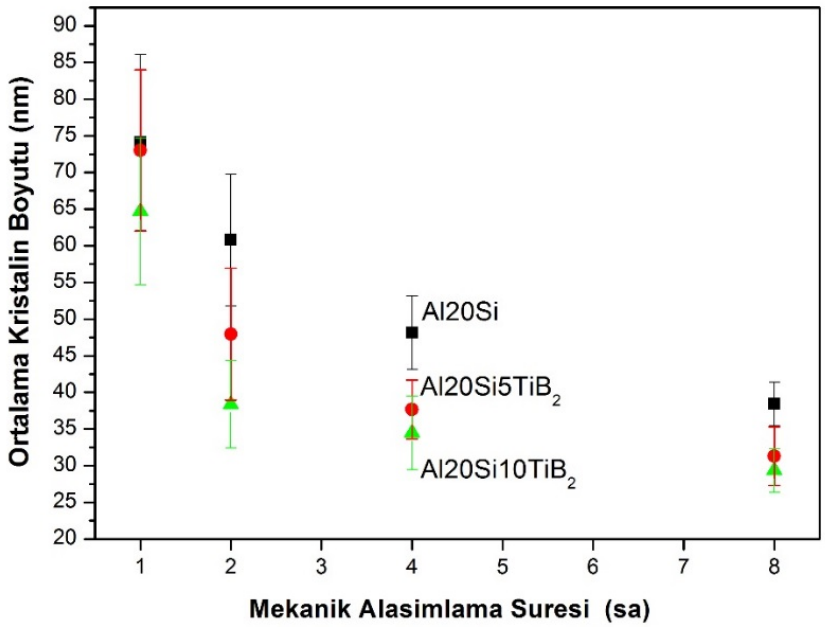
Şekil 12c ve d'de farklı süreler mekanik alaşımlanmış ve %5 ve %10 TiB_2 içeren kompozitlerin kristalin boyutunun ve kalıntı gerilmesinin artan MA ve katkı miktarıyla değişimi verilmiştir. Şekil 12c'deki verilere göre %5 TiB_2 içeren kompozisyonun kristal boyutu %10 TiB_2 içerene göre daha düşük değerlerde olup yaklaşık 40 nm civarındadır. Yalnız 1. ve 2. saatlerde %10 TiB_2 içeren daha düşük kristalin boyutuna sahiptir. Artan MA süresi ve TiB_2 miktarıyla kompozit tozlarının kristalin boyutları azalmaktadır. Tozların kristalin boyutu aynı MA koşullarındaki Al20Si ana matriksine göre daha düşüktür.



Şekil 8.12a : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8 sa) MA'lanmış Al-20Si-5TiB_2 tozlarının xrd grafikleri.

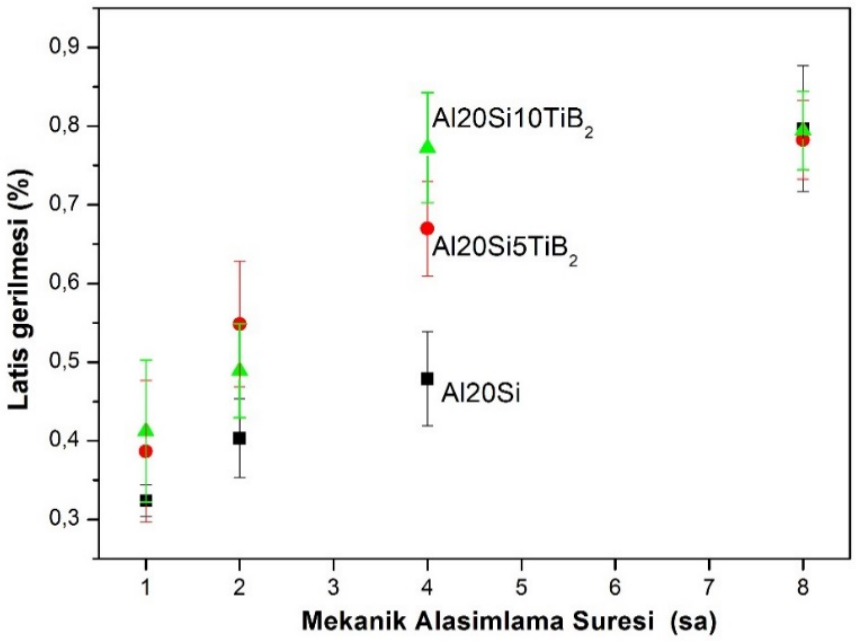


Şekil 8.12b : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8 sa) MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 tozlarının xrd grafikleri.



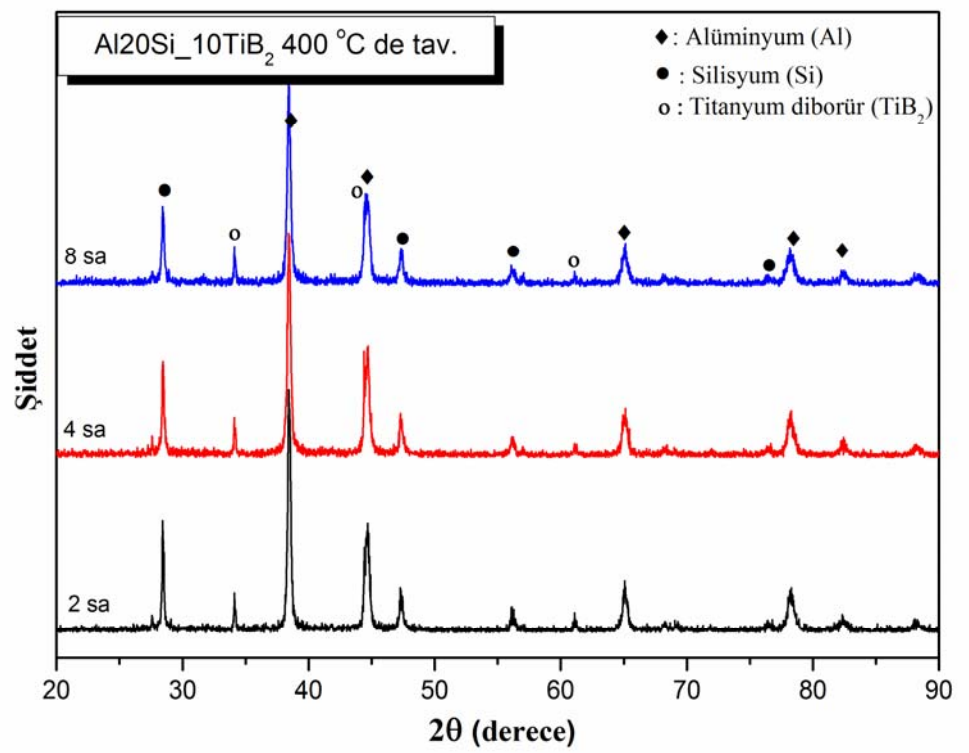
Şekil 8.12c : MA'lanmış Al20Si(5,10)TiB_2 sisteminde öğütme süresine göre Al'un kristalin boyutunun değişimi.

Yine Şekil 12d'de ise artan mekanik alaşımlama süresi ve artan TiB_2 miktarına göre kristalin boyutundaki değişime ters orantılı olarak tozlarda deformasyon etkisiyle oluşan kalıntı (latis) gerilmesi değişimi katkısız ana matriks ile karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Artan MA süresi ve TiB_2 miktarıyla oluşan gerilme artmaktadır. Oluşan gerilme aynı MA koşullarındaki Al-20Si ana matriksine göre daha fazladır.



Şekil 8.12d : MA'lanmış Al-20Si ve Al20Si(5,10)TiB_2 sisteminde öğütme süresine göre Al'un kalıntı gerilmesinin karşılaştırmalı değişimi.

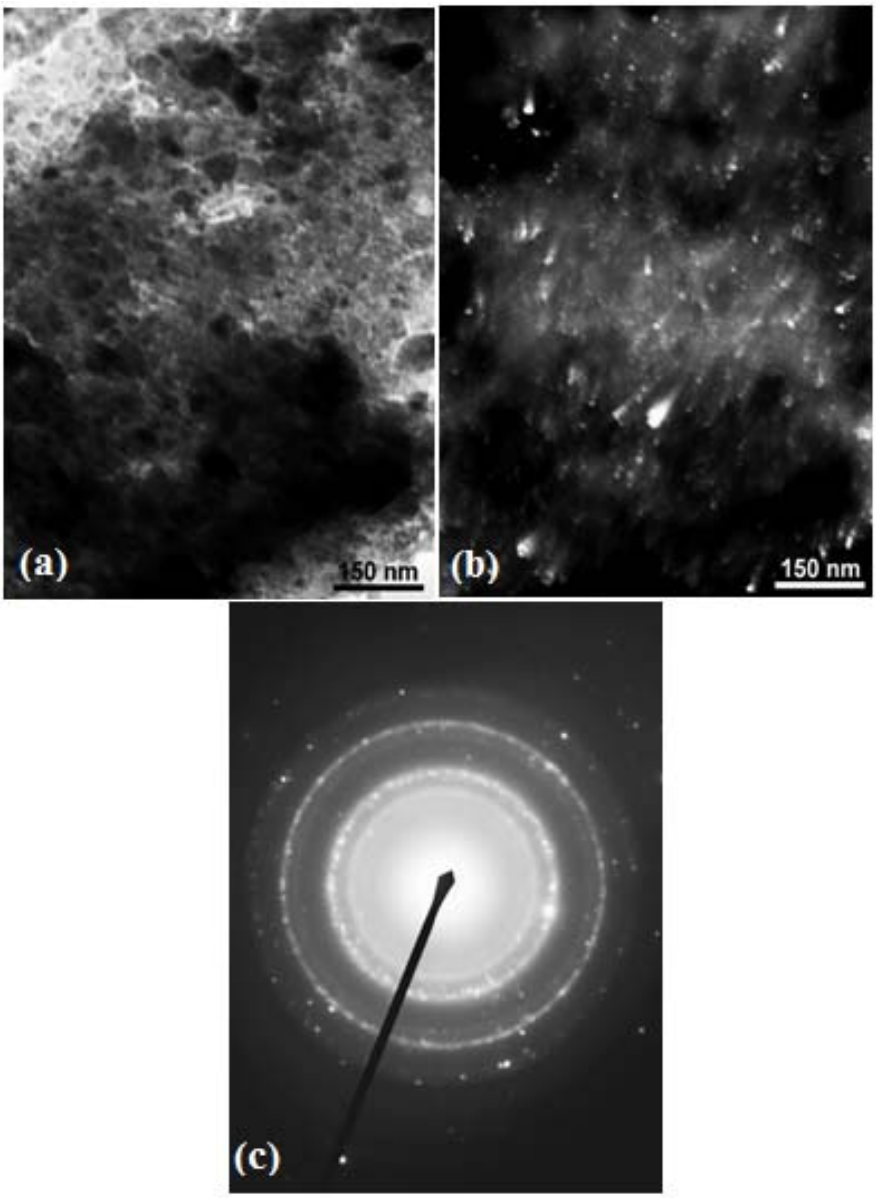
Al-20Si sistemine TiB_2 ilavesi ile argon (Ar) atmosferinde 400 ºC sıcaklıkta her hangi bir reaksiyon olup olmadığının tespiti amacıyla tüp fırında tavlama işlemi yapılmıştır. Yapılan tavlama işlemi sonrasında yapılan xrd analizleri ile tavlama işlemi sonrasında herhangi bir reaksiyon olmadığı görülmüştür. Şekil 8.13'de tavlanmış numunelerin XRD grafikleri verilmiştir. Grafikler analiz edildiğinde Al, Si ve TiB_2 arasında herhangi bir farklı faza rastlanmamıştır.



Şekil 8.13 : MA'lanmış ve 400 ºC'de tavlanmış Al-20Si-10TiB_2 kompozit tozlarının xrd paternleri.

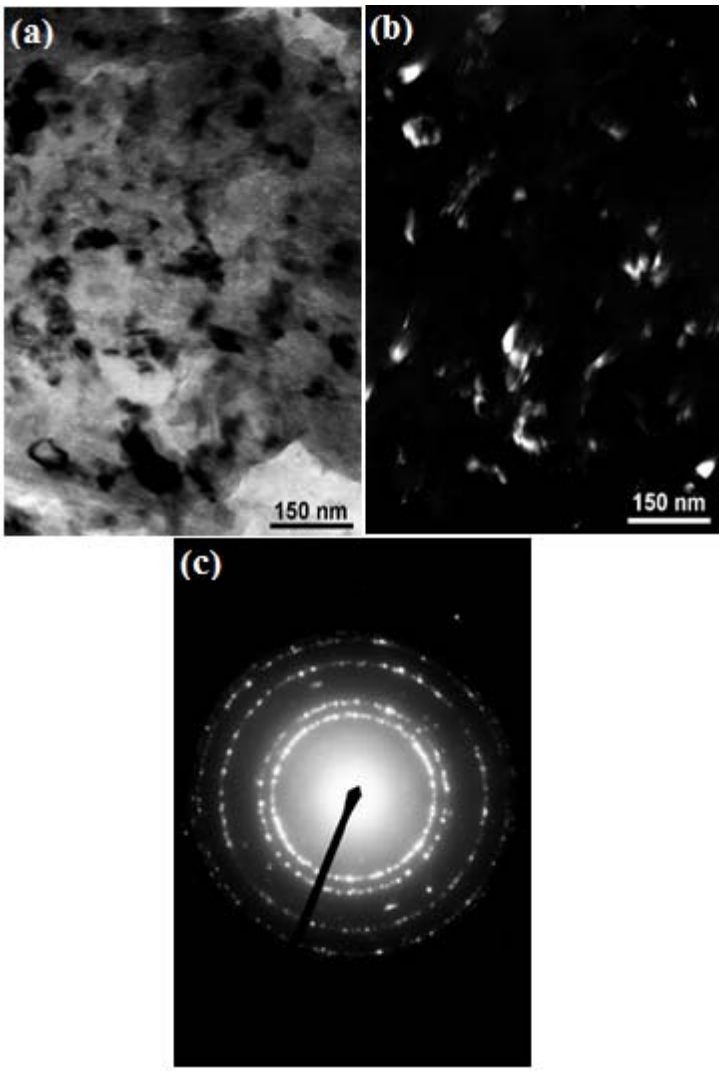
8.2.2.2 Elektron mikroskobu analizleri

Şekil 8.14, 8.15'de 8 saat MA'lanmış Al20Si-10TiB_2 toz numunelerinden elde edilmiş olan Al, Al-Si ve TiB_2 fazlarına ait TEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 8.14'de 8 saat MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 tozundan çekilmiş olan Al fazına ait aydınlık alan (AA), karanlık alan (KA) ve seçilmiş alan difraksiyon paterni (SADP) verilmiştir. Şekildeki hem aydınlık alan hemde karanlık alan görüntülerine bakıldığında partikül boyutlarının yine 70-100 nm civarında olduğu ancak tozların aglomere halde olduğu bu bölgeden alınmış olan halka difraksiyon paterninde yapılan hesaplamalar ile Al fazına ait olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 8.14 : 8 sa MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 tozlarının TEM fotoğrafları (a) aydınlık alan (b) karanlık alan (c) seçilmiş alan difraksiyon paterni.

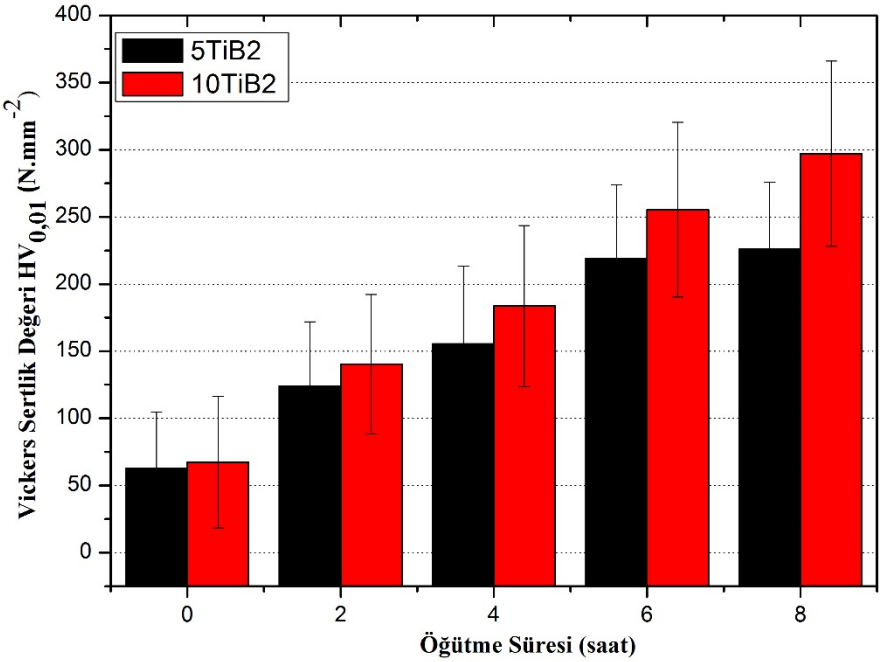
Şekil 8.15'de ise yine 8 saat MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 tozundan çekilmiş olan ve birbiri içine geçmiş olan Al ve Si fazlarına ait aydınlık alan (AA), karanlık alan (KA) ve seçilmiş alan difraksiyon paternleri (SADP) verilmiştir. Şekildeki hem aydınlık alan hemde karanlık alan görüntülerine bakıldığında partikül boyutlarının yine 70-100 nm civarında olduğu ancak tozların aglomere halde olduğu bu bölgeden alınmış olan halka difraksiyon paternlerinde birden fazla patern görülmüş yapılan hesaplamalar ile hem Al hemde Si fazına ait olduğu tespit edilmiştir. Aslında bu seçilmiş alan difraksiyon paterni bize Al ve Si tozlarının yapı içinde homojen dağıldığını göstermektedir. Burada daha belirgin ve parlak olan halkalar Al fazına daha sönük ve fazla parlak olmayan halkalar Si fazına aittir.



Şekil 8.15 : 8 sa MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 tozlarının TEM fotoğrafları (a) aydınlık alan (b) karanlık alan (c) Al ve Si içeren seçilmiş alan difraksiyon paterni.

8.2.2.3 Mekanik özellikler

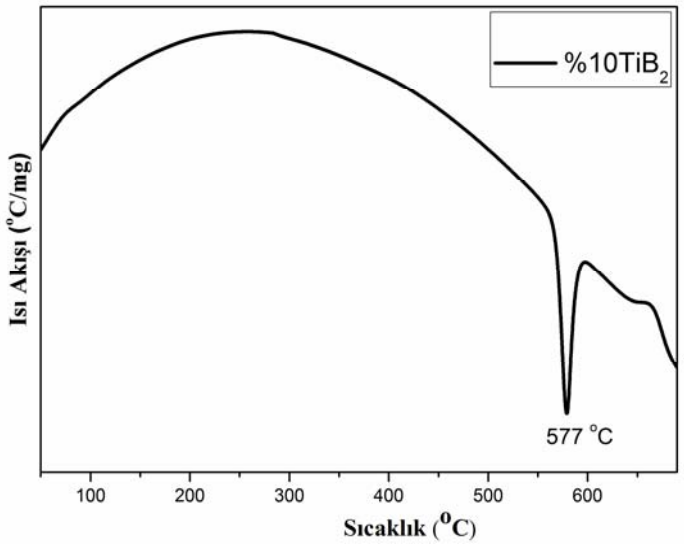
Şekil 8.16'da TiB_2 katkılı Al-20Si kompozit sistemine ait tozların artan mekanik alaşımlama süresi ile artan katkı miktarı ve sertlik değişimleri görülmektedir. Al-20Si-xTiB_2 sistemine ait numuneler için yapılan mikrosertlik ölçümlerine göre mekanik alaşımlama süresinin artması ile oluşan deformasyon etkisiyle yapıda deformasyon sertleşmesi neticesinde kompozit tozlarının sertlik değerlerinde önemli oranda artış olduğu gözlemlenmiştir. Al-20Si ana matriks sistemine ait tozlarda 4 ve 8 saat arasındaki artış oranı fazla iken %5 TiB_2 pekiştirici içeren tozlarda her iki öğütme süresi arasındaki fark çok azdır. Ancak yinede pekiştirici katkılı tozların sertlik değerleri katkısız olanlara göre daha yüksektir ve 210 ile 225 HV arasında değişmektedir. Yani pekiştirici takviyesi sertliği arttırmıştır.



Şekil 8.16 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5TiB_2 ve Al-20Si-10TiB_2 tozlarının karşılaştırmalı sertlik değişim grafikleri.

8.2.2.5 Isıl analizler

Şekil 8.17'de Al-20Si matriksine TiB_2 pekiştirici fazlarının takviyesi 4 saatlik öğütme sonucunda elde edilmiş olan tozların DSC grafikleri verilmiştir. 577 ºC'de görülen endotermik pik ergime yani Al-Si sistemindeki sıvılaşmanın başladığı sıcaklık noktası olan noktasını göstermektedir. Buda Al ve Si tozlarının birbiri içinde homojen şekilde dağıldığını ve pekiştirici fazların bunu etkilemediğini göstermektedir.

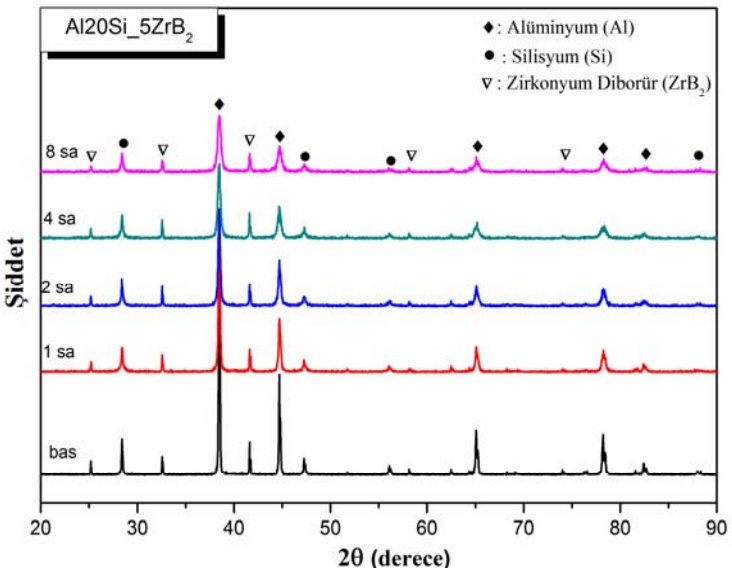


Şekil 8.17 : 4 sa MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 tozlarının DSC eğrileri.

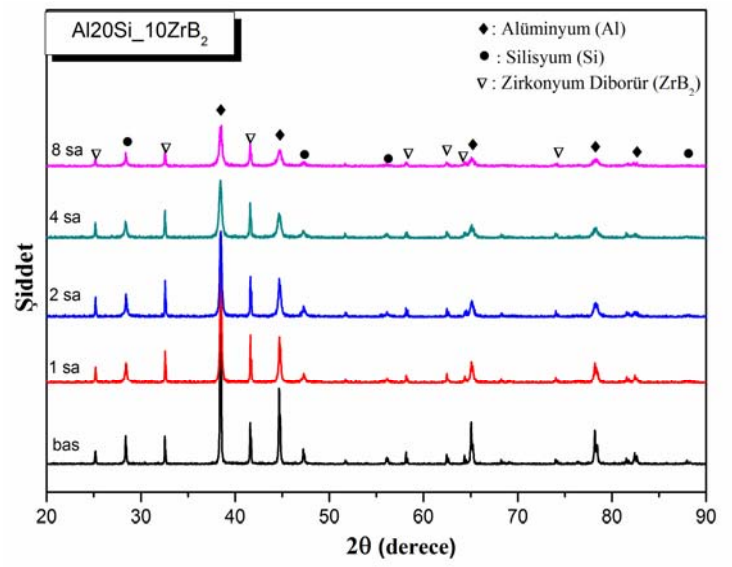
8.2.3 Al-20Si/5, 10, 15 ZrB_2 kompozit tozlarının karakterizasyonu

8.2.3.1 Faz Analizleri

Şekil 8.18a-b-c ve Şekil 8.19a-b'de verilmiş olan Al-20Si (5, 10, 15) ZrB_2 numunelerine ait XRD ve kristal boyutu grafiklerinde ana matriks malzemesine ve TiB_2 pekiştiricisine benzer olarak mekanik alaşımlama süresinin artması ile kristal boyutunun azaldığı ve latis gerilmelerinin artmasına bağlı olarak pik yüksekliklerininde azaldığı ve piklerin genişlediği gözlemlenmiştir.

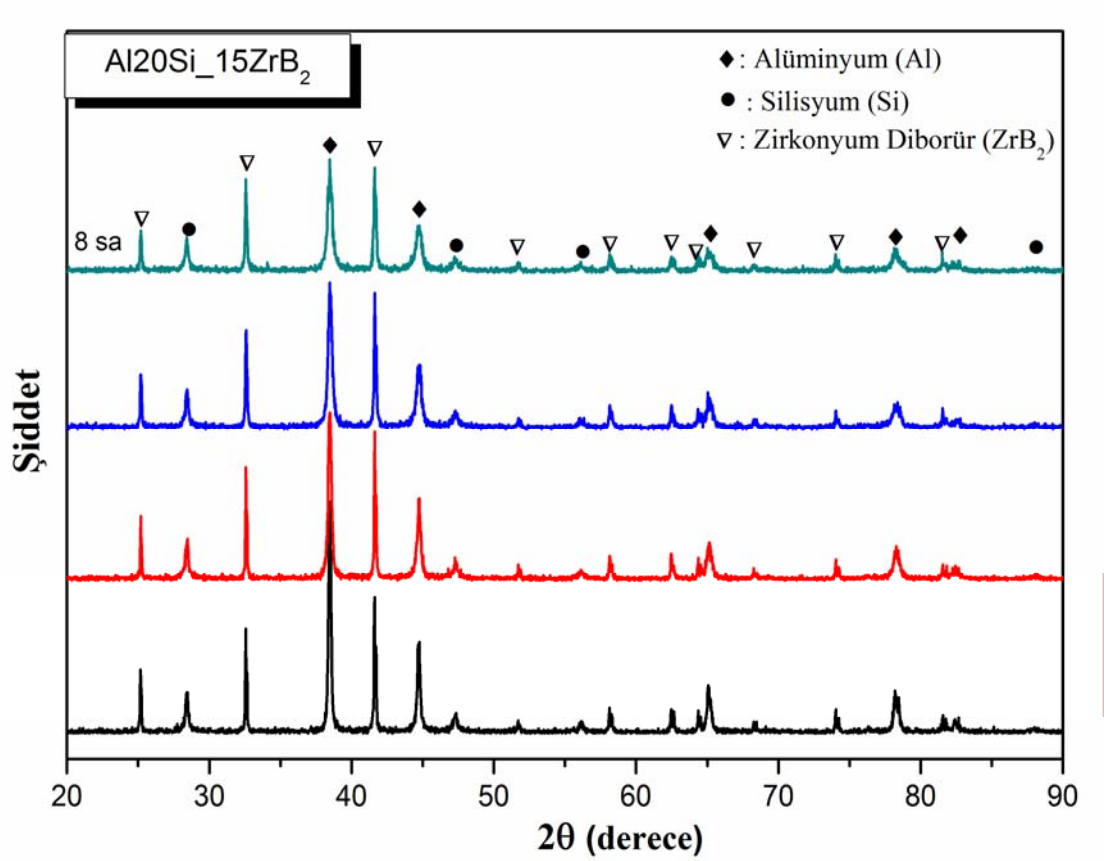


Şekil 8.18a : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8 sa) MA'lanmış Al-20Si-5ZrB_2 tozlarının xrd grafikleri.



Şekil 8.18b : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8 sa) MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 tozlarının xrd grafikleri.

Yine bunun sebebinin mekanik alaşımlama esnasında oluşan tekrar kristallenme ve yüksek plastik deformasyon olduğu düşünülmektedir.

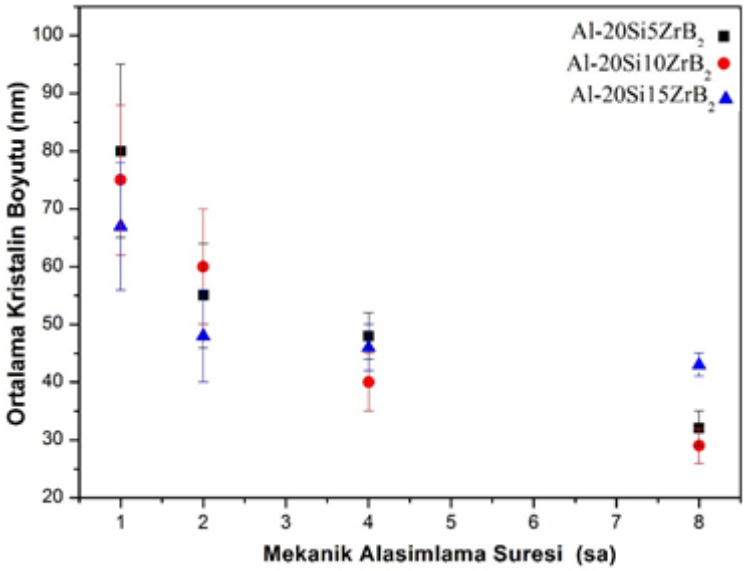


Şekil 8.18c : Çeşitli sürelerde (0, 1, 2, 4, 8 sa) MA'lanmış Al-20Si-15ZrB_2 tozlarının xrd grafikleri.

Buna ek olarak artan ZrB_2 miktarı ile ZrB_2'e ait olan pikler belirginleşmiştir. Yine bu öğütme işlemi sırasında Al, Si ve ZrB_2 arasında herhangi bir reaksiyon meydana gelmemiş ve bileşik oluşmamıştır. Yapılan analizlerde sadece Al, Si ve ZrB_2 pikleri görülmüştür. Zaten hem ZrB_2 hemde TiB_2 çok kararlı yapıda borürler oldukları için parçalanmaları çok zordur.

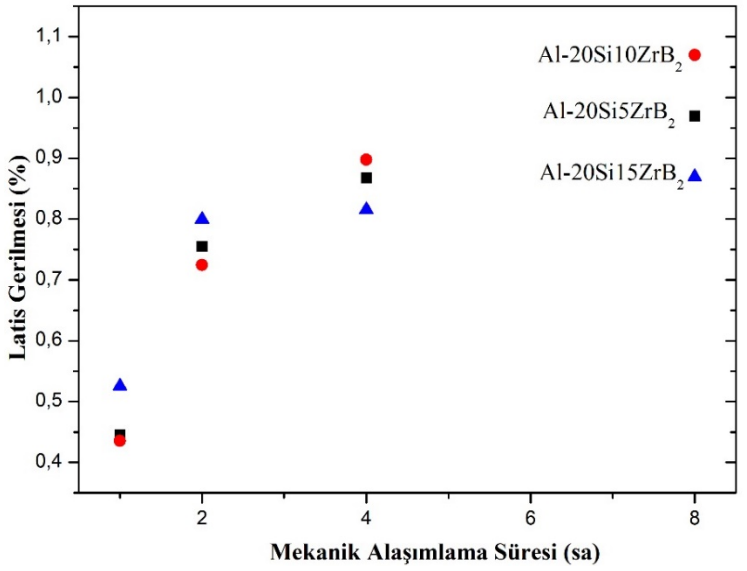
Şekil 8.19a'ya bakıldığında %5 ve 10 ZrB_2 içeren kompozisyonlar 8 saatlik öğütme sonunda hemen hemen aynı kristal boyutuna sahiptirler ve yaklaşık olup yaklaşık 20-25 nm civarındadır. Yalnız 1. ve 2. saatlerde %15 ZrB_2 içeren daha düşük kristalin boyutuna sahiptir. Yani artan MA süresi ve ZrB_2 miktarıyla kristalin boyutunda azalma meydana gelmiştir.

Şekil 8.19b'de ise artan MA süresi ve ZrB_2 miktarı ile kalıntı gerilmesi oluşan deformasyondaki değişmelere bağlı olarakta farklı değerler göstermektedir.



Şekil 8.19a : MA'lanmış Al-20Si-(5,10,15)ZrB_2 sisteminde öğütme süresine göre Al'un kristalin boyutunun değişimi.

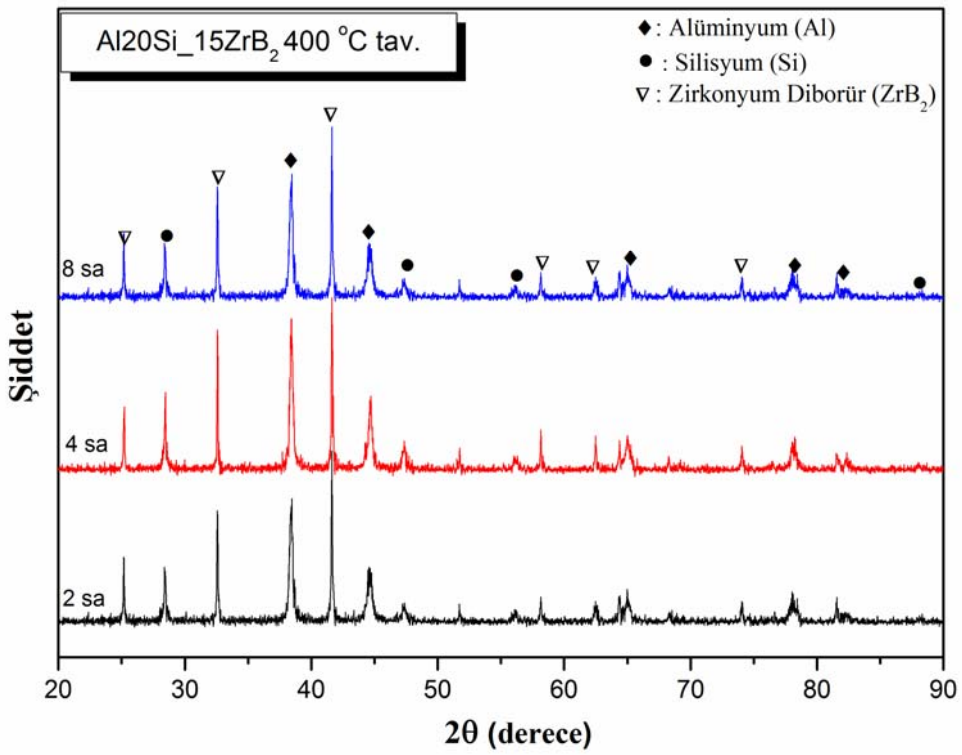
En yüksek MA süresinde en yüksek gerilme %10 katkılı olan kompozit tozunda elde edilmiştir Yani artan MA süresi ve ZrB_2 miktarıyla oluşan gerilme orantılı olmamıştır.



Şekil 8.19b : MA'lanmış Al-20Si-(5,10,15)ZrB_2 sisteminde öğütme süresine göre Al'daki kalıntı gerilmesinin değişimi.

Al-20Si sisteminde ile ilave edilen ZrB_2 fazdan dolayı argon (Ar) atmosferinde 400 ºC sıcaklıkta herhangi bir reaksiyon olup olmadığının tespiti amacıyla tüp fırında tavlama işlemi yapılmıştır. Yapılan tavlama işlemi sonrasında yapılan xrd analizleri ile tavlama işlemi sonrasında herhangi bir reaksiyon olmadığı görülmüştür. Şekil 8.20'de tavlanmış numunelerin XRD grafikleri verilmiştir. Şekil 8.20'de herhangi bir

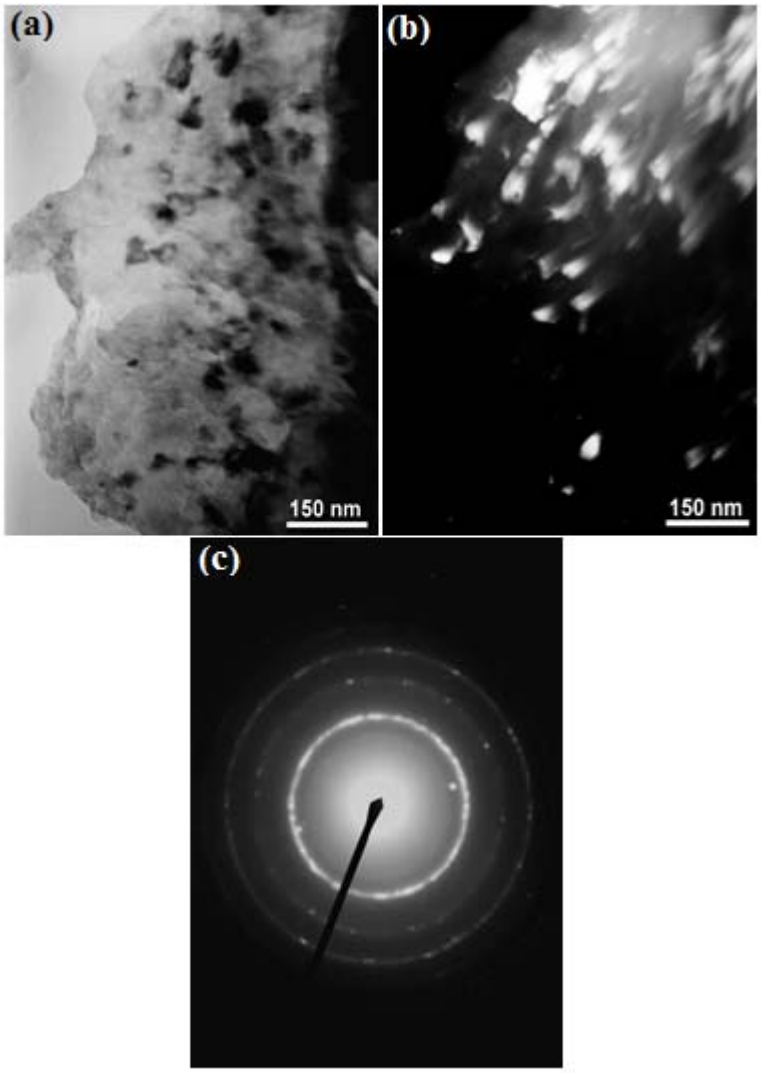
farklı faza rastlanmamıştır.Yani bu sıcaklıkta Al, Si ve ZrB_2 arasında herhangi faz olumu gerçekleşmediği gibi aynı zamanda öğütme ortamındaki bilya ve kavanozların aşınmasından kaynaklanan demir kirliliği neticesinde açığa çıkan demir ile yine ana elementler arasında herhangi bir reaksiyon meydana gelmemiştir. Belki daha yüksek sıcaklılarda bu tavlama işlemi yapılsa yeni ara faz oluşumları meydana gelebilir. Örneğin sinterlemenin yapıldığı sıcaklığa yakın sıcaklıklar seçilerek yapılırsa bu fazlar görülebilir.



Şekil 8.20 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-15ZrB_2 tozlarının tavlama sonrası XRD paterni.

8.2.3.2 Elektron mikroskobu analizleri

Şekil 8.21'de 8 saat MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 tozundan çekilmiş olan ZrB_2 fazına ait aydınlık alan (AA), karanlık alan (KA) ve seçilmiş alan difraksiyon paterni (SADP) verilmiştir. Bu numunede de diğer numunede olduğu gibi Al ve Si fazlarının birlikte olduğu difraksiyon paternleri görülmüştür. Ana matriks içinde ZrB_2 partiküllerinin homojen dağıldığı görülmektedir. Bu hen aydınlık alan hemde karanlık alan görüntülerinden tespit edilmiştir. Yalnız burada sadece oldukça küçük boyutlu ZrB_2 partikülleri vardır ancak aslında yapıda oldukça büyük partiküllerde mevcuttur. Seçilmiş alan difraksiyon paterninde yapılan hesaplamalar ile ZrB_2 fazına ait olduğu belirlenmiştir.

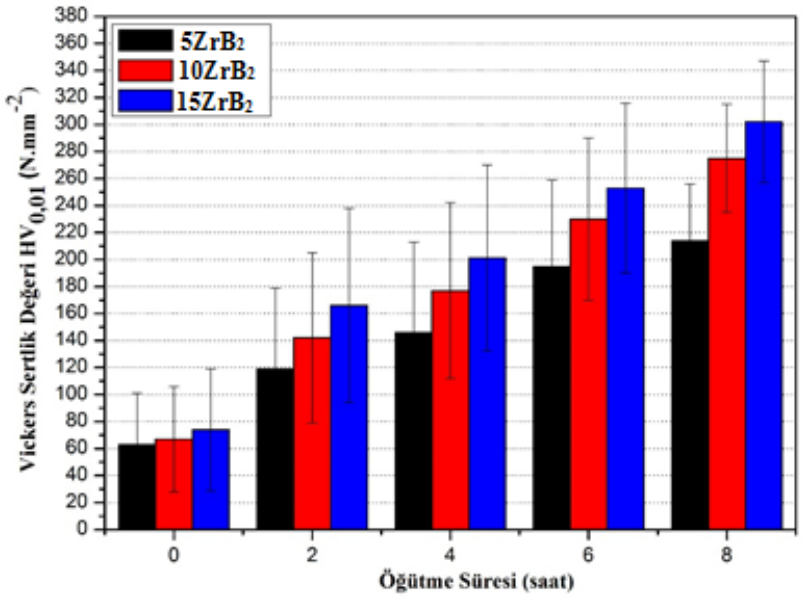


Şekil 8.21 : 8 sa MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 tozlarının TEM fotoğrafları (a) aydınlık alan (b) karanlık alan (c) ZrB_2 içeren seçilmiş alan difraksiyon paterni.

8.2.3.3 Mekanik özellikler

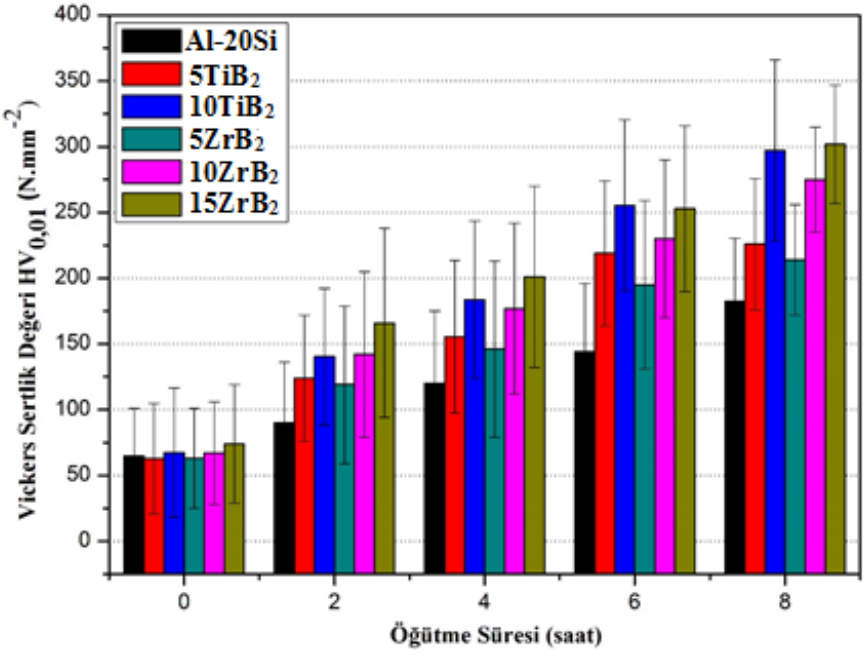
Şekil 8.22'de Al20Si-10ZrB_2 kompozisyonuna ait 0, 1, 2, 4 ve 8 saat MA'lanmış tozların artan mekanik alaşımlama süresine bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimleri görülmektedir. Bu kompozisyona ait toz numuneler için yapılan mikrosertlik ölçümlerine göre mekanik alaşımlama süresinin artması ile kompozit tozlarının sertlik değerlerinde önemli oranda artış olduğu gözlemlenmiştir. Hiç öğütülmemiş sadece homojen şekilde karıştırıcıda karıştırılmış olan numunenin sertliği 50-60 HV iken 8 saat sonunda 275 HV gibi çok yüksek değerlere ulaşmıştır.

Şekil 8.23'de Al-20Si ana matriks tozları ile TiB_2 ve ZrB_2 katkılı Al-20Si tozlarının sertlik değişimleri verilmiştir. Numunelere yapılan mikrosertlik testleri sonucunda yapıya pekiştirici faz ilavesi ilavesi tozların sertliğini arttırıcı etki göstermiştir.



Şekil 8.22 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 tozlarının sertlik değişim grafikleri.

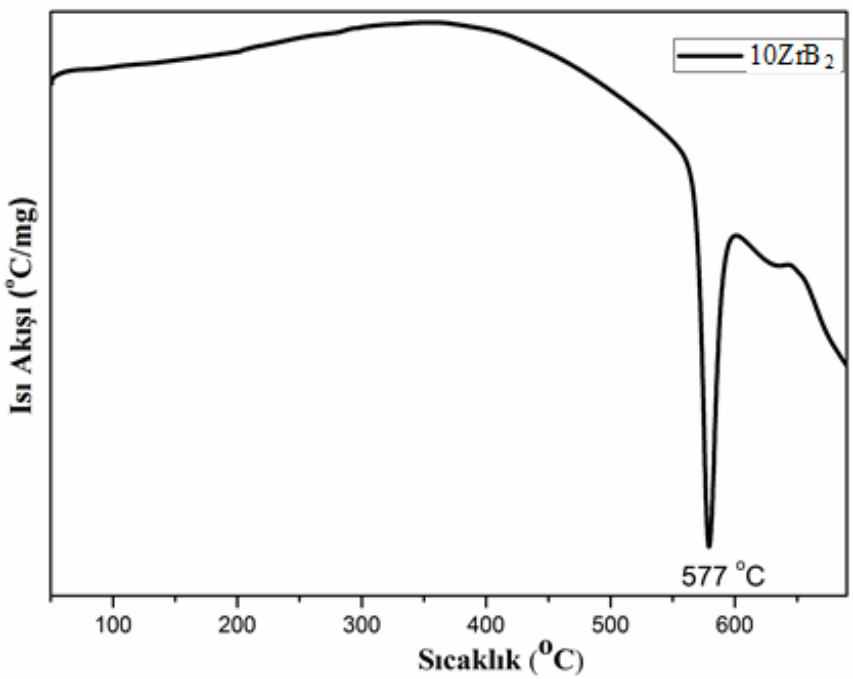
Buna ek olarak mekanik alaşımlamada meydana gelen soğuk deformasyonun etkisi ile yine kompozit tozlarının sertlik değerleri yükselmiştir. Yapılan sertlik testlerine göre en yüksek serlik değerine %15 ZrB_2 katkılı olan Al-20Si kompozit tozlarında ulaşılmıştır. İlave edilen tüm pekiştiriciler tüm mekanik alaşımlama sürelerinde katkısız olan toza göre yüksek sertlik değeri elde edilmesini sağlamıştır.



Şekil 8.23: Farklı sürelerde öğütülmüş Al20Si ana matriks tozları ile TiB_2 ve ZrB_2 katkılı Al-20Si kompozit tozlarının karşılaştırmalı sertlik değişimleri

8.2.3.4 Isıl analizler

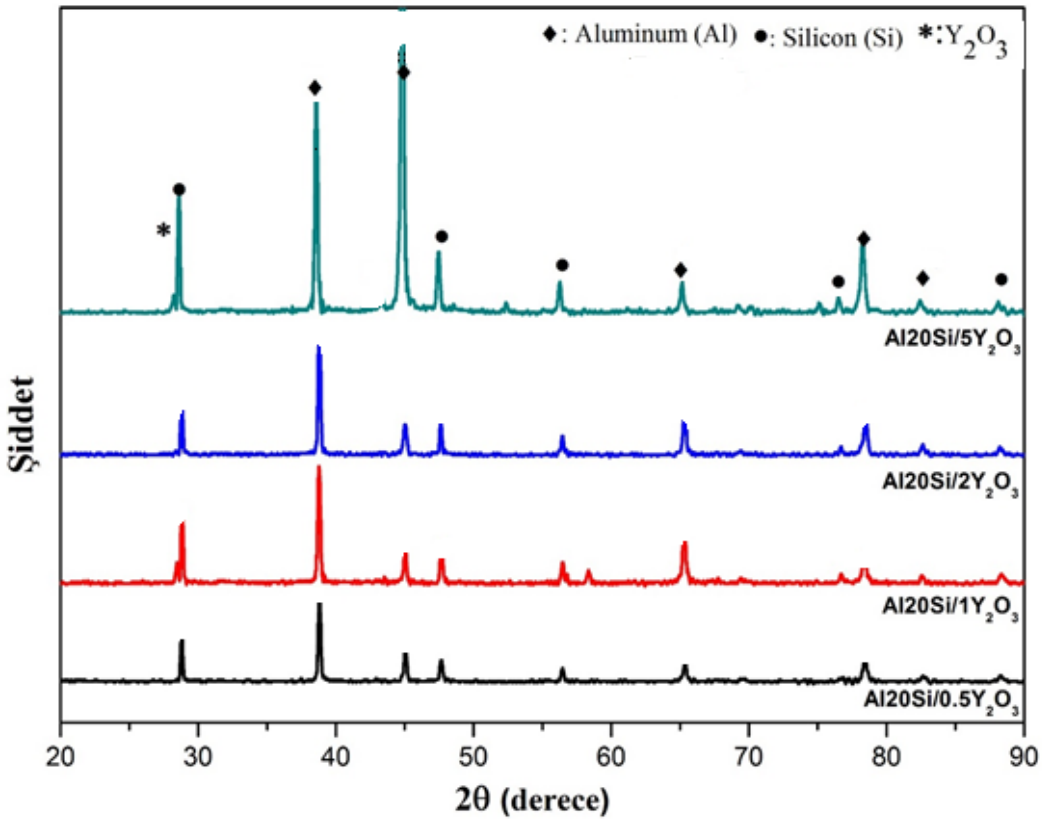
Şekil 8.24'de Al-20Si matriksine ZrB_2 pekiştirici fazlarının takviyesi 4 saatlik öğütme sonucunda elde edilmiş olan tozların DSC grafikleri verilmiştir. Yine bu numunede görülen endotermik pik ergime yani Al-Si sistemindeki sıvılaşmanın başladığı sıcaklık noktası olan 577 ^oC noktasını göstermektedir. Buda Al ve Si tozlarının birbiri içinde homojen şekilde dağıldığını ve pekiştirici fazların bunu etkilemediğini göstermektedir.



Şekil 8.24 : 4 sa MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 tozlarının DSC eğrileri.

8.2.4 Y_2O_3 katkılı Al-20Si kompozit tozlarının karakterizasyonu

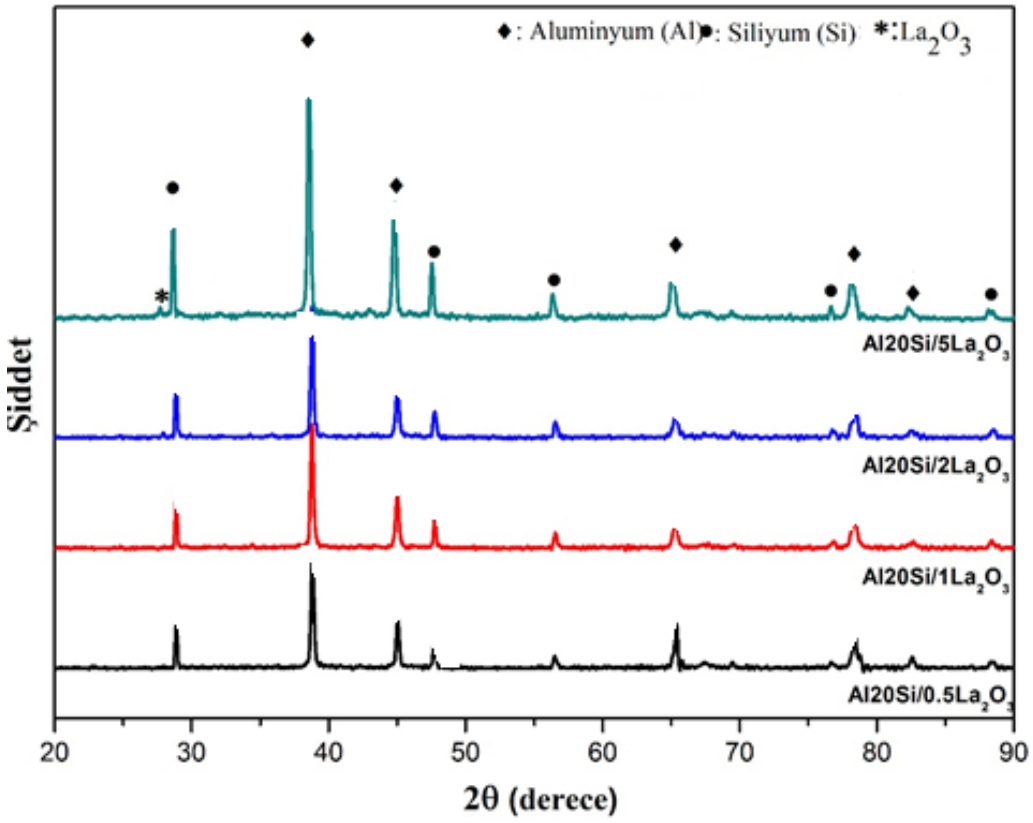
Şekil 8.25'de verilmiş olan 4 saat mekanik alaşımlanmış Y_2O_3 takviyeli Al-20Si toz kompozit numunelerine ait XRD grafiklerinde ana matriks malzemesine ve diğer pekiştiricilere benzer olarak mekanik alaşımlama ve artan Y_2O_3 miktarı ile kristal boyutunun azaldığı ve latis gerilmelerinin artmasına bağlı olarak pik yüksekliklerinde azaldığı ve piklerin genişlediği gözlemlenmiştir. Yine bunun sebebinin mekanik alaşımlama esnasında oluşan tekrar kristallenme ve yüksek plastik deformasyon olduğu düşünülmektedir. Buna ek olarak artan Y_2O_3 miktarı ile Y_2O_3'e ait olan pikler belirginleşmiştir. Yine bu öğütme işlemi sırasında Al, Si ve Y_2O_3 arasında herhangi bir reaksiyon meydana gelmemiş ve bileşik oluşmamıştır. Yapılan analizlerde sadece Al, Si ve Y_2O_3 pikleri görülmüştür.



Şekil 8.25 : 4 saat MA'lanmış farklı miktarlarda Y_2O_3 içeren Al-20Si kompozit tozlarının xrd paternleri.

8.2.5 La_2O_3 takviyeli Al-20Si kompozit tozlarının karakterizasyonu

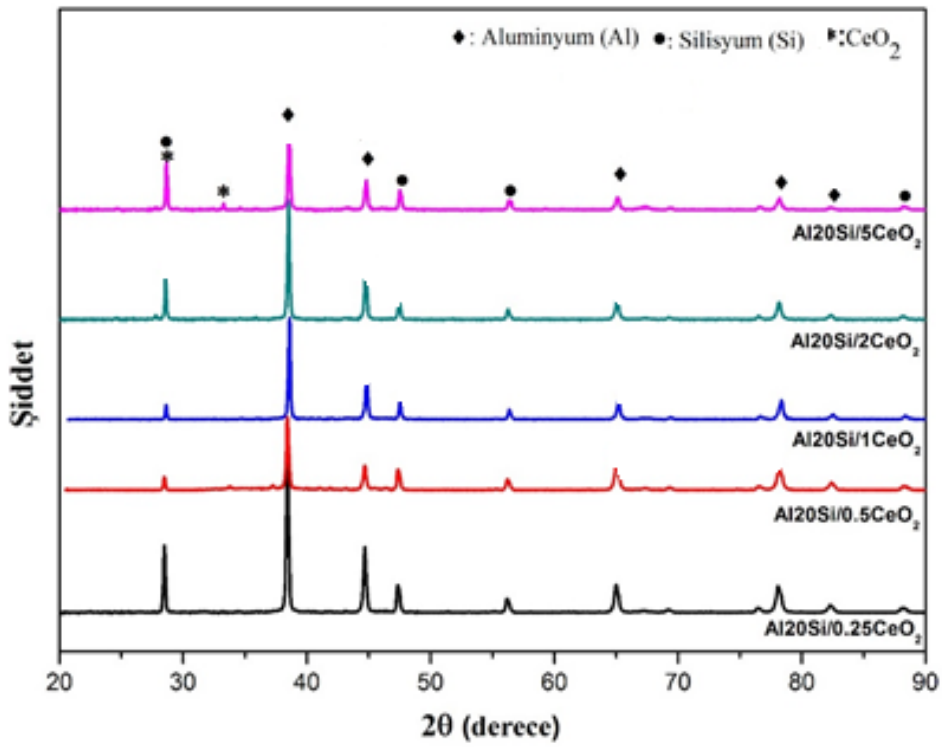
Şekil 8.26'da verilmiş olan 4 saat mekanik alaşımlanmış La_2O_3 takviyeli Al-20Si toz kompozit numunelerine ait XRD grafiklerinde ana matriks malzemesine ve diğer pekiştiricilere benzer olarak mekanik alaşımlama ve artan La_2O_3 miktarı ile kristal boyutunun azaldığı ve latis gerilmelerinin artmasına bağlı olarak pik yüksekliklerinde azaldığı ve piklerin genişlediği gözlemlenmiştir. Yine bunun sebebinin mekanik alaşımlama esnasında oluşan tekrar kristallenme ve yüksek plastik deformasyon olduğu düşünülmektedir. Buna ek olarak artan La_2O_3 miktarı ile La_2O_3'e ait olan pikler belirginleşmiştir. Yine bu mekanik alaşımlama işlemi sırasında Al, Si ve La_2O_3 arasında herhangi bir tepkime veya reaksiyon meydana gelmemiş ve bileşik oluşmamıştır. Yapılan analizlerde sadece Al, Si ve La_2O_3 pikleri görülmüştür. Yine öğütme sırasında öğütücü ortam olarak kullanılan çelik kavanoz ve çelik bilyaların aşınmasından kaynaklı herhangi bir demir fazı veya bileşiğinede rastlanmamıştır. Zaten sinterleme sonrası yapılan faz analizlerinde de demir içeren herhangi bir ara bileşik meydana gelmediği görülmüştür. Buda oksit katkısının borürlere göre daha az aşındırıcıetki yaptığını göstermektedir.



Şekil 8.26 : 4 saat MA'lanmış farklı miktarlarda La_2O_3 içeren Al-20Si kompozit tozlarının xrd paternleri.

8.2.6 CeO_2 katkılı Al-20Si kompozit tozlarının karakterizasyonu

4 saat mekanik alaşımlanmış CeO_2 takviyeli Al-20Si toz kompozit numunelerine ait XRD grafikleri Şekil 8.27'de verilmiştir. Burada matriks malzemesine ve diğer pekiştiricilere benzer olarak mekanik alaşımlama ve artan CeO_2 miktarı ile kristal boyutunun azaldığı ve latis gerilmelerinin artmasına bağlı olarak pik yüksekliklerinde azaldığı ve piklerin genişlediği gözlemlenmiştir. Yine bunun sebebinin mekanik alaşımlama esnasında oluşan tekrar kristallenme ve yüksek plastik deformasyon olduğu düşünülmektedir. Buna ek olarak artan CeO_2 miktarı ile CeO_2'e ait olan pikler belirginleşmiştir. Yine bu mekanik alaşımlama işlemi sırasında Al, Si ve CeO_2 arasında herhangi bir tepkime veya reaksiyon meydana gelmemiş ve bileşik oluşmamıştır. Yapılan analizlerde sadece Al, Si ve CeO_2 pikleri görülmüştür. Yine kompozit sisteminde de öğütme sırasında öğütücü ortam olarak kullanılan çelik kavanoz ve çelik bilyaların aşınmasından kaynaklı herhangi bir demir fazı veya bileşiği tespit edilmemiştir. Zaten sinterleme sonrası yapılan faz analizlerinde de demir içeren herhangi bir ara bileşik meydana gelmediği görülmüştür. Buda oksit katkısının daha az aşındırıcı etki yaptığını göstermektedir.



Şekil 8.27 : 4 saat MA'lanmış farklı miktarlarda CeO_2 içeren Al-20Si kompozit tozlarının xrd grafikleri.

8.3 Preslenmiş Tozların Karakterizasyonu

Mekanik alaşımlanmış numuneler daha sonra sinterleme işlemi öncesi şekil verilmek amacıyla 10 ton kapasiteli el presi ile 400 ve 550 MPa basınçla preslenmiştir. Presleme işleminde çapı 12mm olan kalıplar kullanılmıştır. Presleme sonrası numuneler incelendiğinde üst ve alt yüzeylerinin oldukça düzgün olduğu yan yüzeylerde laminasyon meydana gelmediği görülmüştür. Ancak hiç öğütülmemiş toz karışımlarının preslenmesinde problemler olmuş alt ve üst yüzey kabarcık şeklinde bir görüntü oluşturmuştur. Preslenmiş numunelerin ölçülen ham yoğunlukları Çizelge 8.5, 8.6 ve 8.7'de verilmiştir. Yoğunluk değerleri mekanik alaşımlama süresinin artması ile azalmaktadır.

Çizelge 8.5 incelendiğinde MA süresi arttıkça yoğunlukta bir azalma olduğu görülmüştür. Ham yoğunluk değerlerine bakıldığında en yüksek değere %87,93 ile 0 saat MA'lanmış karışımda en düşük değere 20 saat MA'lanmış karışımda %81,81 olarak ulaşılmıştır. Tozların presleme sonrası ham yoğunluk (green density) değerleri incelendiğinde düşük mekanik alaşımlama sürelerinde daha yüksek yoğunluk değerlerine ulaşılmıştır. Bu kademede tozlar daha yumuşak karakterli ve farklı

boyutlarda olduğu için boşluklar daha iyi doldurulmuş ve daha yüksek yoğunluk değerlerine ulaşılmıştır.

Çizelge 8.5 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si numunelerinin ham yoğunluk değerleri.

Kompozisyon	Öğütme Süresi (sa)	Yaş Yoğunluk (g/cm^3)	Teorik Yoğunluk (g/cm^3)	Relatif Yoğunluk (%)
Al-20Si	0	2,3	2,61	87,93
	1	2,27	2,61	86,99
	2	2,16	2,61	82,91
	4	2,27	2,61	86,87
	8	2,24	2,61	85,74
	12	2,2	2,61	84,36
	16	2,19	2,61	83,94
	20	2,14	2,61	81,81

Mekanik alaşımlama süresinin artması ile partikül boyutları daha küçük ve homojen bir boyut dağılımına ulaştığından bu tozların preslenebilirliği azalmıştır. Bundan dolayı pres sonrası yoğunluklarda azalma olmaktadır. Buna ek olarak farklı miktarlarda pekiştirici ilavesinin yoğunluğa önemli bir miktarda iyi ya da kötü etkisi olmadığı gözlemlenmiştir. Yoğunluk oranlarındaki değişimlerin bir başka sebebi de preslenen numunelerde meydana gelen gözeneklerin oluşumudur.

Çizelge 8.6 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si-xTiB_2 numunelerinin ham yoğunluk değerleri.

Kompozisyon	Öğütme Süresi (sa)	Yaş Yoğunluk (g/cm^3)	Teorik Yoğunluk (g/cm^3)	Relatif Yoğunluk (%)
Al-20Si-5TiB_2	1	2,23	2,673	83,59
	2	2,21	2,673	82,58
	4	2,18	2,673	81,45
	8	2,16	2,673	80,81
Al-20Si-10TiB_2	1	2,29	2,731	83,78
	2	2,2	2,731	80,71
	4	2,18	2,731	79,99
	8	2,11	2,731	77,38

Çizelge 8.6 incelendiğinde MA süresi ve TiB_2 miktarı arttıkça yoğunlukta bir azalma olduğu görülmüştür. Tozların presleme sonrası ham yoğunluk (green density) değerleri incelendiğinde düşük mekanik alaşımlama sürelerinde daha yüksek yoğunluk değerlerine ulaşılmıştır. Bu kademede yine tozlar daha yumuşak karakterli ve farklı boyutlarda olduğu için boşluklar daha iyi doldurulmuş ve daha yüksek

yoğunluk değerlerine ulaşılmıştır. Ancak bu değerler yinede sadece Al-20Si den oluşan tozlara göre oldukça düşüktür. Mekanik alaşımlama süresinin artması ile partikül boyutları daha küçük ve homojen bir boyut dağılımına ulaştığından bu tozların preslenebilirliği azalmıştır. Bundan dolayı pres sonrası yoğunluklarda azalma olmaktadır. Buna ek olarak farklı miktarlarda pekiştirici ilavesinin yoğunluğa olumsuz etkisi olduğu gözlemlenmiştir. Yoğunluk oranlarındaki değişimlerin bir başka sebebi de preslenen numunelerde meydana gelen gözeneklerin oluşumudur.

Çizelge 8.7 incelendiğinde ise yine MA süresi ve ZrB_2 miktarı arttıkça yoğunlukta bir azalma olduğu görülmüştür. Yani TiB_2 pekiştirici takviyeli tozlarla aynı davranışı göstermişlerdir.

Çizelge 8.7 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si-xZrB_2 numunelerinin ham yoğunluk değerleri.

Kompozisyon	Öğütme Süresi (sa)	Yaş Yoğunluk (g/cm^3)	Teorik Yoğunluk (g/cm^3)	Relatif Yoğunluk (%)
Al-20Si-5ZrB_2	1	2,26	2,693	83,98
	2	2,19	2,693	81,16
	4	2,13	2,693	79,24
	8	2,19	2,693	81,25
Al-20Si-10ZrB_2	1	2,35	2,775	84,63
	2	2,27	2,775	81,83
	4	2,22	2,775	79,88
	8	2,27	2,775	81,96
Al-20Si-15ZrB_2	1	2,37	2,861	82,68
	2	2,3	2,861	80,46
	4	2,31	2,861	80,8
	8	2,26	2,861	78,9

Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 gibi oksit esaslı pekiştirici katkılı ve mekanik alaşımlanmış Al20Si kompozit tozlarının presleme sonrası ham yoğunluk değerleri Çizelge 8.8, 8.9 ve 8.10'da verilmiştir. Çizelge 8.8 incelendiğinde sabit MA süresi ve artan Y_2O_3 miktarı ile yoğunlukta bir azalma olduğu görülmüştür. Elde edilen bu değerler sadece Al20Si den oluşan tozlara göre oldukça düşüktür. Mekanik alaşımlama ile partikül boyutları daha küçük ve homojen bir boyut dağılımına ulaştığından bu tozların preslenebilirliği azalmıştır. Bundan dolayı pres sonrası yoğunluklarda azalma olmaktadır. Buna ek olarak farklı miktarlarda pekiştirici ilavesinin yoğunluğa olumsuz etkisi olduğu gözlemlenmiştir. Yoğunluk oranlarındaki değişimlerin bir başka sebebi de preslenen numunelerde meydana gelen gözeneklerin oluşumudur.

Çizelge 8.8 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si-xY_2O_3 numunelerinin ham yoğunluk değerleri.

Kompozisyon	Yaş Yoğunluk (g/cm^3)	Teorik Yoğunluk (g/cm^3)	Relatif Yoğunluk (%)
Al20Si-0,5Y_2O_3	2,24	2,62	85,49
Al-20Si-1Y_2O_3	2,23	2,628	84,85
Al-20Si-2Y_2O_3	2,23	2,64	84,46
Al-20Si-5Y_2O_3	2,22	2,68	82,83

Çizelge 8.9 incelendiğinde sabit MA süresi ve artan La_2O_3 miktarı ile yoğunlukta bir azalma olduğu görülmüştür. Elde edilen bu değerler yine katkısız Al20Si den oluşan tozlara göre oldukça düşüktür. Mekanik alaşımlama ile partikül boyutları daha küçük ve homojen bir boyut dağılımına ulaştığından ve nispeten sert olmasından dolayı tozların preslenebilirliği azalmıştır. Bundan dolayı pres sonrası yoğunluklarda azalma olmaktadır. Buna ek olarak farklı miktarlarda pekiştirici ilavesinin yoğunluğa olumsuz etkisi olduğu gözlemlenmiştir.

Çizelge 8.9 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si-xLa_2O_3 numunelerinin ham yoğunluk değerleri.

Kompozisyon	Yaş Yoğunluk (g/cm^3)	Teorik Yoğunluk (g/cm^3)	Relatif Yoğunluk (%)
Al-20Si-0,5La_2O_3	2,23	2,62	85,11
Al-20Si-1La_2O_3	2,21	2,63	84,03
Al-20Si-2La_2O_3	2,19	2,64	82,95
Al-20Si-5La_2O_3	2,17	2,69	80,66

Çizelge 8.10 incelendiğinde sabit MA süresi ve artan CeO_2 miktarı ile yoğunlukta bir azalma olduğu görülmüştür.

Çizelge 8.10 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve preslenmiş Al-20Si-xCeO_2 numunelerinin ham yoğunluk değerleri.

Kompozisyon	Yaş Yoğunluk (g/cm^3)	Teorik Yoğunluk (g/cm^3)	Relatif Yoğunluk (%)
Al-20Si-0,25CeO_2	2,24	2,62	85,49
Al-20Si-0,5CeO_2	2,23	2,62	85,11
Al-20Si-1CeO_2	2,21	2,63	84,03
Al-20Si-2CeO_2	2,2	2,65	83,01
Al-20Si-5CeO_2	2,21	2,7	81,85

Ancak bu azalış diğer oksit katkılarına ve borür katkılarına göre daha azdır ve elde edilen yoğunluk değerleri daha yüksektir. Mekanik alaşımlama ile partikül boyutları

daha küçük ve homojen bir boyut dağılımına ulaştığından bu tozların preslenebilirliği azalmıştır. Bundan dolayı pres sonrası yoğunluklarda azalma olmaktadır. Buna ek olarak farklı miktarlarda pekiştirici ilavesinin yoğunluğa olumsuz etkisi olduğu gözlemlenmiştir.

8.4 Sinterlenmiş Numunelerin Karakterizasyonu

8.4.1 Al-20Si metal matriks kompozitler

8.4.1.1 Yoğunluk ölçümleri

Sinterlenmiş numunelerin yoğunluk değerleri Çizelge 8.11'da verilmiştir.

Çizelge 8.11 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerinin yoğunluk değerleri.

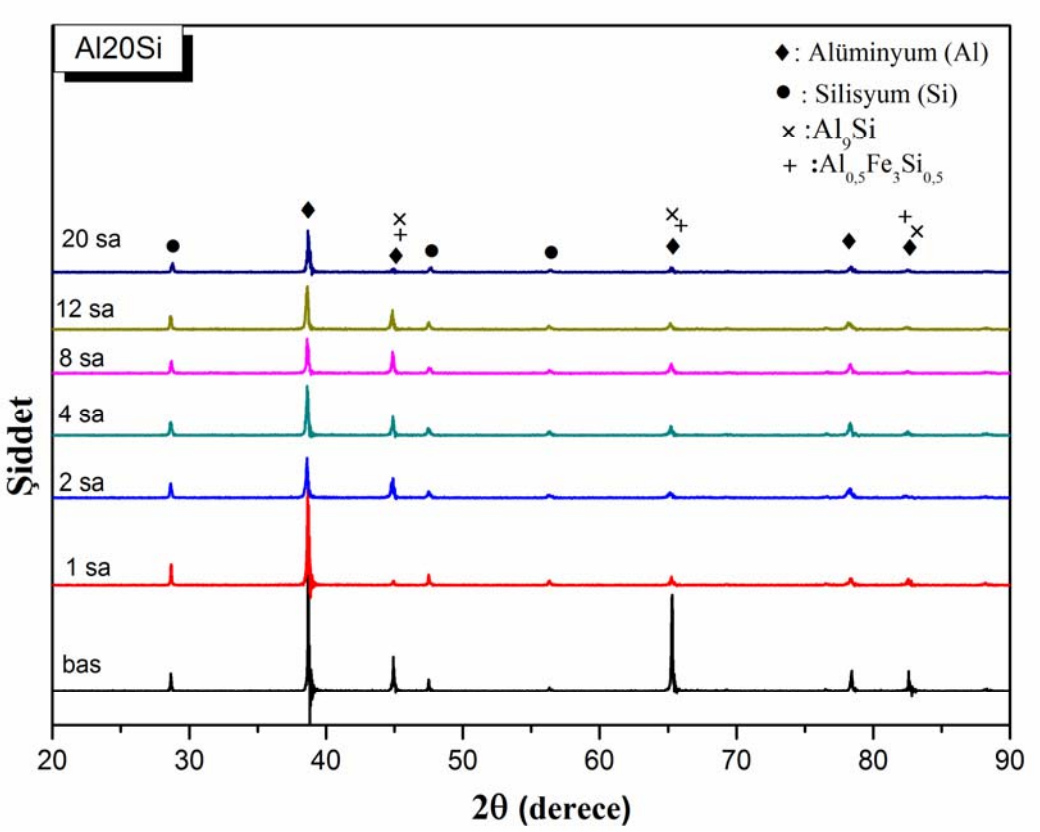
Kompozisyon	Öğütme Süresi (sa)	Gerçek Yoğunluk (g/cm^3)	Teorik Yoğunluk (g/cm^3)	Göreceli Yoğunluk (%)
Al-20Si	0	2,33682	2,61	90,21
	1	2,58883	2,61	99,94
	2	2,41582	2,61	93,26
	4	2,55881	2,61	98,78
	8	2,51694	2,61	97,16
	12	2,4332	2,61	96,3
	16	2,47902	2,61	95,7
	20	2,34472	2,61	90,5

Çizelge 8.11'de ölçümler sonucunda görüldüğü üzere sinter öncesi numune yoğunlukları %80 - %87 civarında iken sinter sonrası bu yoğunluklar %90 - %98 seviyelerine ulaşmıştır. Buradaki sonuçlardan artan MA süresi ile ham yoğunluğa paralel olarak sinter sonrası yoğunluk değerlerinde de azalma meydana geldiği görülmüştür.

8.4.1.2 Faz analizleri

Sinterlenmiş numunelerde faz karakterizasyonu X ışınları difraktometresi ile yapılmıştır. Sinterlenmiş Al-20Si numunelerine ait XRD grafikleri Şekil 8.28'de verilmiştir. Sinterlenmiş numunelere yapılan x-ışınları analizi sonrası elde edilen difraksiyon paternlerinde tozlarda elde edilen paternlerden farklı olarak pik yükseklikleri azalmakta ve pik genişlikleri artmaktadır. Sistemlerde alüminyum ve

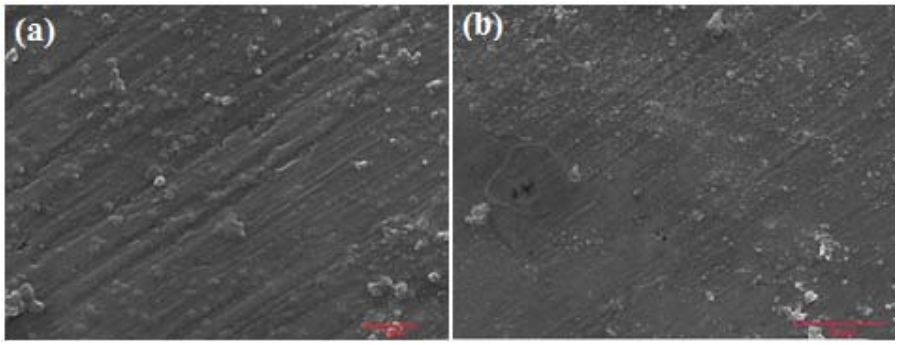
silisyuma ait olan pikler rahatlıkla belirlenebilmektedir. Bunun yanısıra XRF analizlerinde de görüldüğü gibi artan MA süresiyle özellikle 8 saat ve üstündeki sürelerdeki numunelerde sisteme karışan demir nedeniyle $Al_{0.5}Fe_3Si_{0.5}$ intermetalik bileşiği ile literatürdeki diğer çalışmalarda daha bahsedilmemiş olan Al_9Si fazına ait pikler tüm öğütme sürelerindeki numunelerde görülmüştür. Fakat Al fazının piki ile aynı pik bölgesinde olduğu için pik yüksekliğini net söylemek mümkün olmamıştır.



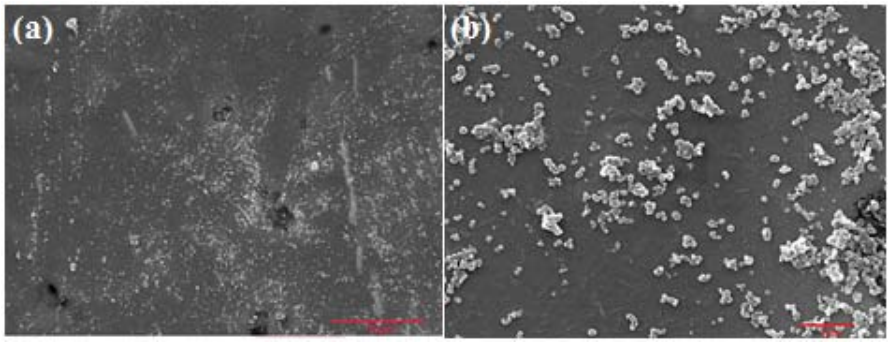
Şekil 8.28 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si sinter sonrası XRD paterni.

8.4.1.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri

Şekil 8.29 ve Şekil 8.30'da 0 saat ve 4 saat mekanik alaşımlanmış Al20Si numunelerine ait sinterleme sonrası taramalı elektron mikroskobu resimleri görülmektedir. Sinterlenmiş Al-20Si numunelerinnin aşağıda verilen SEM fotoğraflarında açık renkli olan bölgelerde küresel yapılar Al-Si-O'den oluşmaktadır. Koyu renkli olan bölgelerde ise sadece Al ve Si görülmektedir. Koyu renkli olan bölümlerde ise Al ve Si'nin homojen bir şekilde karıştığı görülmektedir.

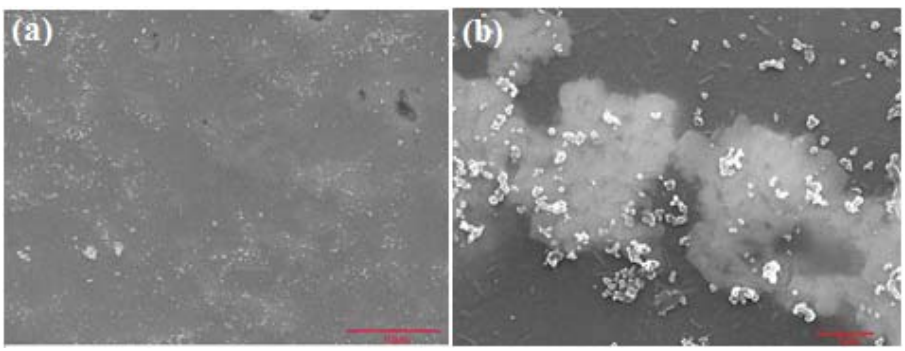


Şekil 8.29 : 0 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin sem fotoğrafları (a) 15000x (b) 2500x.



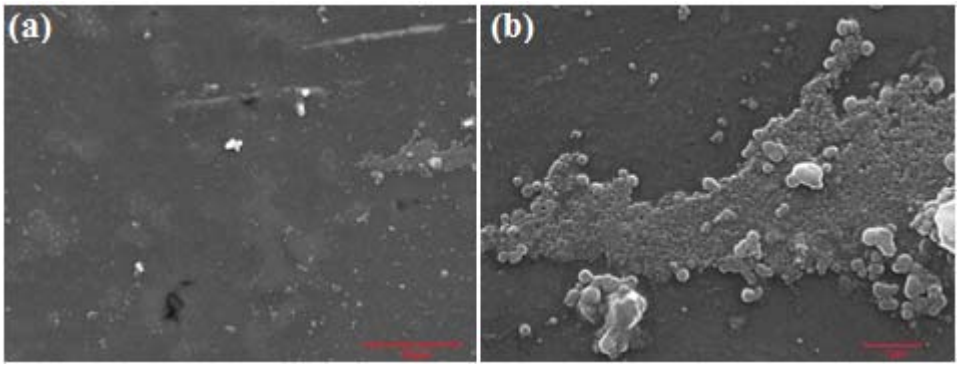
Şekil 8.30 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin sem fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x.

Şekil 8.31 ve Şekil 8.32'de 8 saat ve 1 saat mekanik alaşımlanmış Al-20Si numunelerine ait sinterleme sonrası taramalı elektron mikroskobu resimleri görülmektedir. Sinterlenmiş Al-20Si numunelerinin aşağıda verilen SEM fotoğraflarında açık renkli olan bölgelerde küresel yapılar Al-Si-O'den oluşmaktadır ve yüksek MA sürelerindeki numunelerde yapıda daha fazla olduğu ve homojen dağıldığı görülmektedir. 1 saat MA yapılmış numunede ise sadece belli bölgelerde yoğunlaştığı görülmektedir. Koyu renkli olan bölgelerde ise sadece Al ve Si görülmektedir.



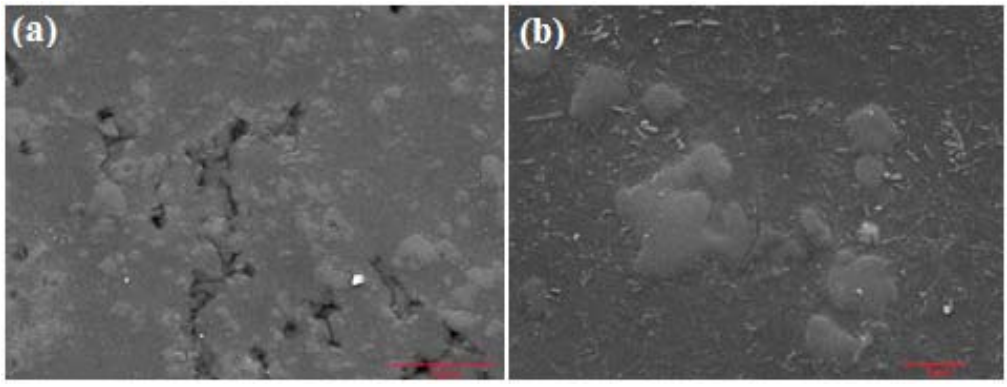
Şekil 8.31 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x.

Koyu renkli olan bölümlerde ise Al ve Si'nin homojen bir şekilde karıştığı görülmektedir.



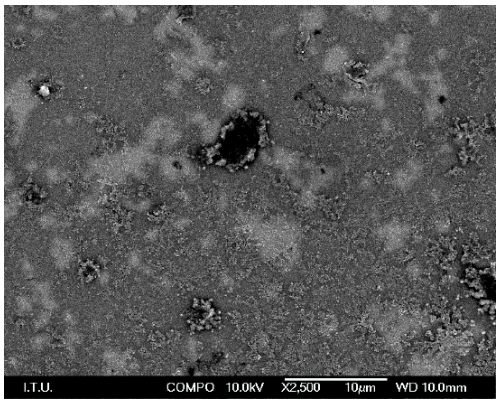
Şekil 8.32 : 1 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x.

Şekil 8.33'de 20 saat mekanik alaşımlanmış Al-20Si numunelerine ait sinterleme sonrası taramalı elektron mikroskobu resimleri görülmektedir. Sinterlenmiş Al20Si numunelerinin aşağıda verilen SEM fotoğraflarında açık renkli olan bölgelerin diğer numunelerde olduğu gibi küresel yapılı Al-Si-O'den oluşmadığı görülmektedir. Koyu renkli olan bölgelerde ise sadece Al ve Si görülmektedir. Koyu renkli olan bölümlerde ise Al ve Si'nin homojen bir şekilde karıştığı görülmektedir. Ana matriks içindeki Si ise yapıda uzun fiber çubukları şeklinde dağılmış olup yaklaşık boyutları 30 nm civarındadır.



Şekil 8.33 : 20 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x.

Şekil 8.34'de 8 sa MA yapılmış Al-20Si numunesine ait geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan SEM fotoğrafı verilmiştir. Bu görüntüde EDS analizlerinde görüldüğü gibi koyu bölgeler Al, beyaz bölgeler Si'ca zengin ancak Al'da içeren bir yapıyı yapıya dağılmış küresel yapılarda Al-Si-O içeren bir yapıyı göstermektedir.

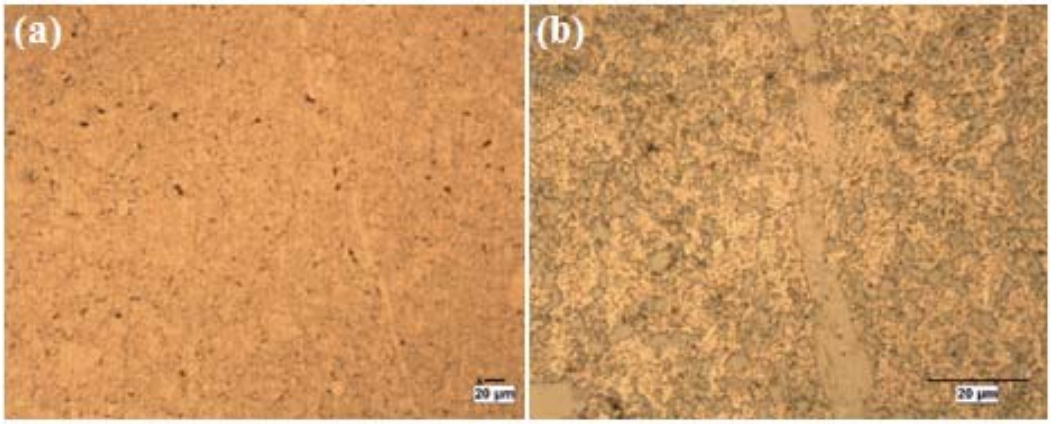


Şekil 8.34 : 8 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerin geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan SEM fotoğrafı (a) 2500x (b) 15000x.

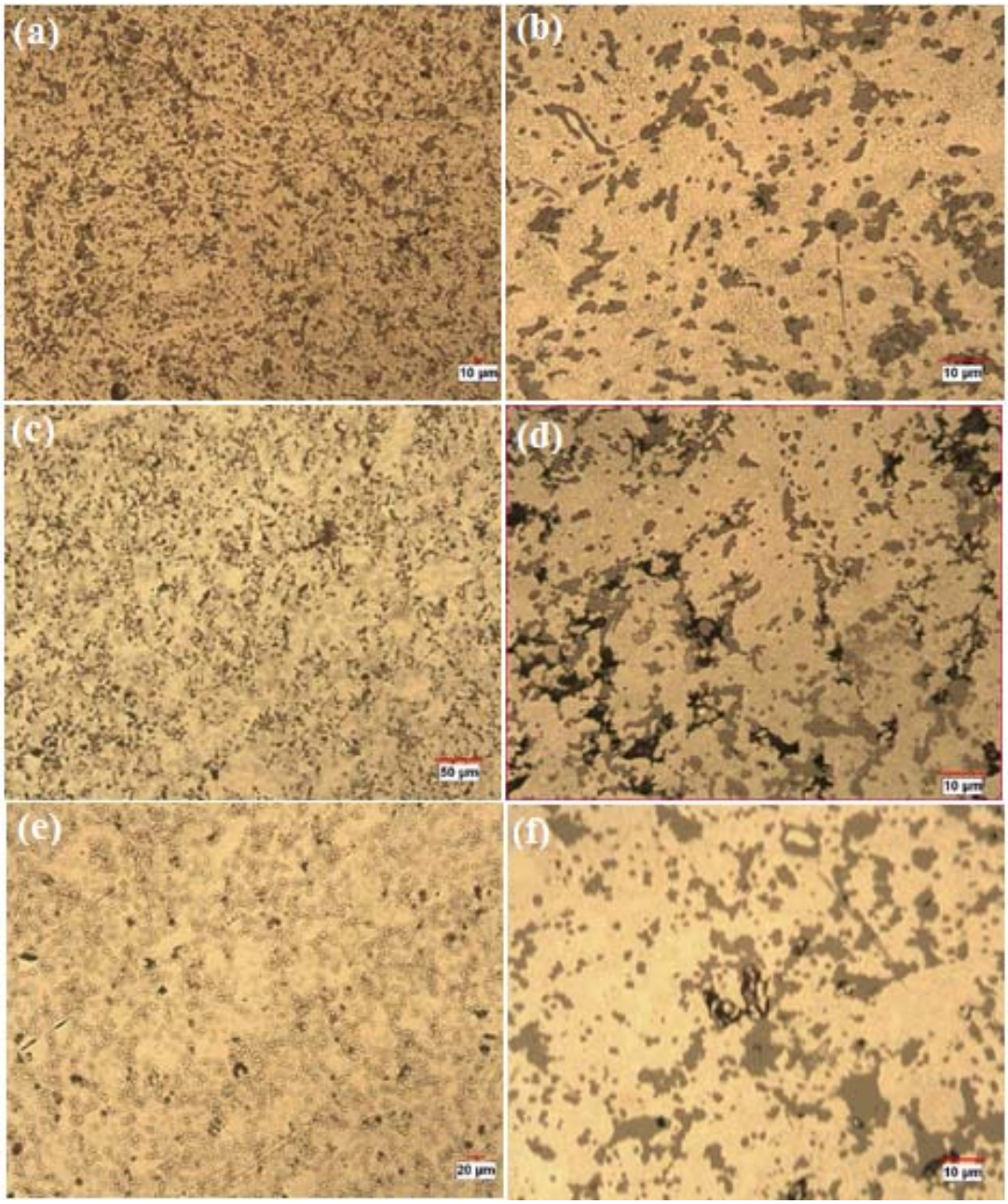
8.4.1.4 Optik mikroskop ile mikroyapı analizleri

Şekil 8.35'de kısa süreli olarak ötektik sıcaklığın üzerine çıkartılıp sonra ötektik sıcaklığın altındaki 570 ^{o}C'de sinterlenmiş olan 4 sa MA'lanmış Al20Si numunesine ait optik mikroskop görüntüsü verilmiştir. Burada yapıda meydana gelmiş olan sıvı faz net şekilde görülmektedir.

Şekil 8.36'da farklı sürelerde MA'lanmış ve 570 ^{o}C'de 2 sa kesinlikle ötektik sıcaklığa ulaşmadan sinterlenmiş olan Al-20Si numunelerinin optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Buradaki görüntülerden yukarıdaki görüntülerden farklı olarak sıvı faz oluşumunun belirgin şekilde görülmediği ve yapının farklı olduğu görülmektedir.

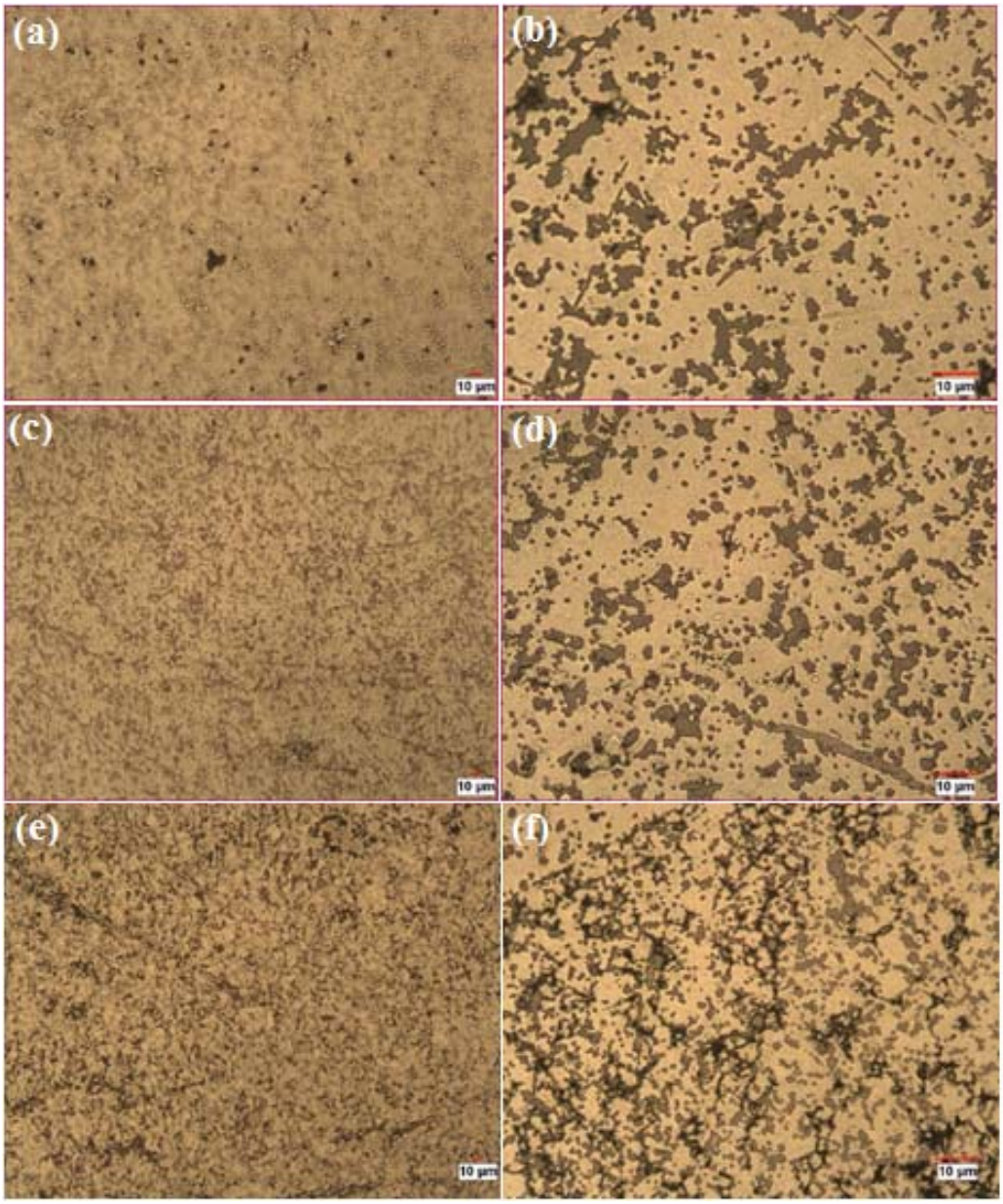


Şekil 8.35 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin optik mikroskop görüntüsü (a) 200x, (b) 1000x.



Şekil 8.36 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin optik mikroskop görüntüleri (a) 1 sa, 200x, (b) 1 sa, 1000x, (c) 2 sa, 200x, (d) 2 sa, 1000x, (e) 4 sa, 200x, (f) 4 sa, 1000x.

Şekil 8.37'de de 8, 16 ve 20 sa MA'lanmış ve 570 ºC'de 2 sa. kesinlikle ötektik sıcaklığa ulaşmadan sinterlenmiş olan Al-20Si numunelerinin optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Buradaki görüntülerden yine sıvı faz oluşumunun belirgin şekilde görülmediği ve katı hal sinterlemesinin gerçekleştiği görülmektedir.



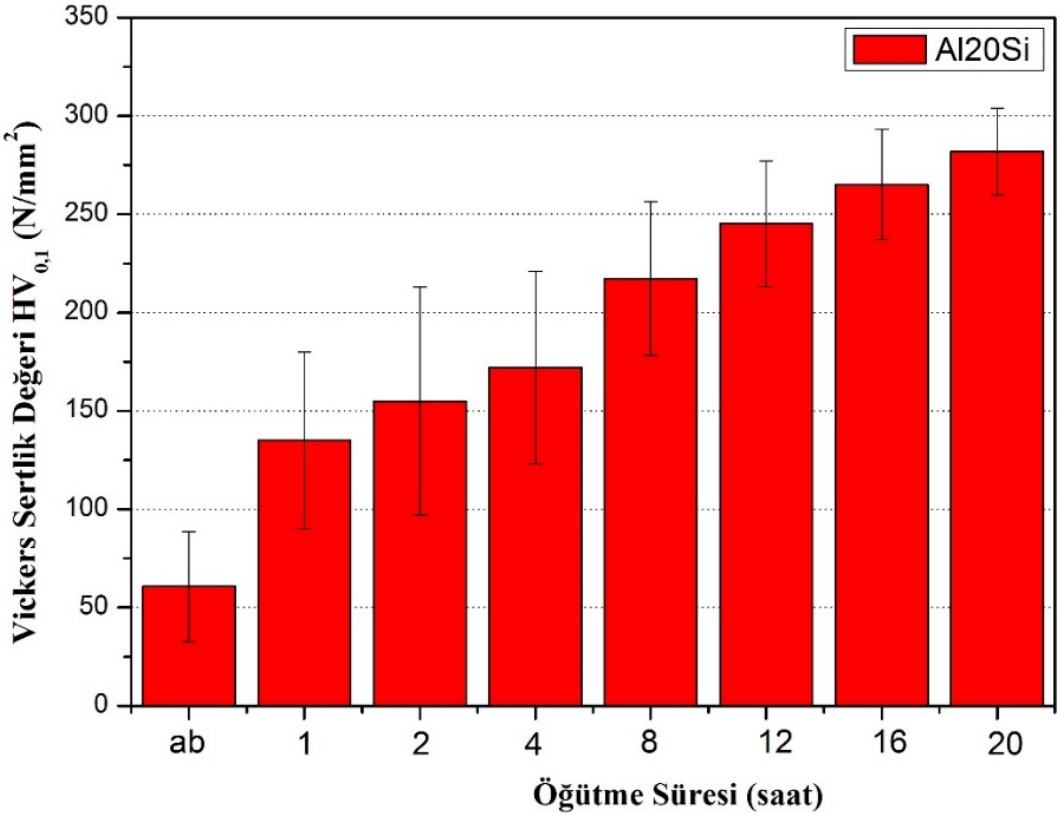
Şekil 8.37 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin optik mikroskop görüntüleri (a) 8 sa, 200x, (b) 8 sa, 1000x, (c) 16 sa, 200x, (d) 16 sa, 1000x, (e) 20 sa, 200x, (f) 20 sa, 1000x.

8.4.1.5 Mekanik özellikler

Çizelge 8.12 ve Şekil 8.38'de Al-20Si matriks fazı için artan mekanik alaşımlama süresinin sertliğe etkisi görülmektedir. Çizelgeden ve şekilden MA süresi arttıkça kompozit malzemenin sertliğinin önemli oranda arttığı görülmüştür. 0 sa. MA'lanmış numunenin sertliği 60,6 HV iken 20 sa. MA'lanmış olanın sertliği 265 HV'dir. Dökümle elde edilmiş bir Al-20Si alaşımının sertliği 70-80 HV iken MA ile hazırlanmış olan kompozisyonlardan elde edilmiş olan sertlik değerleri oldukça yüksek değerlere ulaşmıştır.

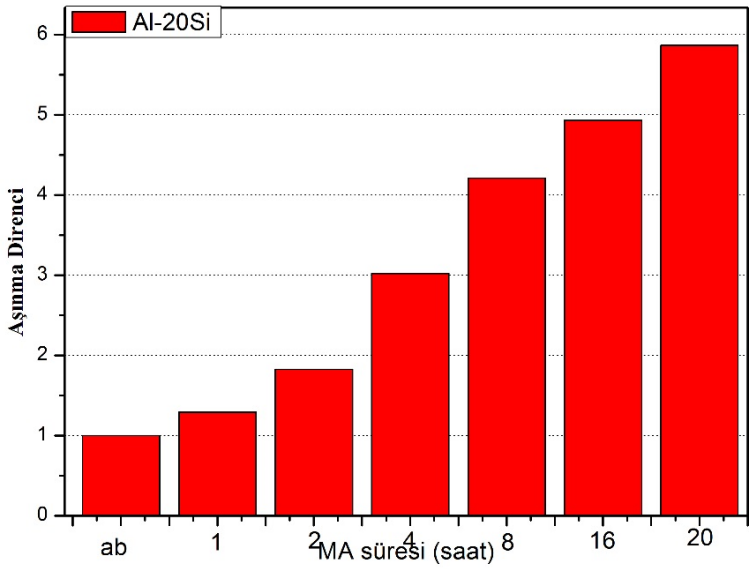
Çizelge 8.12 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerinin sertlik değerleri.

Kompozisyon	MA Süresi (sa)	Sertlik Değeri HV0,1 (N/mm^2)	Standart Sapması
Al20Si	0	60,6	±15
	1	135	±20
	2	155	±17
	4	172	±15
	8	217,3	±10
	12	245,2	±10
	16	265,1	±9
	20	281,9	±8



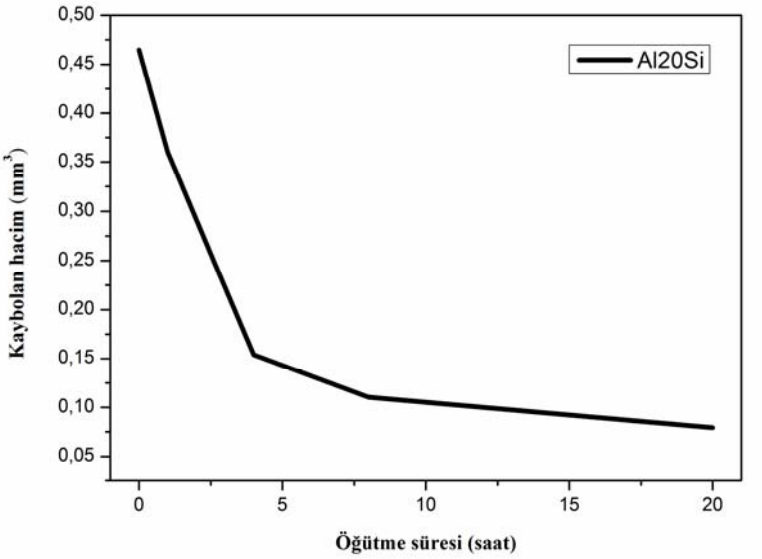
Şekil 8.38 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerinin sertlik değişimi.

Şekil 8.39'da verilen Al-20Si numunelerine ait aşınma deneyi sonuçlarına göre aşınma direncinin artan MA süresiyle değişimi görülmektedir. Artan MA süresi ile aşınma hızının oldukça azaldığı görülmektedir.



Şekil 8.39 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin aşınma hızı grafiği.

Şekil 8.40'da aşınma sırasında kaybolan malzeme miktarının artan MA süresiyle değişimi görülmektedir. Artan MA süresi ile kaybolan malzeme miktarının oldukça azaldığı görülmektedir.



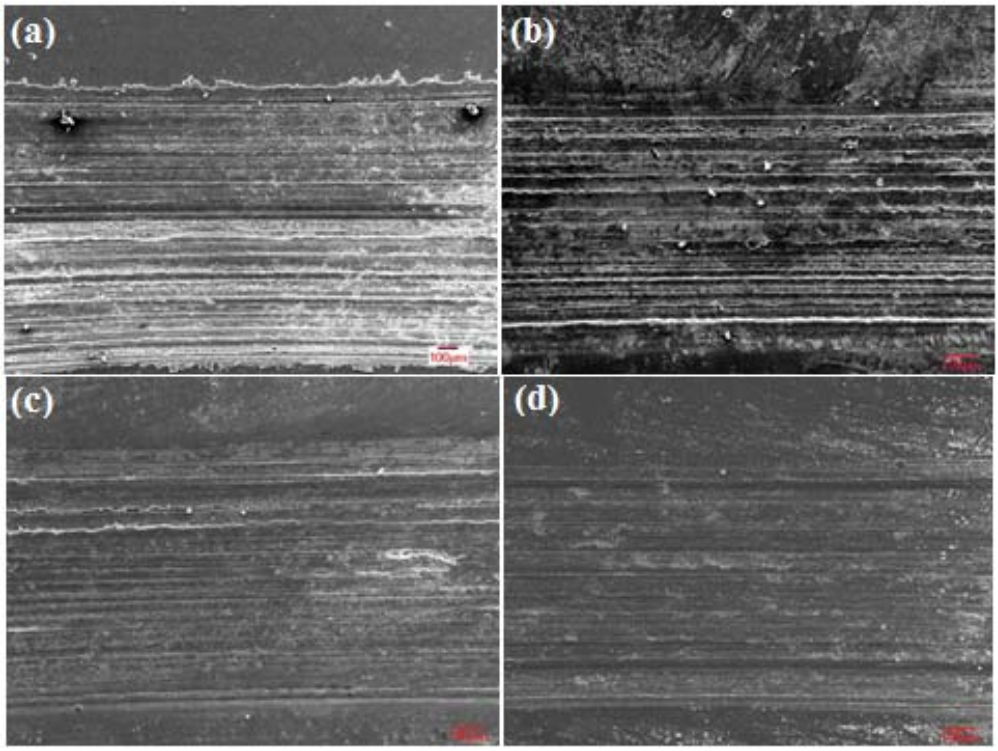
Şekil 8.40 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin aşınma sonrasında kaybolan hacim değerleri.

Çizelge 8.13'de mevcut çalışmada üretilmiş Al-20Si sinter malzemesi ile literatürde Gang Liu ve arkadaşlarının [60] yaptığı, döküm yöntemi ile yapıya stronsiyum ilavesi ile üretilmiş olan malzemenin aşınma değerleri karşılaştırılmış ve mevcut çalışmada üretilmiş olan malzemelerin çok daha üstün aşınma davranışı gösterdiği görülmüştür.

Çizelge 8.13 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerinin aşınma değerlerinin karşılaştırılması.

Al-20Si toz metalurjisi ile üretilmiş ve farklı sürelerde öğütülmüş	Kayıp hacim miktarı/mm^3 (3N yük uygulanmış)	Al-20Si (Stronsiyum (Sr) katkılı ve ergitme ile üretilmiş (katkı miktarı %) [60]	Kayıp hacim miktarı/mm^3 (2N yük uygulanmış) [60]
0	0,4648299	0	0,9
1	0,360112352	0,02	0,78
4	0,153810938	0,04	0,6
8	0,110371	0,06	0,5
20	0,07921749	0,08	0,85

Şekil 8.41'de farklı sürelerde MA'lanmış Al-20Si sistemine ait aşınma testi sonucunda oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri verilmiştir. İzler incelendiğinde çıkan aşınma testi sonuçlarına paralel olarak artan MA süresine bağlı olarak aşınma izlerinin boyutlarının ve şeklinin değiştiği görülmektedir. Artan MA süresi ile aşınma izi derinliği ve genişiği azalmaktadır.



Şekil 8.41 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si numunenin aşınma sonrasındaki aşınma yüzeylerinin SEM fotoğrafları, 500x (a) 1 sa, (b) 4 sa, (c) 8 sa, (d) 20 sa.

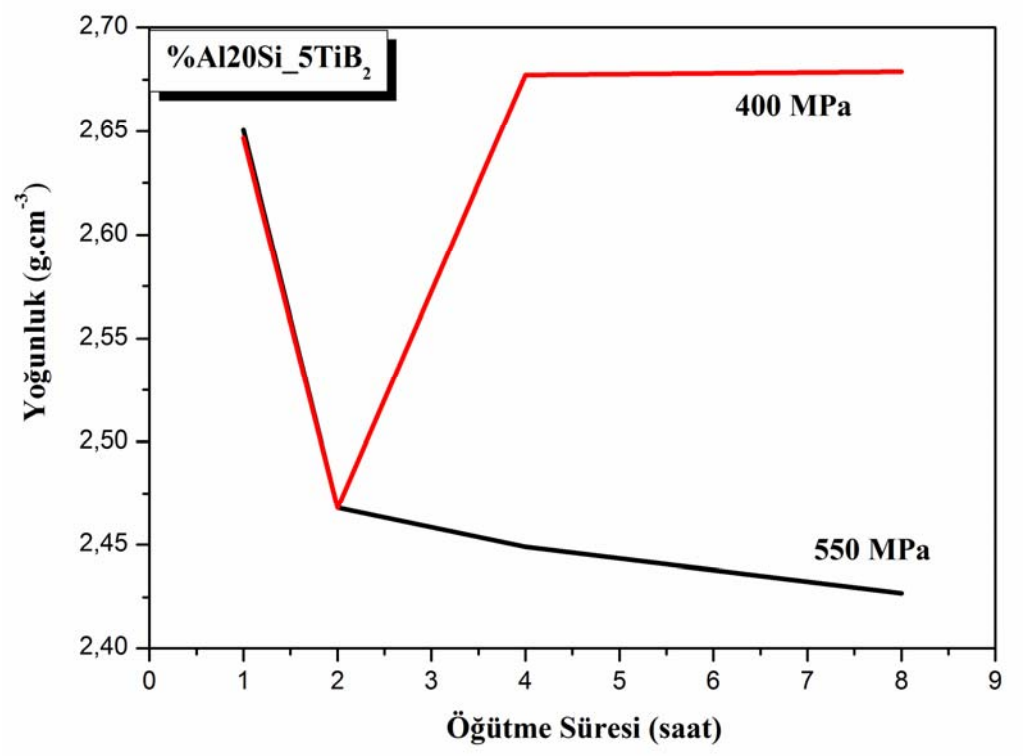
8.4.2 TiB_2 takviyeli Al-20Si metal matriks kompozitler

8.4.2.1 Yoğunluk ölçümleri

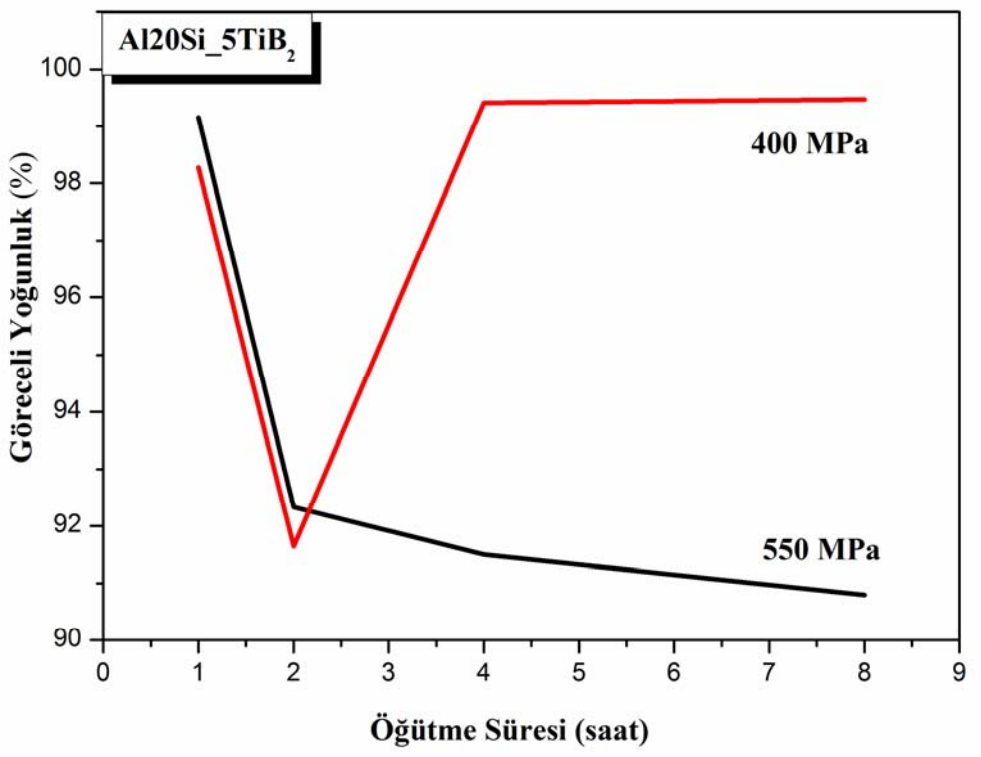
Sinterlenmiş TiB_2 katkılı numunelerin yoğunluk değerleri Çizelge 8.13'de verilmiştir. Çizelgede de görüldüğü üzere sinter öncesi numune yoğunlukları %77 - %83 civarında iken sinter sonrası bu yoğunluklar MA süresine ve katkı miktarına bağlı olarak %91 ile %99 arasında değişen seviyelerine ulaşmıştır. Sinter sonrası TiB_2 içerikli numunelerin yoğunlukları Şekil 8.42, 8.43, 8.44 ve 8.45'de verilmiştir. Bu şekillerde Çizelge 8.13'de ki değerler grafik olarak verilmiştir. Bu çizelge ve şekillerden artan MA süresi ile 550 MPa basınçla preslenmiş olan numuneler ham yoğunluğa paralel olarak sinter sonrası yoğunluk değerlerinde de azalma meydana geldiği görülmüştür. Ancak 400 MPa basınçla sinterlenmiş olanların ise artan MA süresiyle orantılı olarak yüksek yoğunluk değerleri ulaştığı hatta bu değerin 8 saat MA için hemen hemen tüm numunelerde %98'in üstünde olduğu görülmüştür. Çizelge 8.14'den ve Şekil 8.42, 8.43, 8.44 ve 8.45'den farklı presleme basınçlarının sinter yoğunluğuna etkisi net şekilde görülmektedir. Buradan sisteme pekiştirici olarak ilave edilen TiB_2 fazlarının olumlu etkileri olduğu gözlemlenmiştir. Burada pekiştirici miktarının etkisi çok fazla görülmesede olumsuz etkiside görülmemiştir.

Çizelge 8.14 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xTiB_2 numunelerinin karşılaştırmalı yoğunluk değerleri.

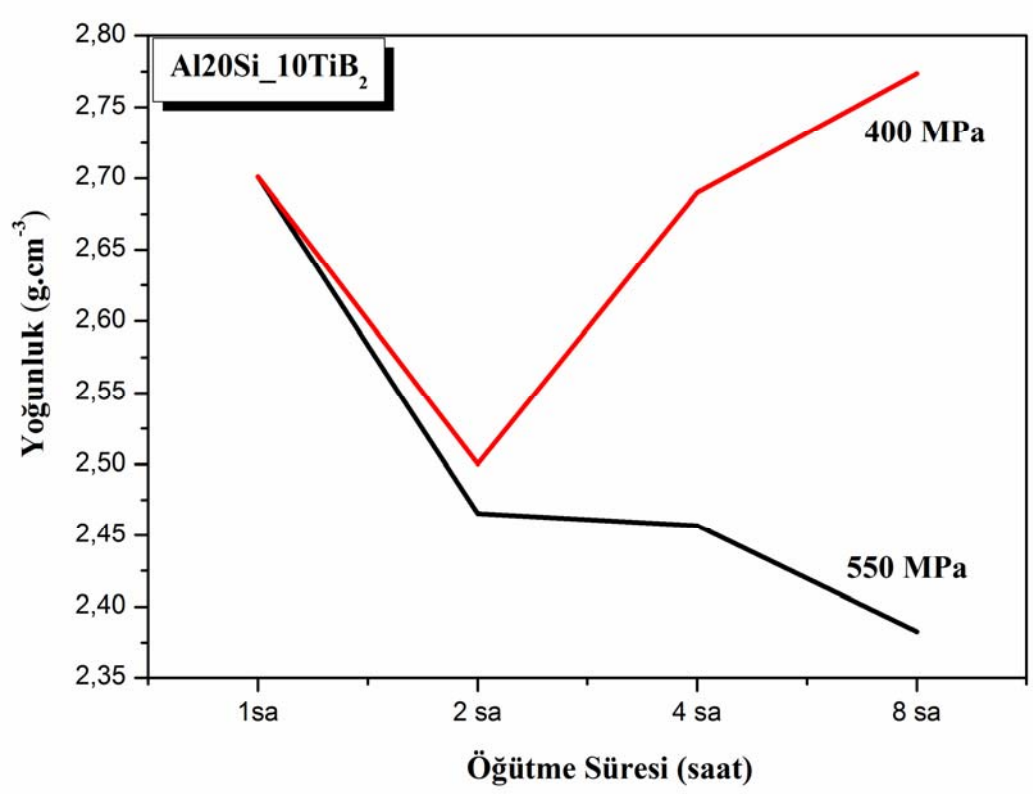
Kompozisyon	Teorik Yoğunluk (g/cm^3)	Gerçek Yoğunluk (g/cm^3) (550 MPa)	Gerçek Yoğunluk (g/cm^3) (400 MPa)	Göreceli Yoğunluk (%) (550 MPa)	Göreceli Yoğunluk (%) (400 MPa)
Al-20Si-5TiB_2 1 sa	2,673	2,63386	2,63386	99,28	98,535728
Al-20Si-5TiB_2 2 sa	2,673	2,34709	2,44505	88,47	91,472129
Al-20Si-5TiB_2 4 sa	2,673	2,47586	2,57777	93,32	96,437336
Al-20Si-5TiB_2 8 sa	2,673	2,44663	2,59436	92,22	97,057987
Al-20Si-10TiB_2 1 sa	2,731	2,70101	2,70101	99,65	98,901867
Al-20Si-10TiB_2 2 sa	2,731	2,46559	2,50035	90,96	91,554376
Al-20Si-10TiB_2 4 sa	2,731	2,4569	2,68995	89,45	98,496888
Al-20Si-10TiB_2 8 sa	2,731	2,38264	2,77369	87,9	99,56316



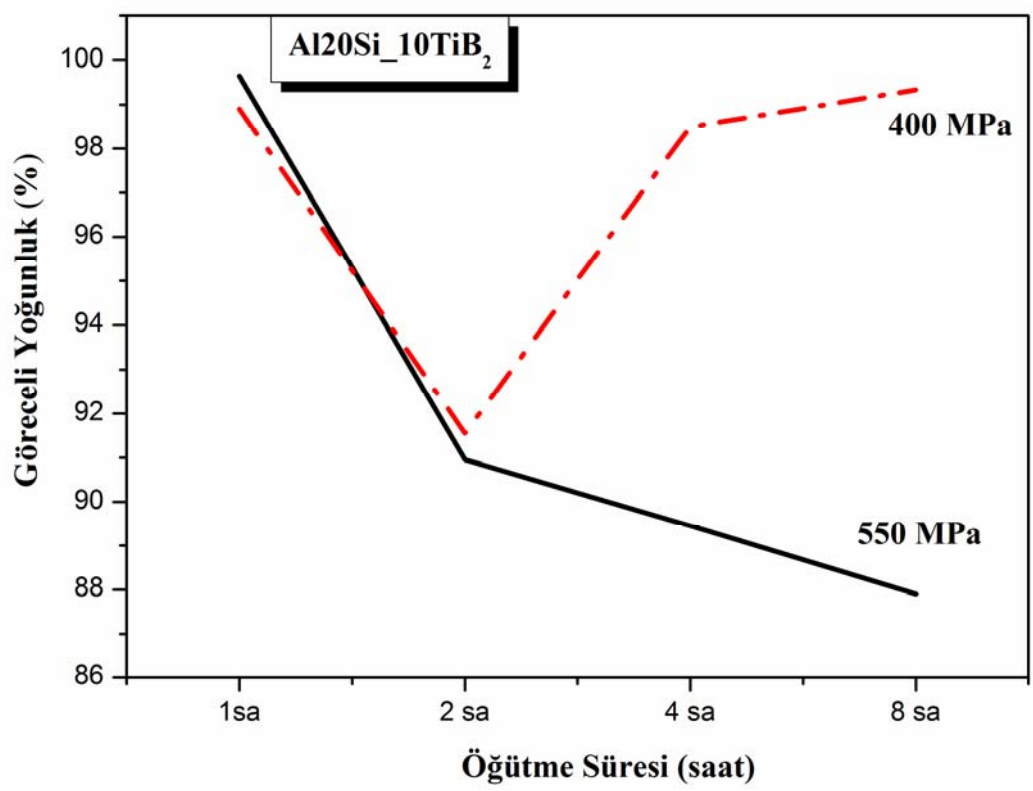
Şekil 8.42 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5TiB2 kompozitlerinin sinter sonrası yoğunluk değişimi.



Şekil 8.43 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5TiB2 kompozitlerinin sinter sonrası göreceli yoğunluk değişimi.



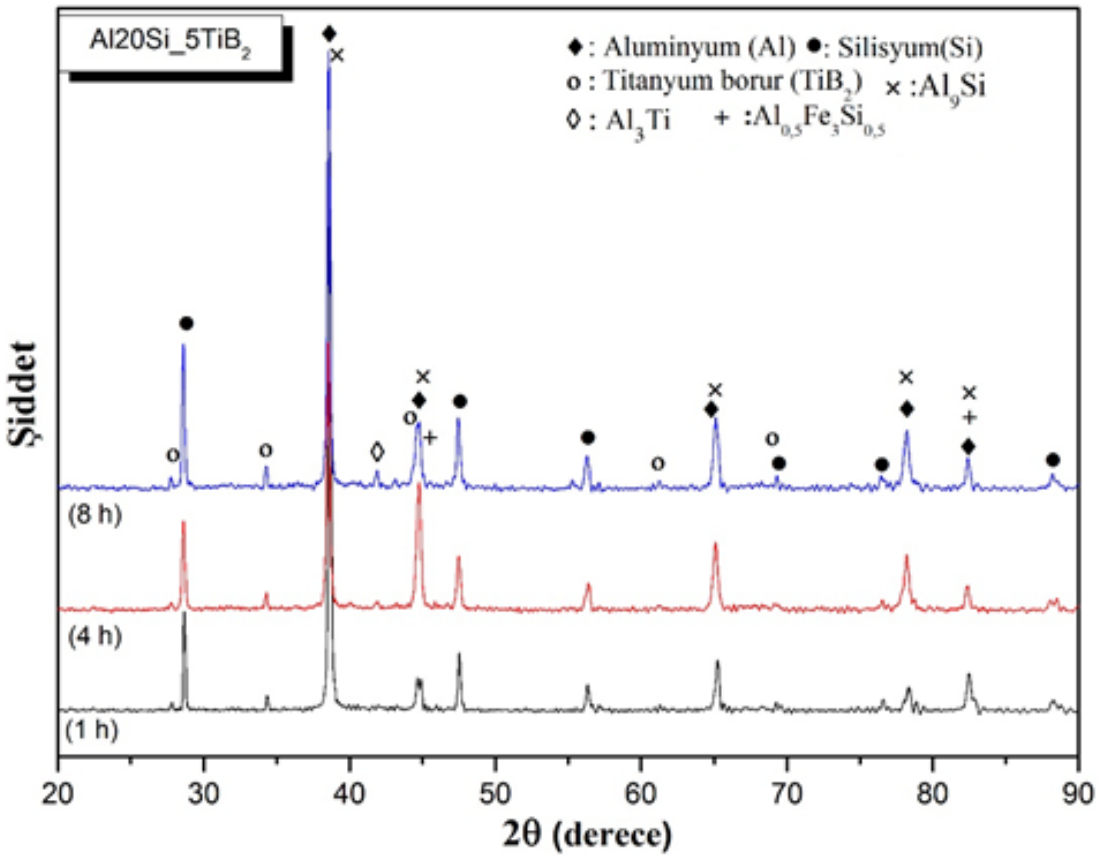
Şekil 8.44 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 kompozitlerinin sinter sonrası yoğunluk değişimi.



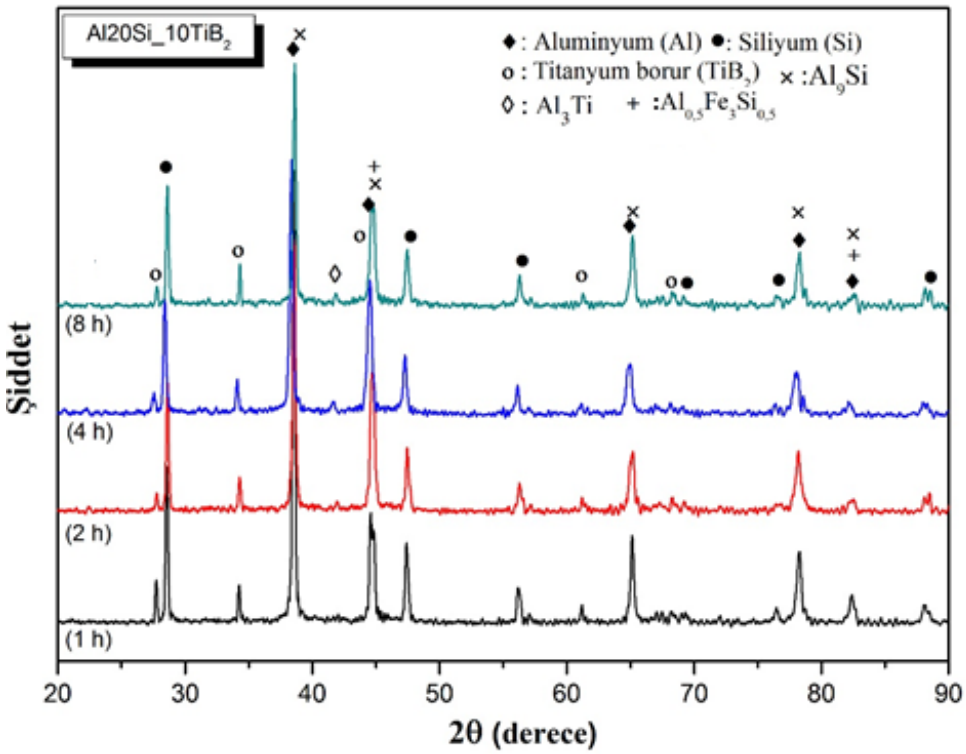
Şekil 8.45 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 kompozitlerinin sinter sonrası göreceli yoğunluk değişimi.

8.4.2.2 Faz analizleri

Sinterlenmiş Al-20Si-(5,10) TiB_2 numunelerine ait XRD grafikleri Şekil 8.46 ve 8.47'de verilmiştir. Sinterlenmiş numunelere yapılan x-ışınları analizi sonrası elde edilen difraksiyon paternlerinde tozlarda elde edilen paternlere göre pik yükseklikleri azalmakta ve pik genişlikleri artmaktadır. TiB_2 pekiştirici ilaveli bu sistemlerde alüminyum, silisyum ve titanyum diborüre ait olan pikler rahatlıkla belirlenebilmektedir. Ayrıca Al_9Si fazına ait pikler burada daha belirgindir. Fakat Al fazının piki ile aynı pik bölgesinde olduğu için pik yüksekliğini net söylemek mümkün olmamıştır. Bundan başka artan MA süresine ve TiB_2 miktarıyla orantılı olarak Al_3Ti intermetalik fazınında oluştuğu görülmüştür. Bunun yanısıra XRF analizlerinde de görüldüğü gibi artan MA süresiyle özellikle 4 saat ve üstündeki sürelerdeki ve artan pekiştirici miktarlarında sisteme karışan demir nedeniyle $Al_{0.5}Fe_3Si_{0.5}$ intermetalik bileşiğide görülmüştür.



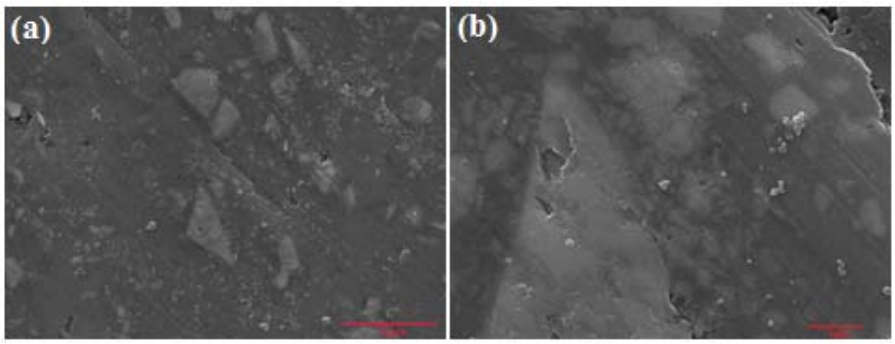
Şekil 8.46 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5TiB_2 kompozitlerinin sinter sonrası XRD paterni.



Şekil 8.47 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10TiB2 kompozitlerinin sinter sonrası XRD paterni.

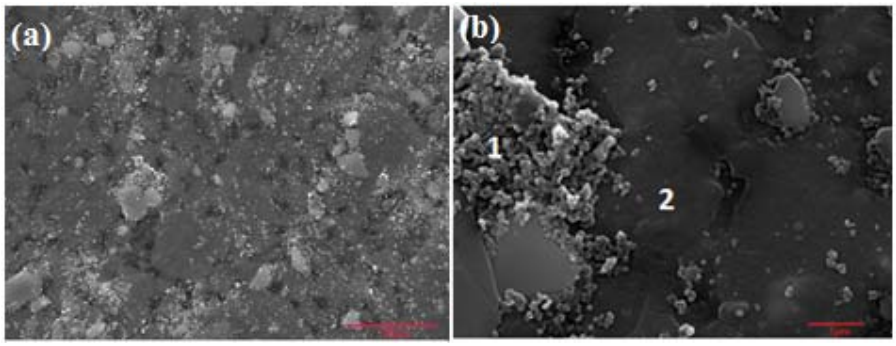
8.4.2.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri

Şekil 8.48'de sinterlenmiş Al20Si (5,10) TiB2 numunelerine ait sinterleme sonrası taramalı elektron mikroskobu resimleri görülmektedir. Şekil 8.48'de sinterlenmiş 0 sa MA yapılmış Al-20Si-10TiB2 numunelerinin aşağıda verilen SEM fotoğraflarında açık renkli olan büyük bölgeler TiB2 fazı yapıda dağınık halde bazı bölgelerde görülen beyazla gri renk arasında değişen küresel yapılar yine diğer yukarıdaki yapılardaki gibi Al-Si-O içeren yapı, koyu renkli olan bölgelerde ise sadece Al ve Si görülmektedir. Koyu renkli olan bölümlerde ise Al ve Si'nin homojen bir şekilde karıştığı görülmektedir.

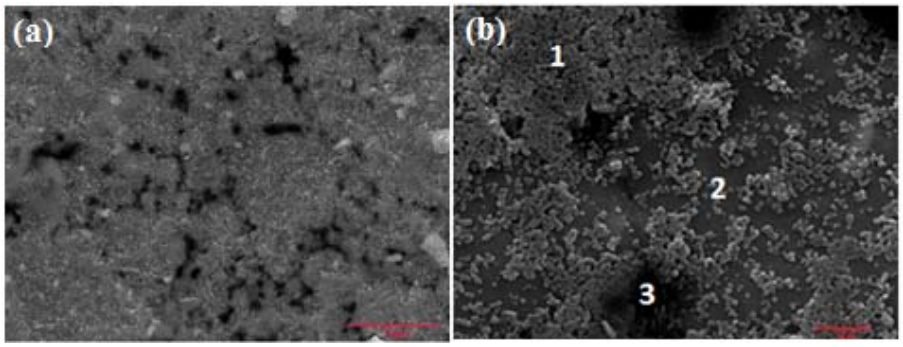


Şekil 8.48 : 0 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB2 numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x.

Şekil 8.49 ve 8.50'de ise sırasıyla 4 ve 8 sa MA'lanmış numunelerin SEM görüntüleri verilmiştir. Bu şekillerdeki yapılarda, MA işlemi yapılmamış numune ile aynıdır fakat yapıdaki Al-Si-O içeren yapı daha fazla ve yoğun şekilde matriks üzerine dağılmıştır.Şekil 8.49'da TiB_2 ve Al_9Si, and demir esaslı fazlar net olarak görülmektedir. Yapılan EDS analizlerine göre koyu gri bölgeler Al fazını, çok koyu bölgeler Fe fazını, çubuk şeklinde olanlar Si fazını ve küresel partikül şeklinde olanlarda Al_9Si fazını göstermektedir. Bu Si çubuk şeklindeki yapılar 80 nm çapında ve 300 nm uzunluğundadır. Şekil 8.49'da 1 ile işaretlenmiş olan bölgenin EDS ile kimyasal bileşimine bakıldığında ağırlıkça % 70.12 Al, %23.69 Si ve % 6.19 O içerdiği 2 ile işaretlenmiş bölgenin ise %65.43 Al ve 29.83 Si içerdiği tespit edilmiştir. Yine şekil 8.50b de 1 nolu bölgede ağırlıkça % 80.59 Al, %15.93 Si ve %3.48 O, 2 nolu bölgede %68.40 Al ve 26.80 Si ve 3 nolu bölgenin ise nano boyuttaki Si çubuklardan oluştuğu görülmektedir. Artan MA süresiyle Al_9Si intermetalik fazı ile TiB_2 fazının daha homojen olarak dağıldığı görülmektedir.



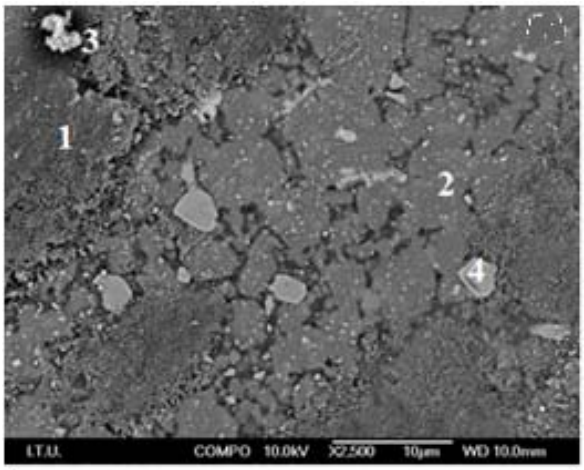
Şekil 8.49 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x.



Şekil 8.50 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunelerin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x.

Şekil 8.51'de 8 sa MA yapılmış Al20Si-10TiB_2 numunesine ait geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan SEM fotoğrafı verilmiştir. Bu görüntüde koyu bölgeler Al,

beyaz bölgeler Si'ca zengin ancak Al'da içeren bir yapıyı yapıya dağılmış küresel yapılarda Al-Si-O içeren bir yapıyı göstermektedir. Büyük açık gri yapılar TiB_2 yapısını göstermektedir. Yapının dentritik olduğu görülmektedir. Yapılan EDS analizlerine göre 1 nolu %71,43 Al, %22.83 Si ve %5.74 O, 2 nolu bölgede %72.59 Al, %23.93 Si ve %3.48, 3 nolu bölgede %78.65 Al, %6.43 Si ve %4.92 O ve %52.16 Al, %32.47 Si ve %15.37 Fe tespit edilirken 4 nolu bölge Ti ve B fazlarını içermekte olup buda TiB_2' yi göstermektedir.



Şekil 8.51 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunenin geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan SEM fotoğrafı (2500x).

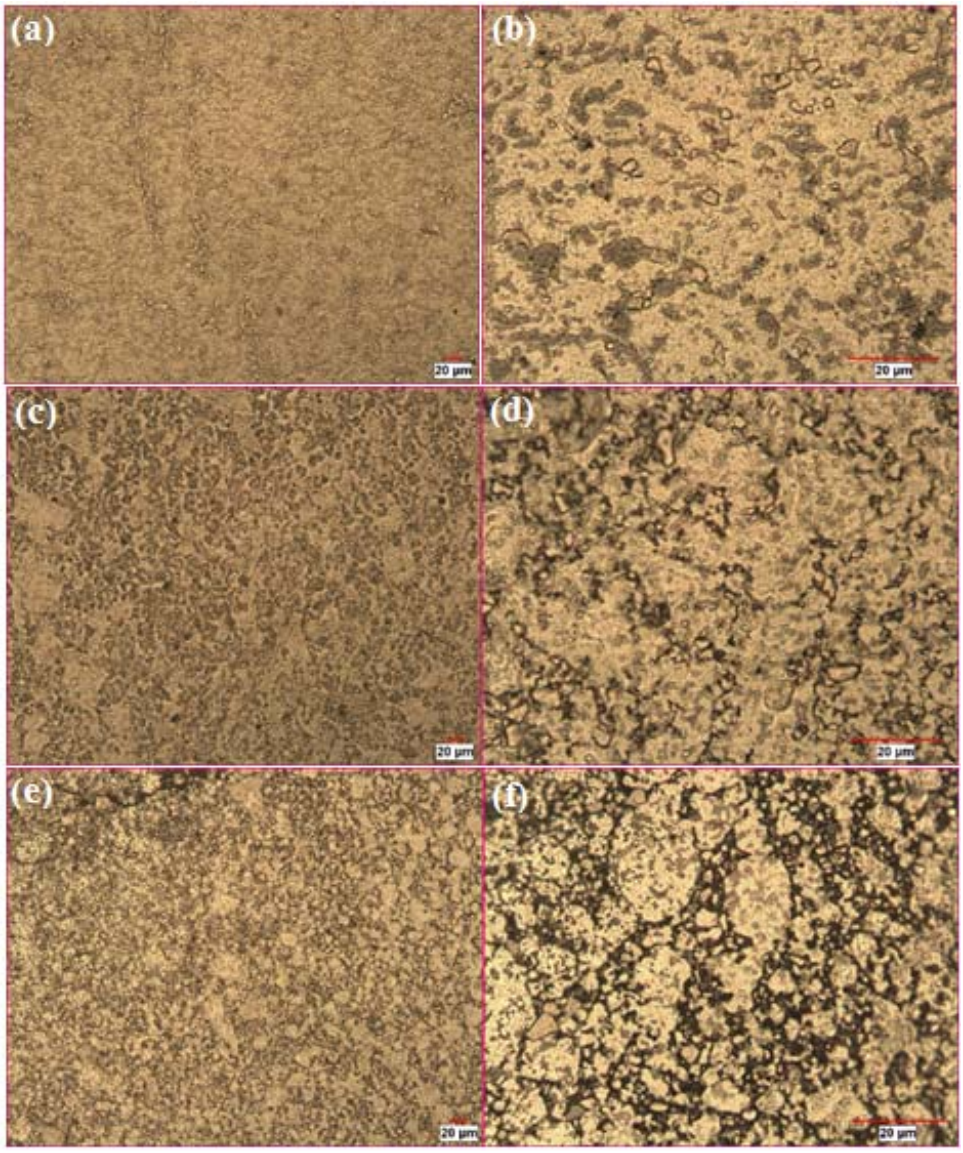
8.4.2.4 Optik mikroskop ile mikroyapı analizleri

Şekil 8.52'de farklı sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10TiB_2 sistemine ait optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Burada yine katı hal sinterlemesi görülmektedir. Buradan artan öğütme süresiyle birlikte gerek ilave edilen TiB_2 gerekse oluşan diğer intermetalik fazların yapıya daha homojen olarak dağıldığı görülmektedir.

Yine optik mikroskop fotoğraflarına bakıldığında yapıda TiB_2'yi net olarak görmek mümkün değildir. Ancak yapının genel olarak daha da yoğunlaştığı, oluşan deformasyon sertleşmesi neticesinde yapıda yeni oluşan fazların koyu renk olarak yapı içerisinde dağıldığı görülmektedir.

Özellikle artan MA süresiyle birlikte yapıdaki değişim çok belirgin hale gelmiştir. Buda malzemenin sertlik artışı ve aşınma direncindeki azalmayıda açıklamak açısından çok büyük önem arzetmektedir.

Buradaki görüntüler taramalı elektron mikroskobundaki görüntülere tam olarak benzemesede yinede yapı hakkında önemli bilgiler vermektedir.



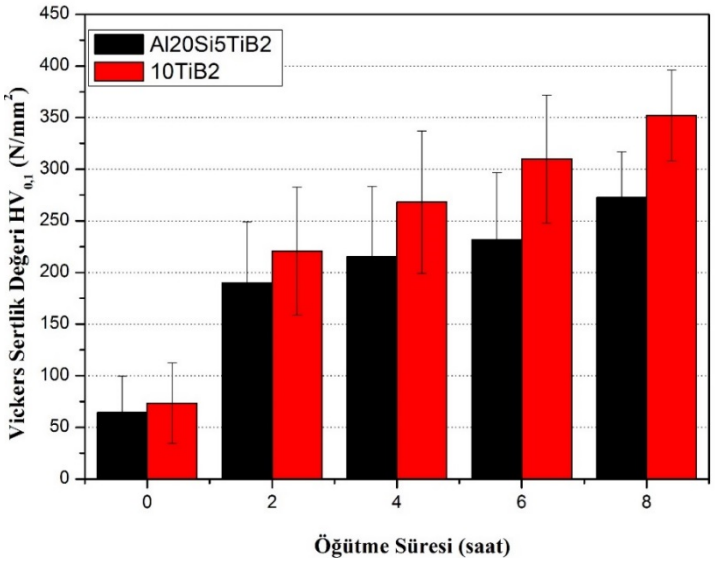
Şekil 8.52 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunesinin optik mikroskop görüntüleri (a) 1 sa, 200X, (b) 1 sa, 1000X, (c) 4 sa, 200x, (d) 4 sa, 1000x, (e) 8 sa, 200x, (f) 8 sa, 1000x.

8.4.2.5 Mekanik özellikler

Çizelge 8.15 ve Şekil 8.53'de Al-20Si(5, 10) TiB_2 kompozisyonunda da artan mekanik alaşımlama süresi ve pekiştirici miktarının sertliğe etkisi görülmektedir. Çizelgeden ve şekilden, MA süresi ve pekiştirici faz olan TiB_2 miktarı arttıkça kompozit malzemenin sertliğinin önemli oranda arttığı görülmüştür. 0 sa. MA'lanmış numunenin sertliği 74 HV civarında iken 8 sa. MA'lanmış olanın %5 TiB_2 içeren sinterlenmiş kompozit malzemenin sertliği 272,8 HV, % 10 TiB_2 içeren numunenin sertliği 352,1 HV'dir.

Çizelge 8.15 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xTiB_2 numunelerinin sertlik değerleri.

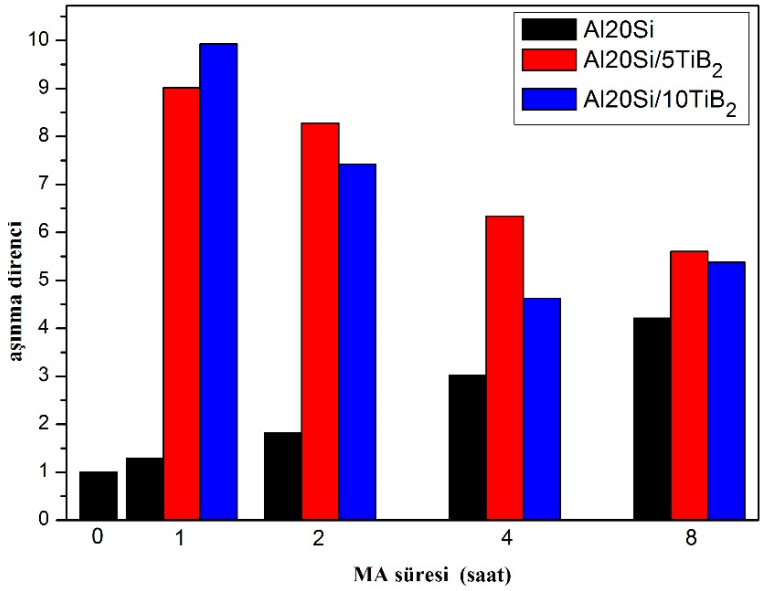
Kompozisyon	MA Süresi (sa)	Sertlik Değeri $HV_{0,1}$ (N/mm^2)	Standart Sapması
Al-20Si-5TiB_2	1	190	±27
	2	215,5	±24
	4	231,7	±20
	8	272,8	±14
Al-20Si-10TiB_2	0	73,5	±14
	1	220,7	±28
	2	268,3	±24
	4	309,8	±18
	8	352,1	±12



Şekil 8.53 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-(5,10)TiB_2 numunelerinin sertlik değişimi.

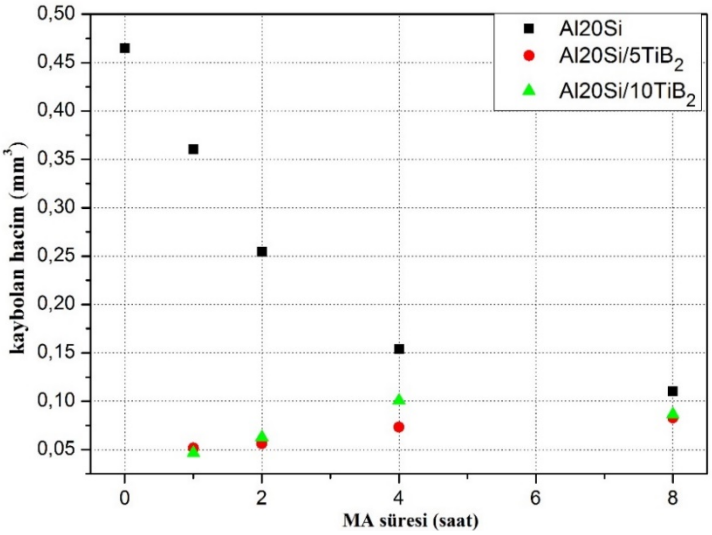
Şekil 8.54 ve 8.55'de mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş TiB_2 katkılı Al-20Si numunelerine ait aşınma deneyi sonuçları görülmektedir. Şekil 8.54'de aşınma direncinin artan MA süresiyle değişimi görülmektedir. Artan MA süresi ve artan TiB_2 takviyesi ile sinter sonrasında aşınma direncinde azalma olduğu görülmektedir. Sertliğin artan MA ve TiB_2 miktarıyla orantılı olarak artmasına rağmen aşınma direncindeki azalma literatürde Tee ve arkadaşları[118] ile Wu ve arkadaşlarının [119] yaptığı çalışmada ortaya koydukları gibi artan TiB_2 miktarı ve oluşan Al_3Ti intermetalik fazı, sertliği arttırırken aşınma direncini azaltmaktadır. Buradaki

sonuçlara bakıldığında artan MA süresi ve TiB_2 miktarı ile Al_3Ti fazı oluşmuş ve miktarı artmıştır. Buda aşınma direncini azaltmıştır.



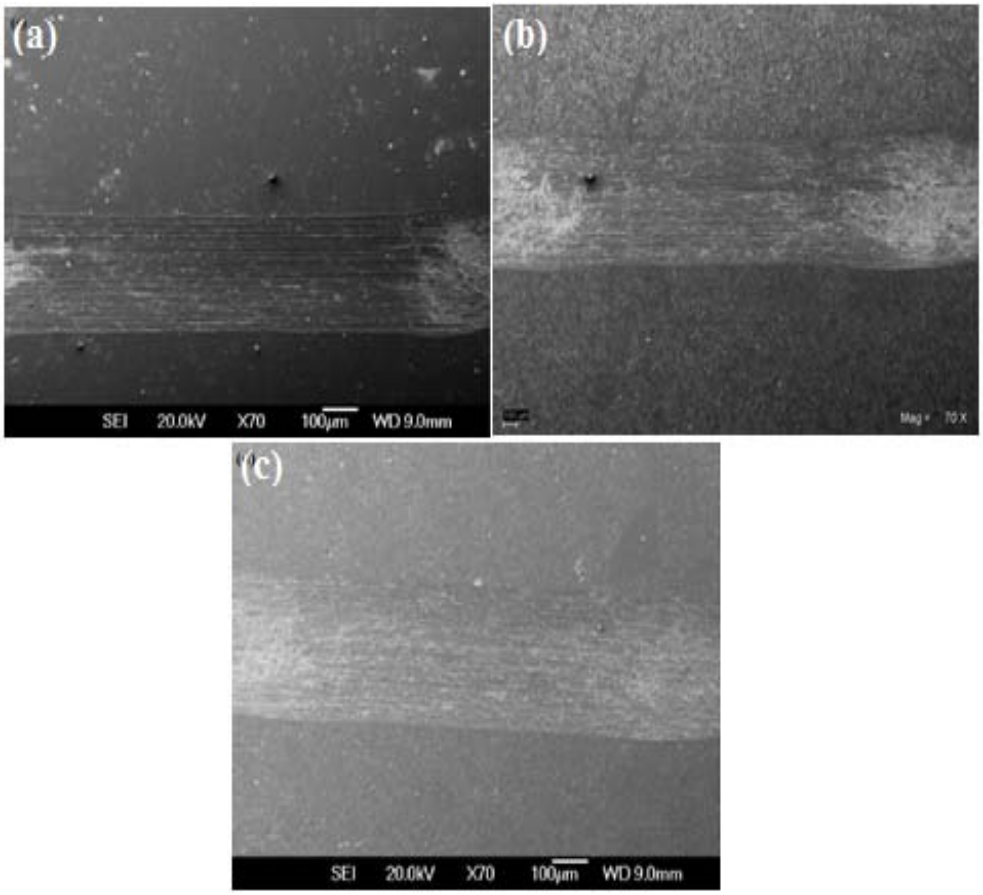
Şekil 8.54 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş TiB_2 takviyeli Al-20Si numunenin aşınma direnci grafiği.

Şekil 8.55'de aşınma sırasında kaybolan malzeme miktarının artan MA süresiyle ve TiB_2 miktarıyla değişimi görülmektedir. Artan MA süresi ile TiB_2 miktarı ile kaybolan malzeme miktarının aşınma direncindeki azalmaya bağlı olarak arttığı ancak yine de aşınma direncinin Al-20Si ana matriks malzemeye göre çok iyi olduğu görülmektedir.



Şekil 8.55 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş TiB_2 takviyeli Al-20Si numunenin aşınma ile kaybolan hacim miktarı grafiği.

Şekil 8.56'da farklı sürelerde MA'lanmış ve ağırlıkça %10 TiB_2 ile takviye edilmiş Al-20Si sistemine ait aşınma testi sonucunda oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri verilmiştir. İzler incelendiğinde çıkan aşınma testi sonuçlarına paralel olarak artan MA süresine bağlı olarak aşınma izlerinin boyutlarının ve şeklinin değiştiği görülmektedir. Artan MA süresi ile aşınma izi derinliği ve genişliği aşınma direncindeki azalmayı doğrular nitelikte artmaktadır.



Şekil 8.56 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10TiB_2 numunesinin aşınma sonrasındaki aşınma yüzeylerinin SEM fotoğrafları, 70x (a) 1 sa, (b) 4 sa, (c) 8 sa.

8.4.3 ZrB_2 takviyeli Al-20Si metal matriks kompozitler

8.4.3.1 Yoğunluk ölçümleri

Çizelge 8.16'da sinterlenmiş ZrB_2 katkılı numunelerin yoğunluk değerleri farklı presleme basınçları için karşılaştırmalı olarak verilmiştir.

Şekil 8.57, 8.58, 8.59, 8.60, 8.61 ve 8.62'de artan MA süresi ile ZrB_2 pekiştirici takviyeli kompozitlerin ham yoğunluğa paralel olarak sinter sonrası yoğunluk değerlerindeki değişimler verilmiştir. Şekiller incelendiğinde sinter sonrası yoğunluk

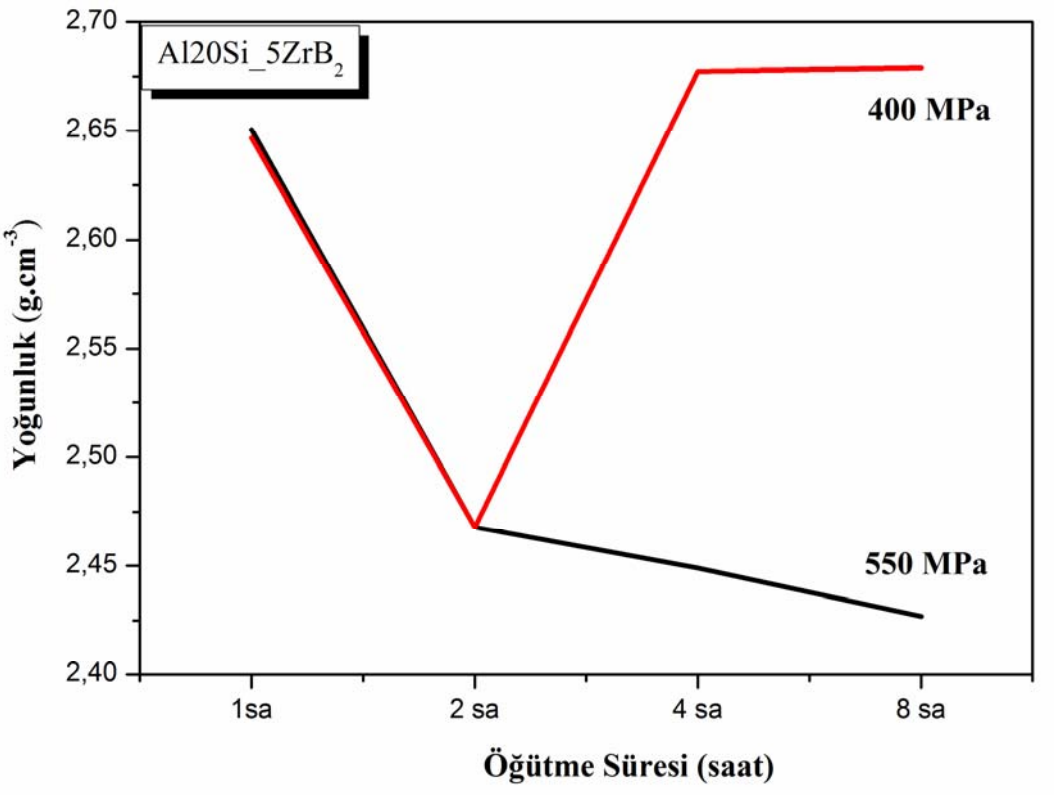
değerlerinde uygulanan presleme basıncına göre değişim olduğu görülmektedir. Çizelgeden ve şekillerden artan MA süresi ile 550 MPa basınçla preslenmiş olan numuneler ham yoğunluğa paralel olarak sinter sonrası yoğunluk değerlerinde de azalma meydana geldiği görülmüştür.

Çizelge 8.16 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xZrB_2 numunelerinin yoğunluk değerleri.

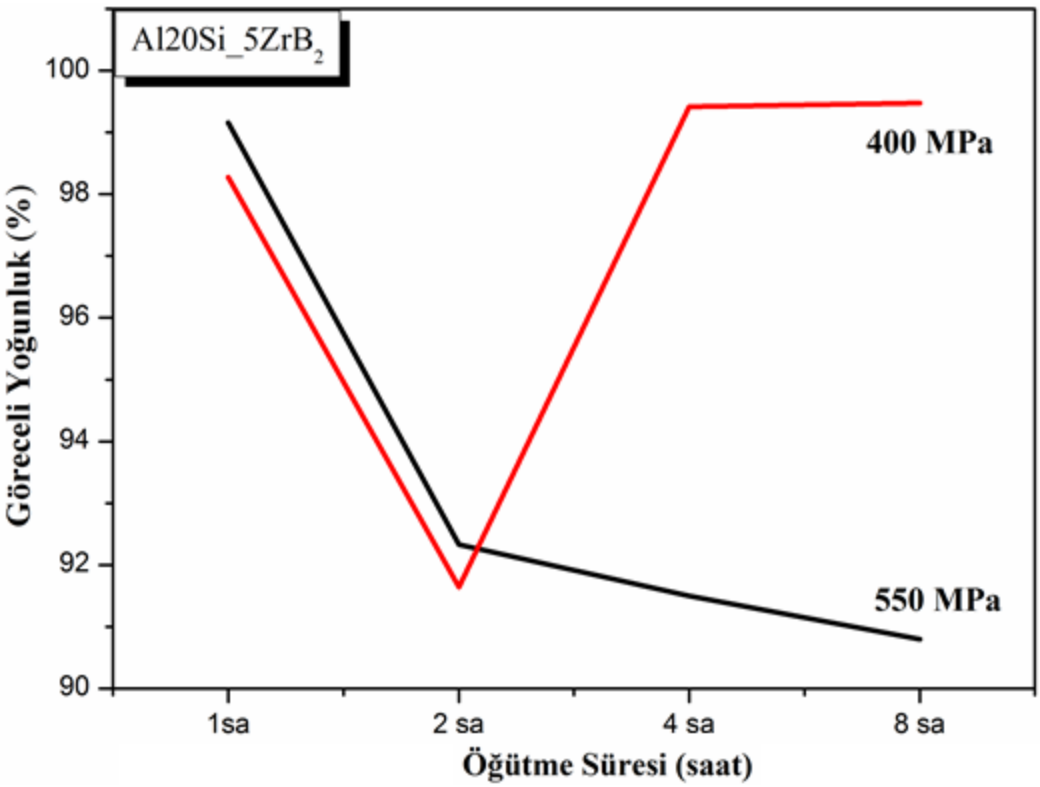
Kompozisyon	Teorik Yoğunluk (g/cm^3)	Gerçek Yoğunluk (g/cm^3) (550 MPa)	Gerçek Yoğunluk (g/cm^3) (400 MPa)	Göreceli Yoğunluk (%) (550 MPa)	Göreceli Yoğunluk (%) (400 MPa)
Al-20Si-5ZrB_2 1 sa	2,693	2,65045	2,6465	99,16	98,273
Al-20Si-5ZrB_2 2 sa	2,693	2,46796	2,46796	92,33	91,643
Al-20Si-5ZrB_2 4 sa	2,693	2,449	2,67731	91,5	99,417
Al-20Si-5ZrB_2 8 sa	2,693	2,42688	2,67889	90,8	99,476
Al-20Si-10ZrB_2 1 sa	2,775	2,70891	2,70891	98,35	97,618
Al-20Si-10ZrB_2 2 sa	2,775	2,5359	2,5359	92,07	91,383
Al-20Si-10ZrB_2 4 sa	2,775	2,5122	2,68679	91,3	96,821
Al-20Si-10ZrB_2 8 sa	2,775	2,49561	2,72155	90,61	98,073
Al-20Si-15ZrB_2 1 sa	2,861	2,77132	2,77132	97,6	96,865
Al-20Si-15ZrB_2 2 sa	2,861	2,60463	2,607	91,73	91,121
Al-20Si-15ZrB_2 4 sa	2,861	2,5359	2,8045	89,6	98,025
Al-20Si-15ZrB_2 8 sa	2,861	2,49008	2,8361	87,69	99,129

Ancak 400 MPa basınçla sinterlenmiş olanların ise artan MA süresiyle orantılı olarak yüksek yoğunluk değerleri ulaştığı hatta bu değerin 8 saat MA için hemen hemen tüm numunelerde %98'in üstünde olduğu görülmüştür. Çizelge 8.16'dan ve Şekil 8.57, 8.58, 8.59, 8.60, 8.61 ve 8.62'den farklı presleme basınçlarının sinter yoğunluğuna etkisi net şekilde görülmektedir. Buradan sisteme pekiştirici olarak ilave edilen ZrB_2 fazlarının olumlu etkileri olduğu gözlemlenmiştir. Burada pekiştirici miktarının etkisi çok fazla görülmesede olumsuz etkiside görülmemiştir.

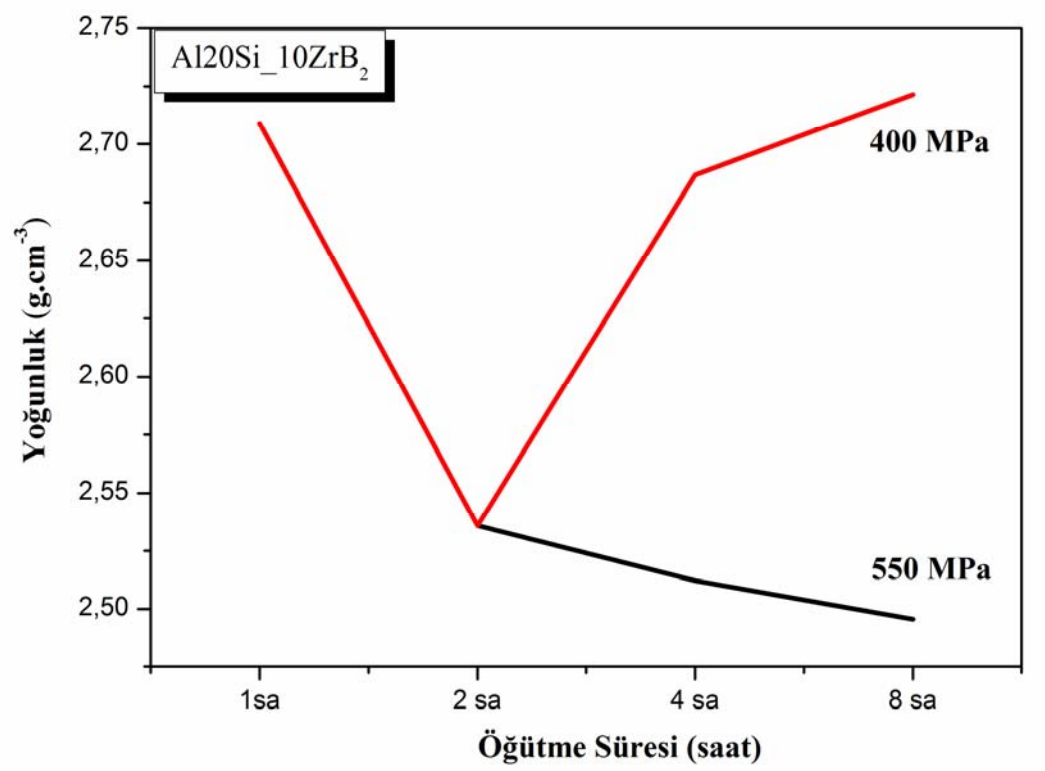
Numunelerin mekanik alaşımla süreleri arttıkça tozların yüzey alanının artmasının etkisiyle temas yüzeyi artmış ve daha yüksek verimde gerçekleşen sinterleme sonucunda yoğunluk değerleri yükselmektedir. Buna ek olarak pekiştirici miktarının artması ile de yoğunluk değerlerinin arttığı görülmektedir.



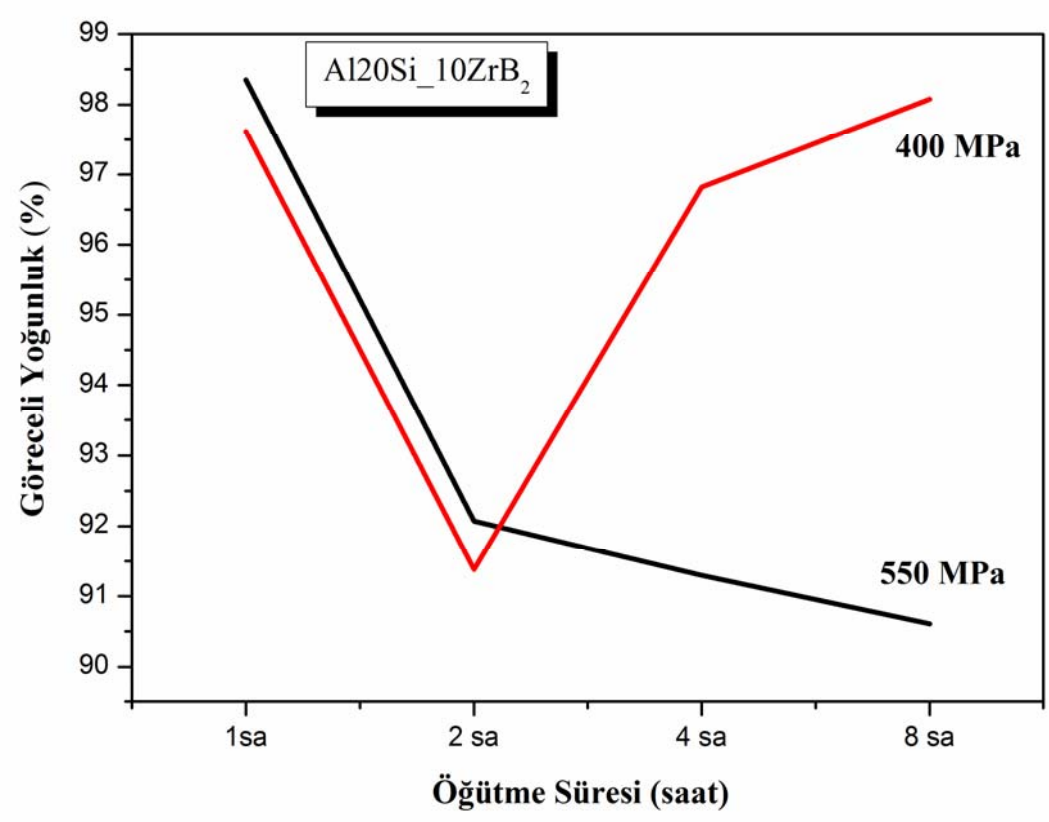
Şekil 8.57 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5ZrB_2 tozlarının sinter sonrası yoğunluk değişimi.



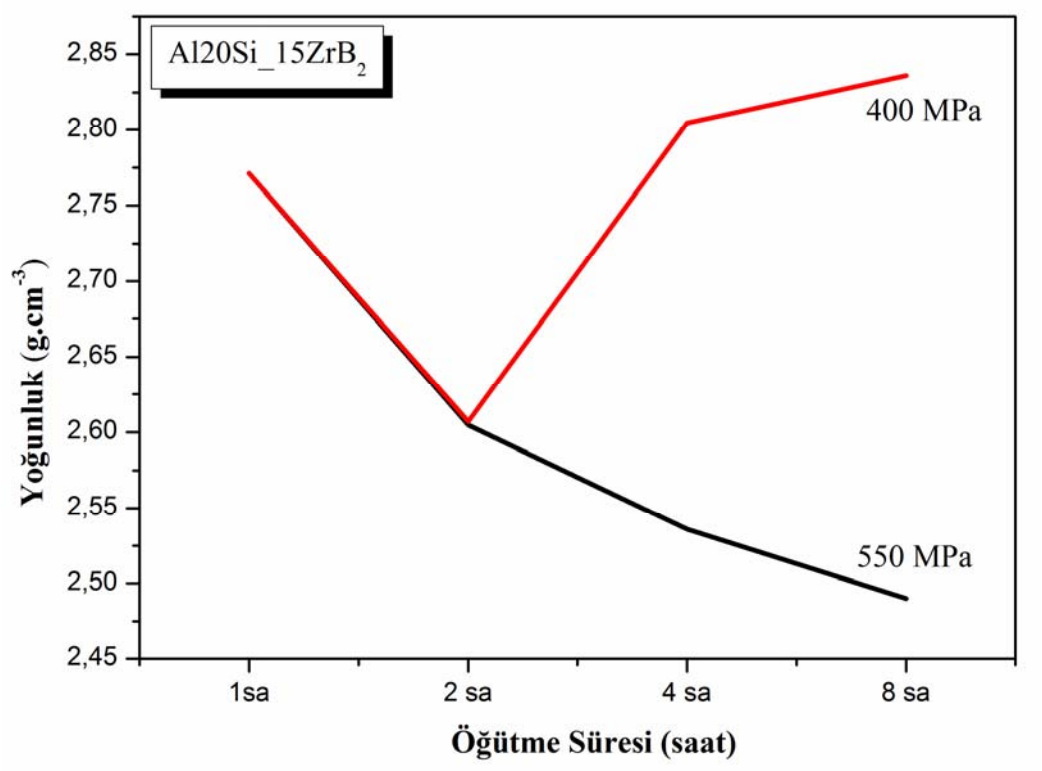
Şekil 8.58 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5ZrB_2 tozlarının sinter sonrası göreceli yoğunluk değişimi.



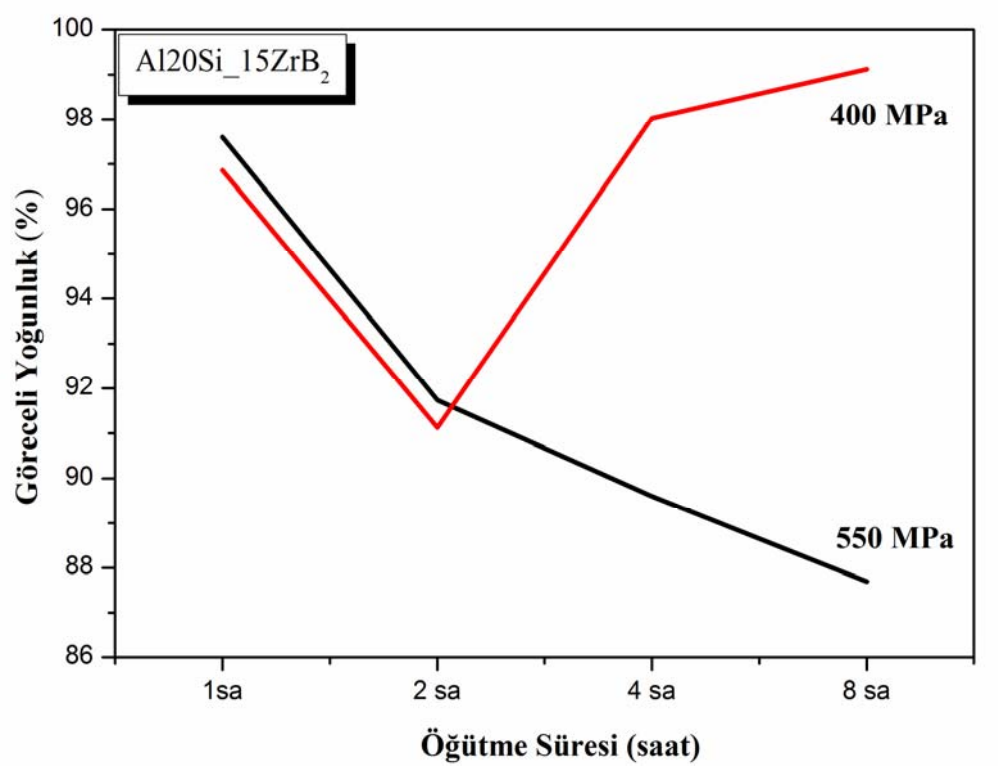
Şekil 8.59 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 numunelerinin sinter sonrası yoğunluk değişimi.



Şekil 8.60 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 tozlarının sinter sonrası göreceli yoğunluk değişimi.



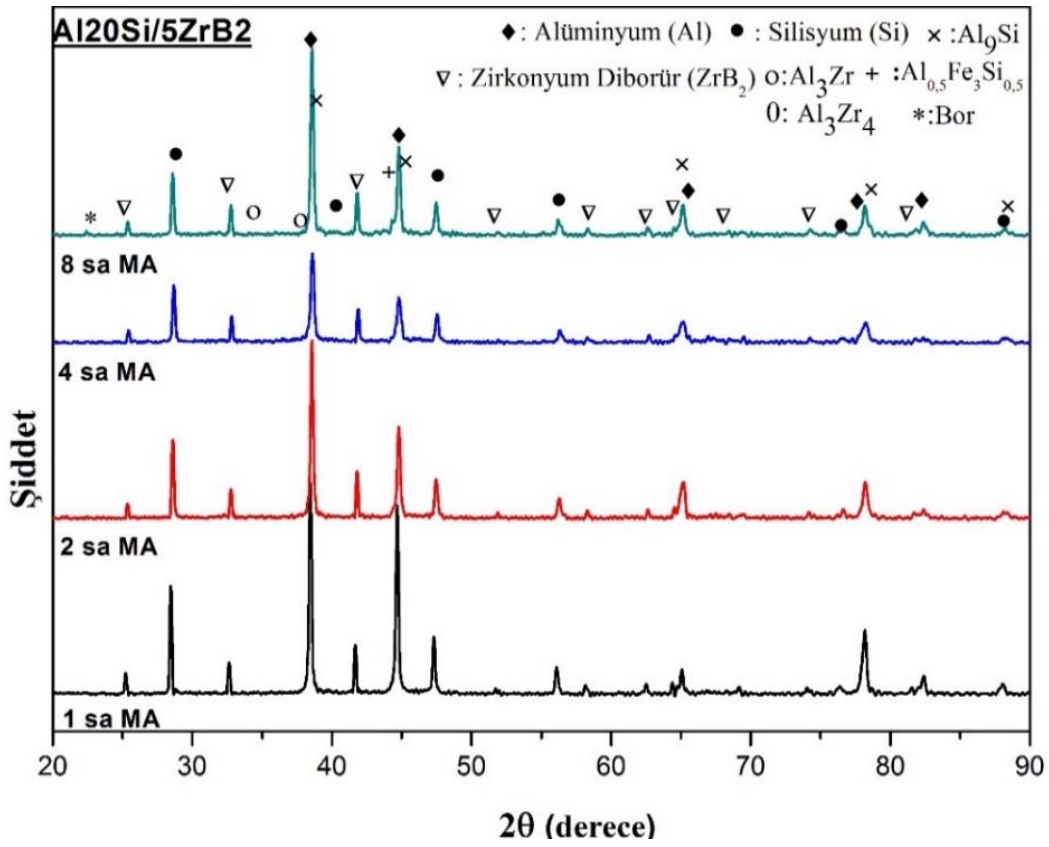
Şekil 8.61 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-15ZrB_2 tozlarının sinter sonrası yoğunluk değişimi.



Şekil 8.62 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-15ZrB_2 tozlarının sinter sonrası göreceli yoğunluk değişimi.

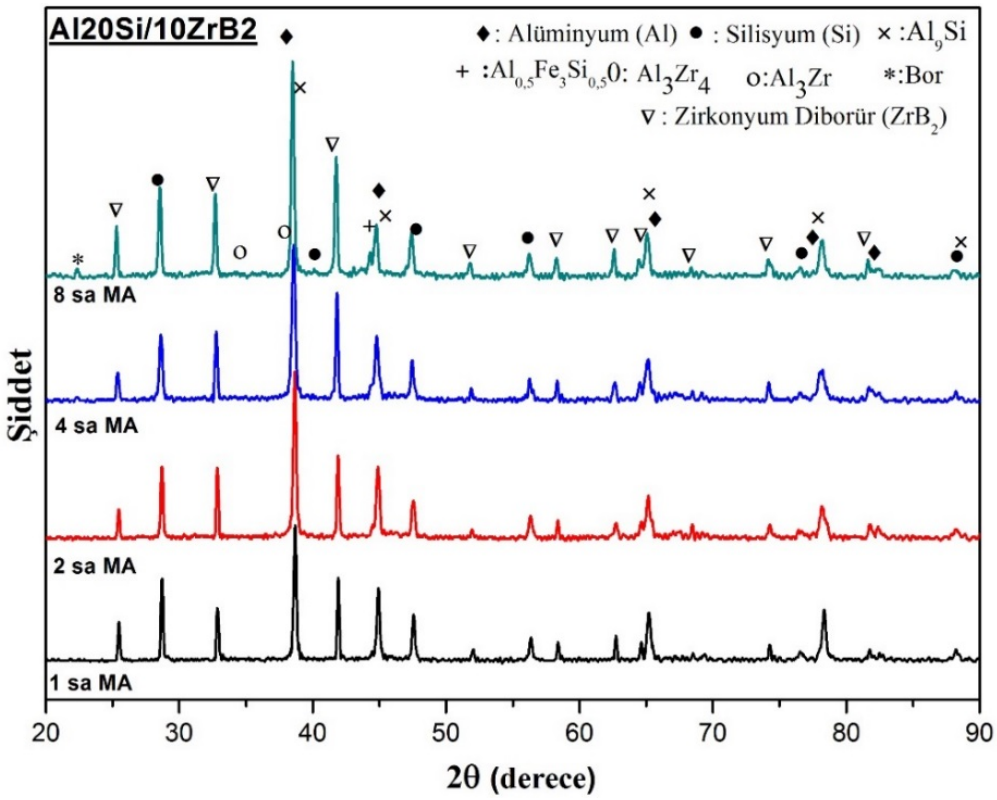
8.4.3.2 Faz analizleri

Sinterlenmiş Al-20Si (5,10 ve 15) ZrB_2 numunelerine ait XRD grafikleri Şekil 8.63 ve 8.64 ve 8.65'de verilmiştir. Sinterlenmiş numunelere yapılan X-ışınları analizi sonrası elde edilen difraksiyon paternlerinde tozlarda elde edilen paternlere nazaran pik yükseklikleri azalmakta ve pik genişlikleri artmaktadır. ZrB_2 pekiştirici ilaveli bu sistemlerde alüminyum, silisyum ve zirkonyum diborüre ait olan pikler rahatlıkla belirlenebilmektedir. Ayrıca Al_9Si fazına ait pikler burada daha belirgindir. Fakat Al fazının piki ile aynı pik bölgesinde olduğu için pik yüksekliğini net söylemek mümkün olmamıştır.

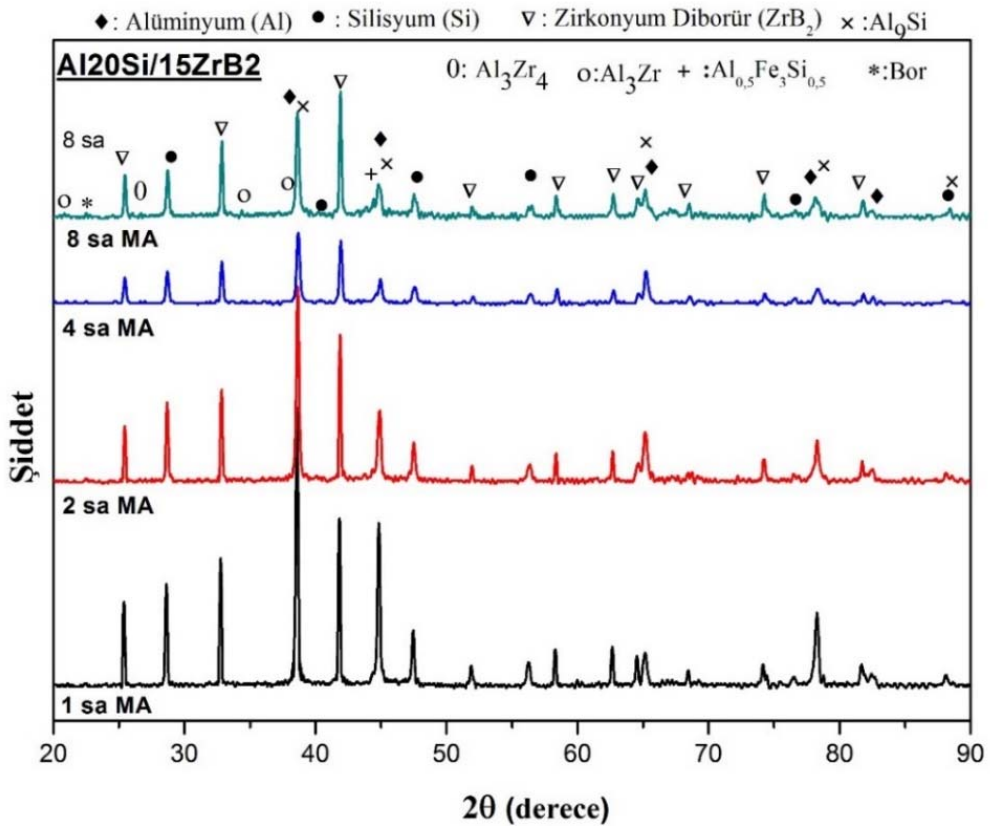


Şekil 8.63 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-5ZrB_2 kompozitlerinin sinter sonrası XRD paterni.

Bunun yanısıra XRF analizlerinde de görüldüğü gibi artan MA süresiyle özellikle 4 sa ve üstündeki sürelerdeki öğütmelerde ve artan pekiştirici miktarlarında aşınma etkisiyle sisteme karışan demir nedeniyle $Al_{0.5}Fe_3Si_{0.5}$ intermetalik bileşiğide görülmüştür. Bundan başka artan MA süresine ve ZrB_2 miktarıyla orantılı olarak Al_3Zr, Al_3Zr_4 intermetalik fazları ve serbest bor fazınında oluştuğu görülmüştür. Bu fazlar artan MA sürelerinde ve artan ZrB_2 miktarı ile ZrB_2 fazının bir miktar bozunarak Al ile reaksiyona girmesi ile oluşmuştur.



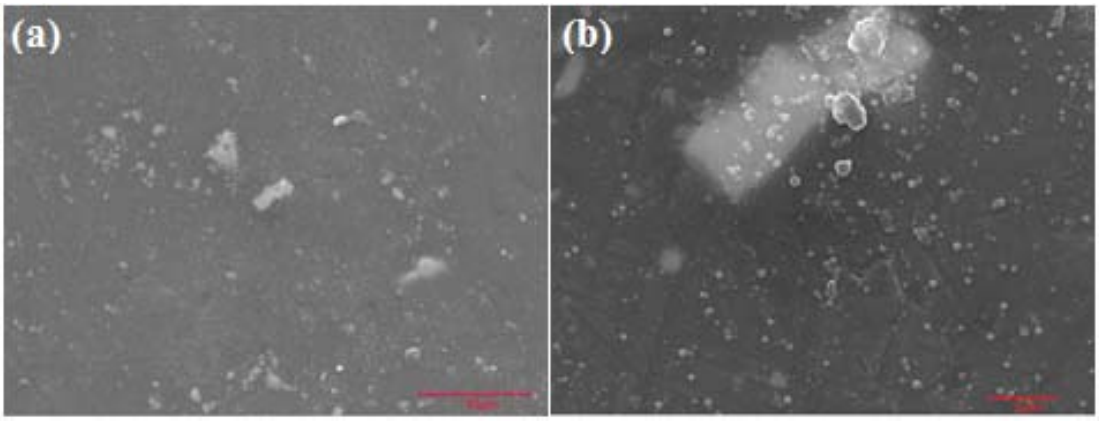
Şekil 8.64 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-10ZrB_2 kompozitlerinin sinter sonrası XRD paterni.



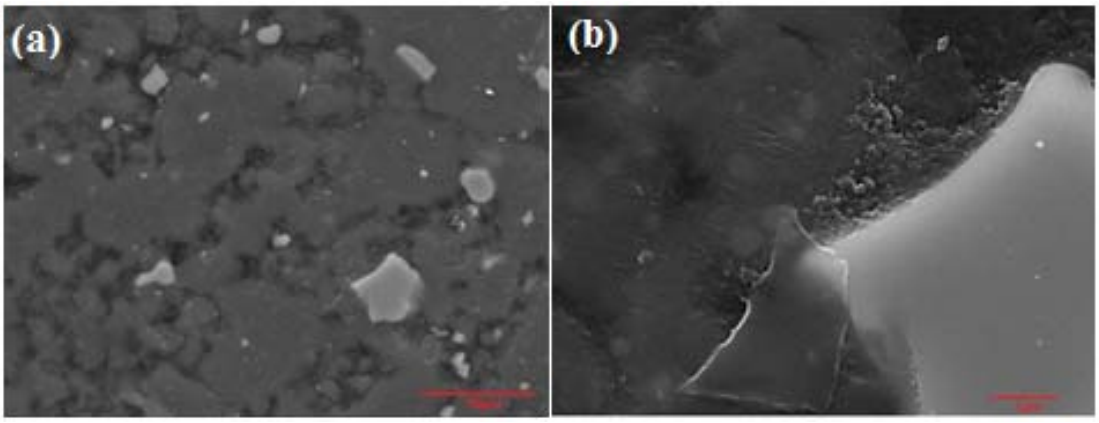
Şekil 8.65 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış Al-20Si-15ZrB_2 kompozitlerinin sinter sonrası XRD paterni.

8.4.3.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri

Şekil 8.66'da sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunelerine ait sinterleme sonrası taramalı elektron mikroskobu görüntüleri verilmiştir. Şekil 8.66'da sinterlenmiş 0 sa MA yapılmış Al-20Si-10ZrB_2 numunelerinin aşağıda verilen SEM fotoğraflarında beyaz renkli olan büyük bölgeler, ZrB_2 fazı, yapıda dağınık halde bazı bölgelerde görülen beyazla gri renk arasında değişen küresel yapılar ise diğer yukarıdaki yapılardaki gibi Al-Si-O içeren yapı, koyu renkli olan bölgelerde ise sadece Al ve Si yapısı içermektedir. Koyu renkli olan bölümlerde ise Al ve Si'nin homojen bir şekilde karıştığı görülmektedir. Şekil 8.67 ve 8.68'de ise 4 ve 8 sa MA'lanmış numunelerin SEM görüntüleri verilmiştir. Bu şekillerdeki yapılarda, MA yapılmamış numune ile aynıdır fakat yapıdaki Al-Si-O içeren yapı daha fazla ve yoğun şekilde matriks üzerine dağılmıştır.

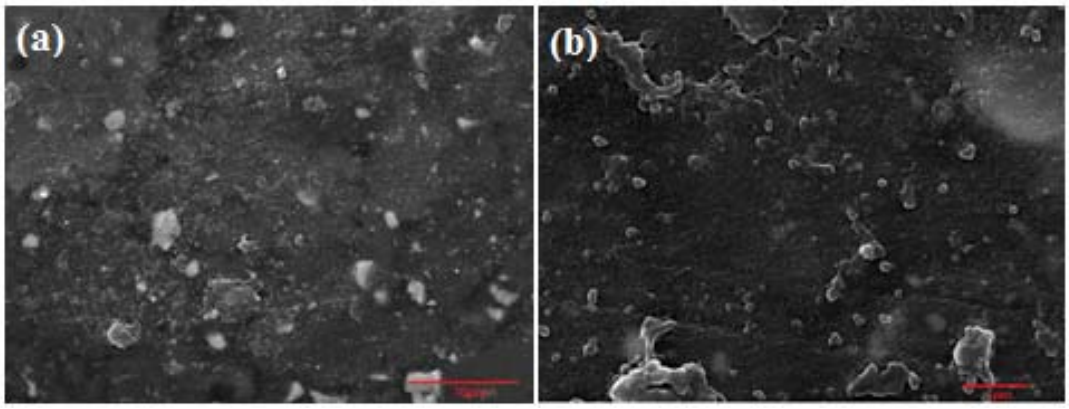


Şekil 8.66 : 0 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunelerinin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x.



Şekil 8.67 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunelerinin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x.

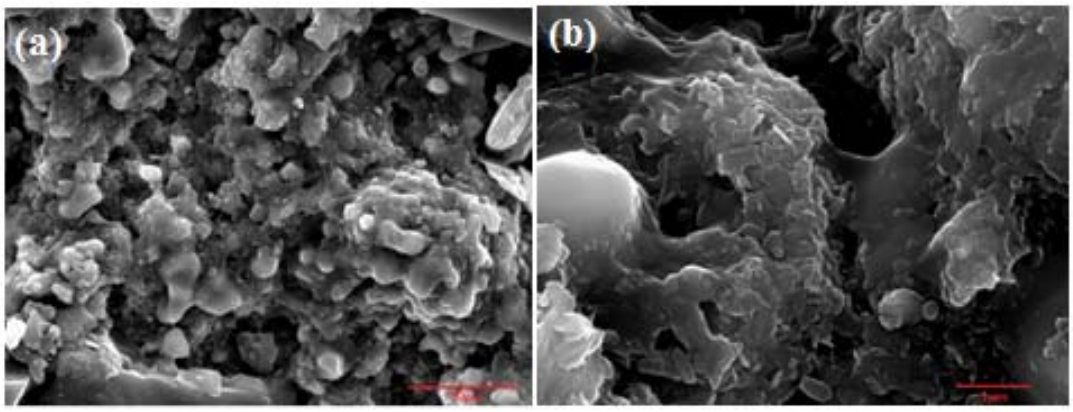
Şekil 8.68'deki taramalı elektron mikroskobu görüntüleri analiz edildiğinde yapıda homojen olarak dağılmış Al_9Si fazına ait küresel yapıların varlığı görülmektedir.



Şekil 8.68 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunelerinin SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 5000x.

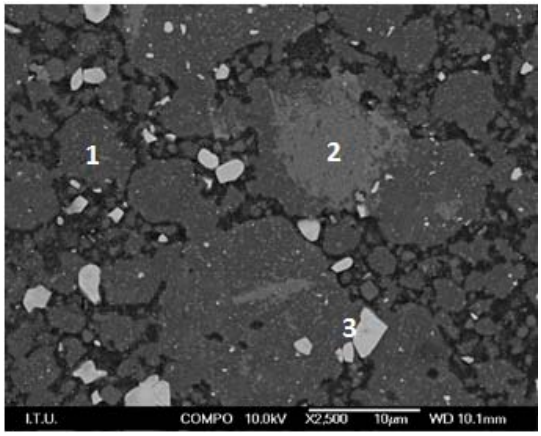
Yine ana matriksin Al fazı olduğu içinde Si fazı içeren yapıların bulunduğu tespit edilmiştir. Artan MA süresi ile özellikle ağırlıkça %10 ZrB_2 içeren kompozisyonun yapısının daha homojen olduğu, MA'nın olumlu etkisi olduğu görülmektedir.

Şekil 8.69'da 8 saat mekanik alaşımlanmış Al-20Si-10ZrB_2 numunesine ait sinterleme sonrası kırık yüzey taramalı elektron mikroskobu resimleri görülmektedir. Kırık yüzey görüntülerinden çalışamalarda yapılan sinterlemenin katı hal sinterlemesi olduğu şekildeki boyun verme yapılarından net şekilde görülmektedir. Yine yapı içinde diğer numunelerde yüzeylerinde görülen Al ve Si elementlerince zengin küresel yapıların bulunduğuda görülmüştür.



Şekil 8.69 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunelerin kırık yüzey SEM fotoğrafları (a) 2500x (b) 15000x.

Şekil 8.70'de 8 sa MA yapılmış Al20Si-10ZrB_2 numunesine ait geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan SEM fotoğrafı verilmiştir.



Şekil 8.70 : 8 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunenin geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan sem fotoğrafı (2500x).

Bu görüntüde de koyu bölgeler Al, biraz az koyu bölgeler Si'ca zengin ancak Al'da içeren bir yapıyı, Beyaz parçacık şeklindeki yapılar ZrB_2 fazını dağılmış küresel yapılarda Al-Si-O içeren bir yapıyı göstermektedir. Ayrıca koyu bölge üzerindeki beyaza yakın gri bölge ise demir, Al ve Si içeren bir yapıyı göstermektedir. EDS analizlerine göre şekildeki 1 nolu bölgenin kimyasal kompozisyonu ağ.%70,43 Al, ağ.% 29.83Si ve ağ.%8.32 O, 2 nolu bölgenin ağ.% 52.16 Al, ağ.%32.47 Si ve ağ.%15.37 Fe iken 3 nolu bölgenin kompozisyonu Zr ve B elementlerinden oluşmaktadır.

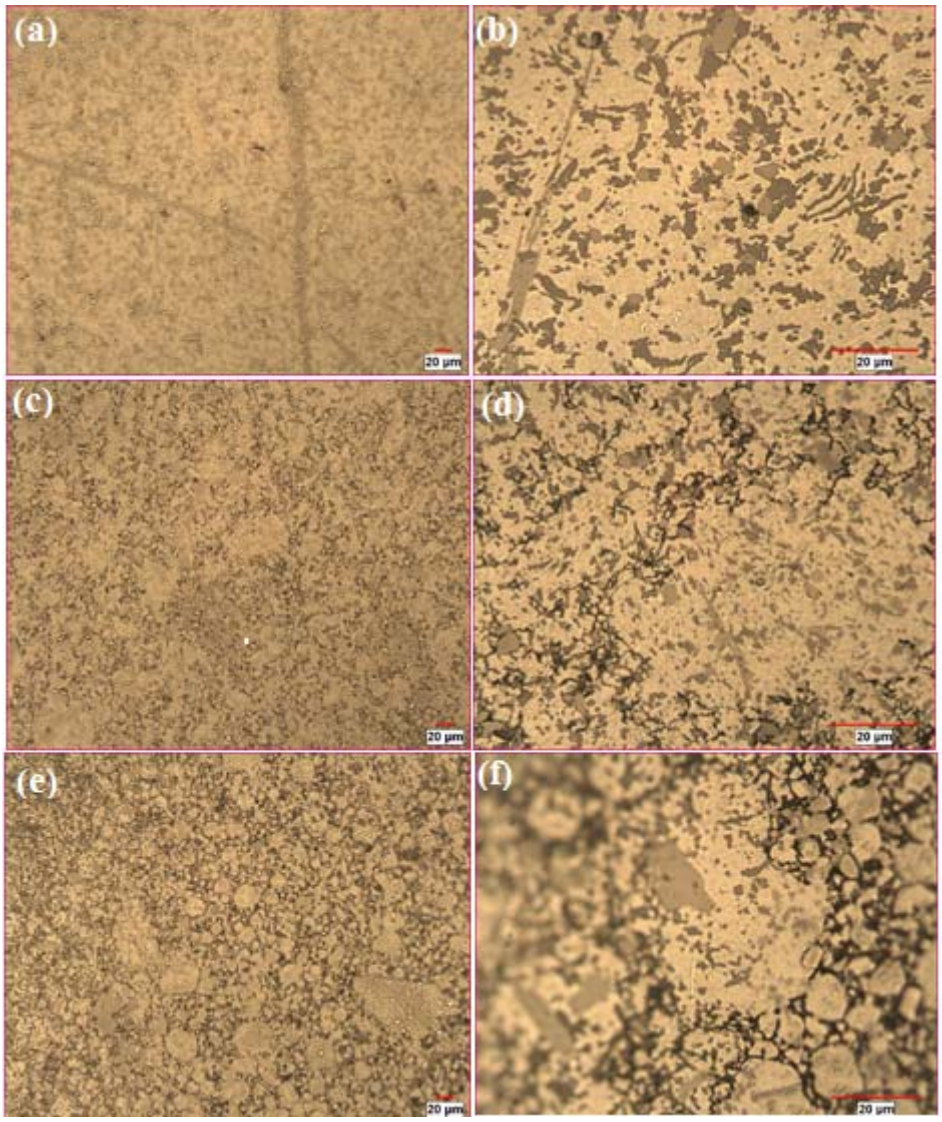
8.4.3.4 Optik mikroskop ile mikroyapı analizleri

Şekil 8.71'de farklı sürelerde MA'lanmış Al-20Si/10ZrB_2 kompozitlerine ait optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Burada yine katı hal sinterlemesi etkilidir. Burada artan MA süresi ile yapının daha homojen hale geldiği ve tane sınırlarının daha net olduğu görülmektedir. Yalnız bazı bölgelerde bazı fazların daha fazla yoğunlaştığı göze çarpmaktadır.

Yine optik mikroskop fotoğraflarına bakıldığında yapıda ZrB_2'yi net olarak görmek mümkün değildir. Ancak yapının genel olarak daha da yoğunlaştığı, oluşan feformasyon sertleşmesi neticesinde yapıda yeni oluşan fazların koyu renk olarak yapı içerisinde dağıldığı görülmektedir.

Burada da artan MA süresiyle birlikte yapıdaki değişim çok belirgin hale gelmiştir. Buda malzemenin sertlik artışı ve aşınma direncindeki azalmayıda açıklamak açısından çok büyük önem arzetmektedir.

Buradaki görüntüler taramalı elektron mikroskobundaki görüntülere tam olarak benzemesede yinede yapı hakkında önemli bilgiler vermektedir. Yalnız bu sistemdeki mikroyapılar TiB_2 katkılı olana göre farklı görüntüler vermektedir.



Şekil 8.71 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunenin optik mikroskop görüntüleri (a) 1 sa, 200x, (b) 1 sa, 1000x, (c) 4 sa, 200x, (d) 4 sa, 1000x, (e) 8 sa, 200x, (f) 8 sa, 1000x.

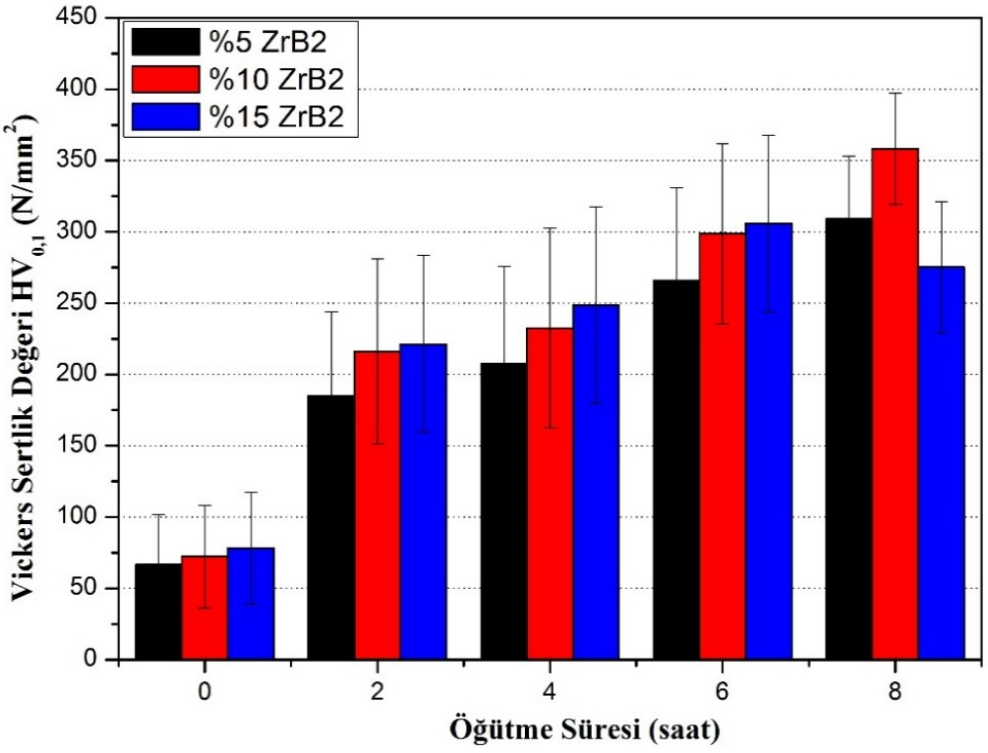
8.4.3.5 Mekanik özellikler

Çizelge 8.17 ve Şekil 8.72'de Al20Si(5, 10, 15) ZrB_2 kompozisyonunda da artan mekanik alaşımlama süresi ve pekiştirici miktarının sertliğe etkisi görülmektedir. Çizelgeden ve şekillerden MA süresi ve pekiştirici faz olan ZrB_2 arttıkça kompozit malzemenin sertliğinin önemli oranda arttığı görülmüştür. 0 sa. MA'lanmış numunenin sertliği 73 HV civarında iken 8 sa. MA'lanmış olanın %5 ZrB_2 içeren sinterlenmiş kompozit malzemenin sertliği 309,2 HV, % 10 ZrB_2 içeren numunenin

sertliği 358,2 ve %15 ZrB_2 içeren numunenin sertliği 275,4 HV'dir. Buradan %15 ZrB_2 ilavesinin 4 sa. Üzerindeki MA'lanmış olan numunelerde olumsuz etkilediği görülmüştür.

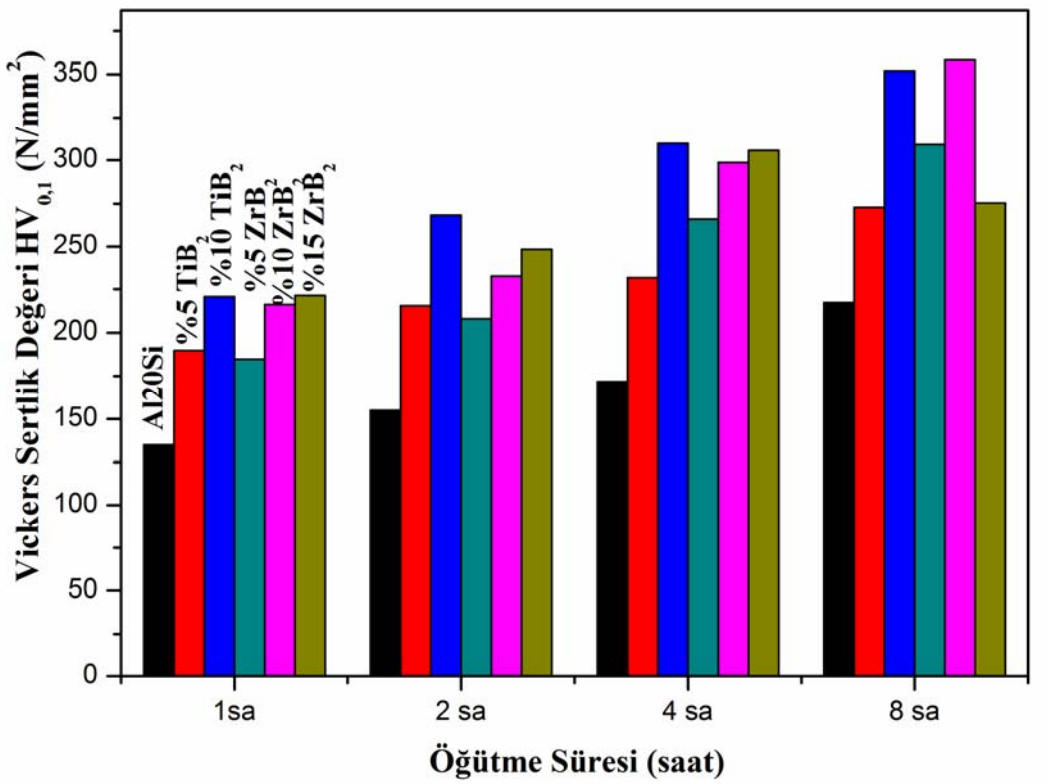
Çizelge 8.17 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xZrB_2 numunelerinin sertlik değerleri.

Malzeme	MA Süresi (sa)	Sertlik Değeri $HV_{0,1}$ (N/mm^2)	Standart Sapması
Al-20Si-5ZrB_2	1	185	±27
	2	207,9	±23
	4	266	±19
	8	309,2	±11
Al-20Si-10ZrB_2	0	72,4	±25
	1	216,1	±26
	2	232,5	±22
	4	298,7	±14
	8	358,2	±10
Al-20Si-15ZrB_2	1	221,3	±20
	2	248,6	±17
	4	305,8	±22
	8	275,4	±35



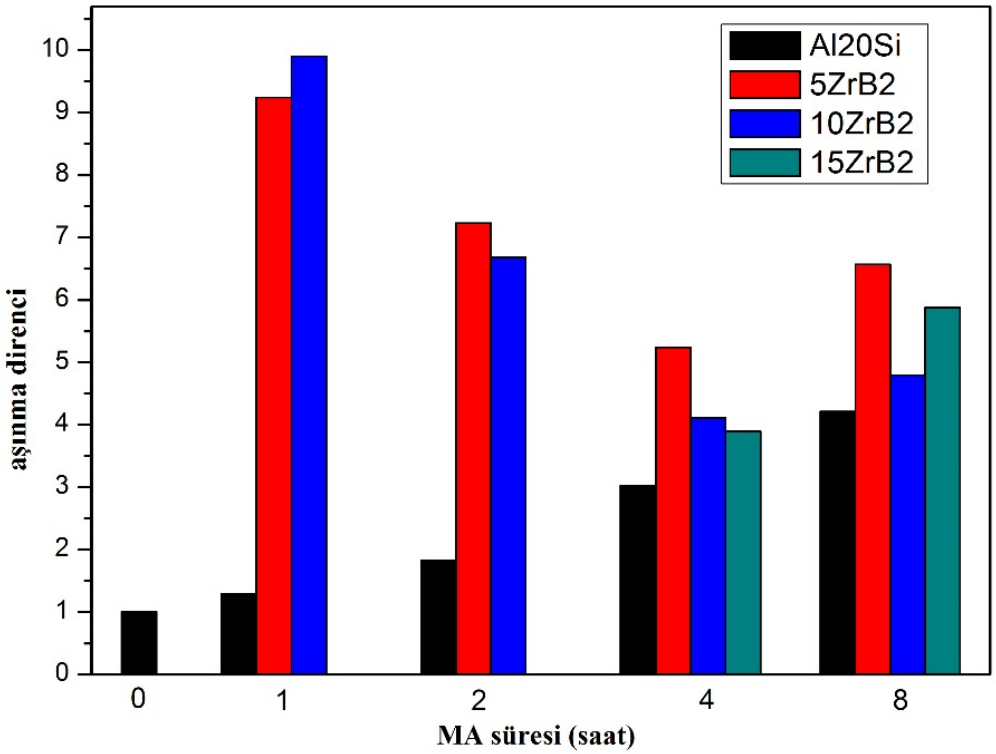
Şekil 8.72 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-(5,10)ZrB_2 numunelerinin sertlik değişimi.

Numunelere yapılan mikrosertlik testleri sonucunda gerek pekiştirici takviyeli gerek takviyesiz sinterlenmiş numunelerin sertlik değerlerinde artan MA süresiyle belirgin bir artış olmuştur. Şekil 8.73'de tüm numunelerin sertlik değerleri karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Gerek takviyesiz gerekse TiB_2 ve ZrB_2 katkılı olan kompozitlerin sertlik değerleri karşılaştırıldığında en yüksek sertlik değerine 8 saat MA işlemi yapılmış ağırlıkça %10 TiB_2 katkılı olan sinterlenmiş kompozit malzemede ulaşılmıştır. Genel olarak en yüksek sertlik değerleri TiB_2 katkılı olan numunelerde elde edilirken ZrB_2 katkılı olanlar TiB_2 katkılı olanlara göre daha düşük fakat katkısız olanlara göre daha yüksek değerlere sahiptir.



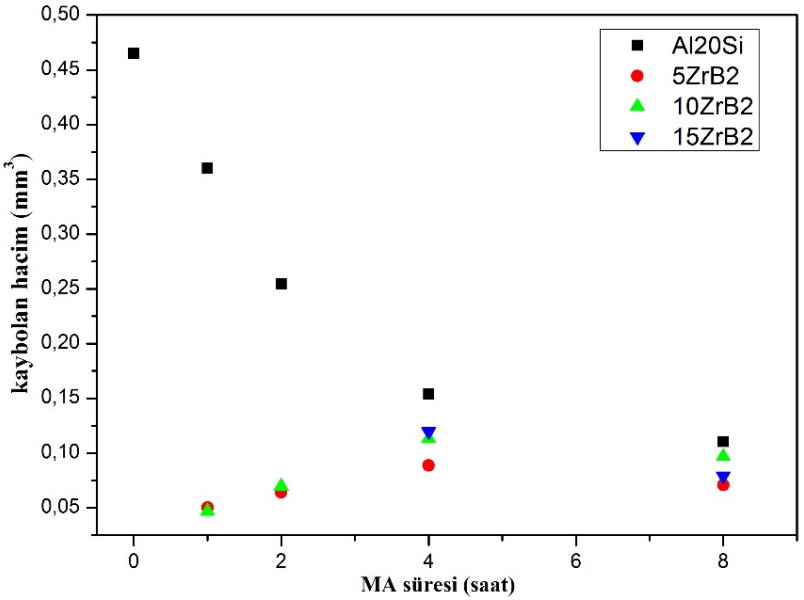
Şekil 8.73 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si, Al-20Si-TiB_2 ve Al-20Si-ZrB_2 numunelerinin karşılaştırmalı sertlik grafiği.

Şekil 8.74 ve 8.75'de de ZrB_2 katkılı Al-20Si kompozitlerine ait aşınma deneyi sonuçları görülmektedir. Şekil 8.74'de aşınma direncinin artan MA süresiyle değişimi görülmektedir. Artan MA süresi ve artan takviye miktarıyla ile aşınma hızının 8 sa MA süresine kadar arttığı 8 saatte ise tekrar azalmaya başladığı görülmektedir. Bunda artan MA ile artan Al_3Zr ve Al_3Zr_4 fazlarının etkili olabileceği düşünülmüştür. Ancak yinede katkısız ana kompozisyona göre aşınma direncinin yüksek olduğu görülmektedir.



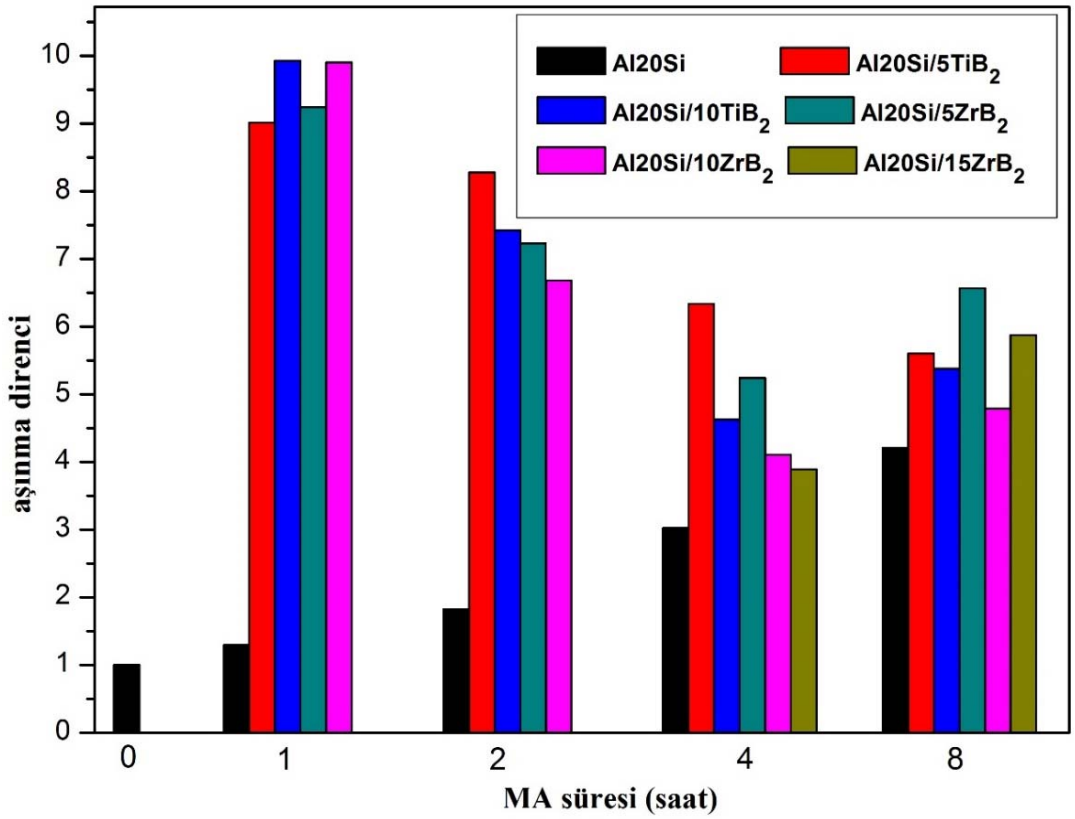
Şekil 8.74 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si ve ZrB_2 katkılı Al-20Si numunenin aşınma direnci karşılaştırmalı grafiği.

Şekil 8.75'de aşınma sırasında kaybolan malzeme miktarının artan MA süresiyle değişimi görülmektedir. Artan MA süresi ve katkı miktarıyla ile kaybolan malzeme miktarının arttığı ancak bu artışın katkısız ana kompozit malzemeye göre daha düşük olduğu görülmektedir.



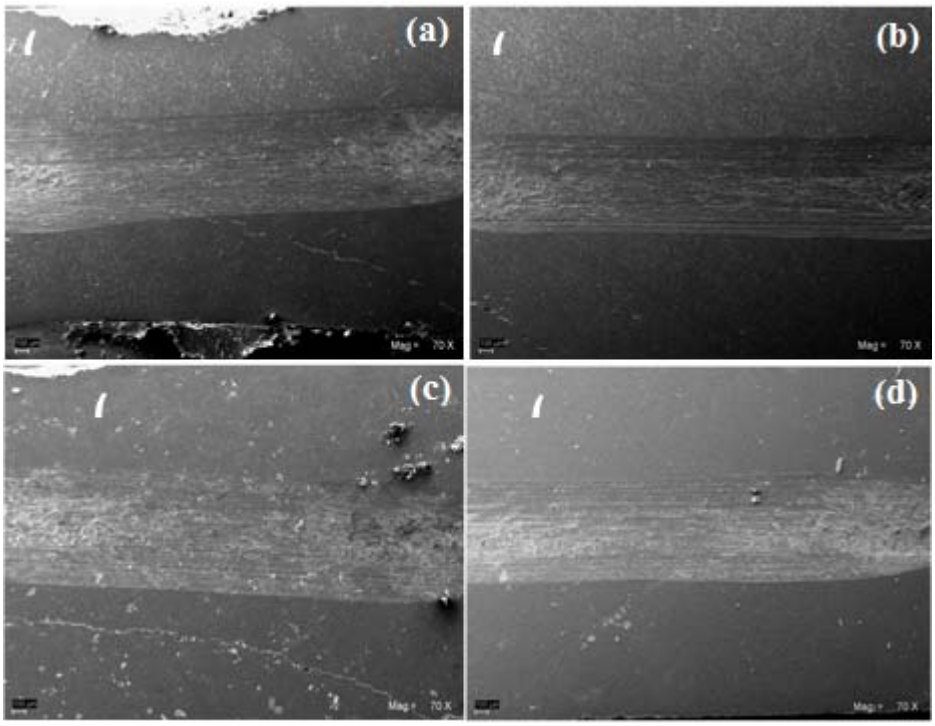
Şekil 8.75 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si ve ZrB_2 katkılı Al-20Si numunelerinin aşınma ile kaybolan hacim değişimi karşılaştırmalı grafiği.

Şekil 8.76'da katkısız Al-20Si ana kompozit malzeme ile TiB_2 ve ZrB_2 katkılı kompozit malzemelerin aşınma dirençleri karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Yapılan karşılaştırmaya göre 8 saat MA süresine kadar en yüksek değere %5 TiB_2 katkılı olan kompozit malzemenin, 8 saat MA yapılmış olan grupta ise en yüksek değere %5 ZrB_2 katkılı olan kompozit malzemenin sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 8.76 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si ana matriks ile TiB_2 ve ZrB_2 katkılı Al-20Si numunelerinin aşınma dirençlerinin karşılaştırmalı grafiği.

Şekil 8.77'de farklı sürelerde MA'lanmış ağırlıkça %10 ZrB_2 katkılı Al-20Si sinterlenmiş kompozit malzemelerine ait aşınma testi sonucunda oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri verilmiştir. İzler incelendiğinde çıkan aşınma testi sonuçlarına paralel olarak artan MA süresine bağlı olarak aşınma izlerinin boyutlarının ve şeklinin değiştiği görülmektedir. Artan MA süresi ile aşınma izi derinliği ve genişiği 4 saat MA'ya kadar artarken 8 saat MA'da tekrar azalmaya başlamıştır. Aşınma direncindeki artan MA süresi ve artan borür katkısı ile azalmanın nedeni her iki borür katkısında sinterleme neticesinde mikroyapıda oluşan ara fazlardır. Bu özellikle TiB_2 takviyeli olan kompozitlerde daha belirgindir. Sertlik değerleri artmasına rağmen aşınma direnci azalmaktadır.



Şekil 8.77 : Çeşitli sürelerde MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-10ZrB_2 numunesinin aşınma sonrasındaki aşınma yüzeylerinin SEM fotoğrafları, 70x (a) 1 sa, (b) 2 sa, (c) 4 sa ve (d) 8sa.

8.4.4 Y_2O_3 takviyeli Al-20Si metal matriks kompozitler

8.4.4.1 Yoğunluk ölçümleri

Sinterlenmiş Y_2O_3 pekiştirici katkılı numunelerin yoğunluk değerleri Çizelge 8.18'de verilmiştir. Çizelge 8.18'de görüldüğü gibi sinter öncesi numune yoğunlukları %80 - %85 civarında iken sinter sonrası bu yoğunluklar %98 - %99 seviyelerine ulaşmıştır.

Çizelge 8.18 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xY_2O_3 numunelerinin karşılaştırmalı yoğunluk değerleri.

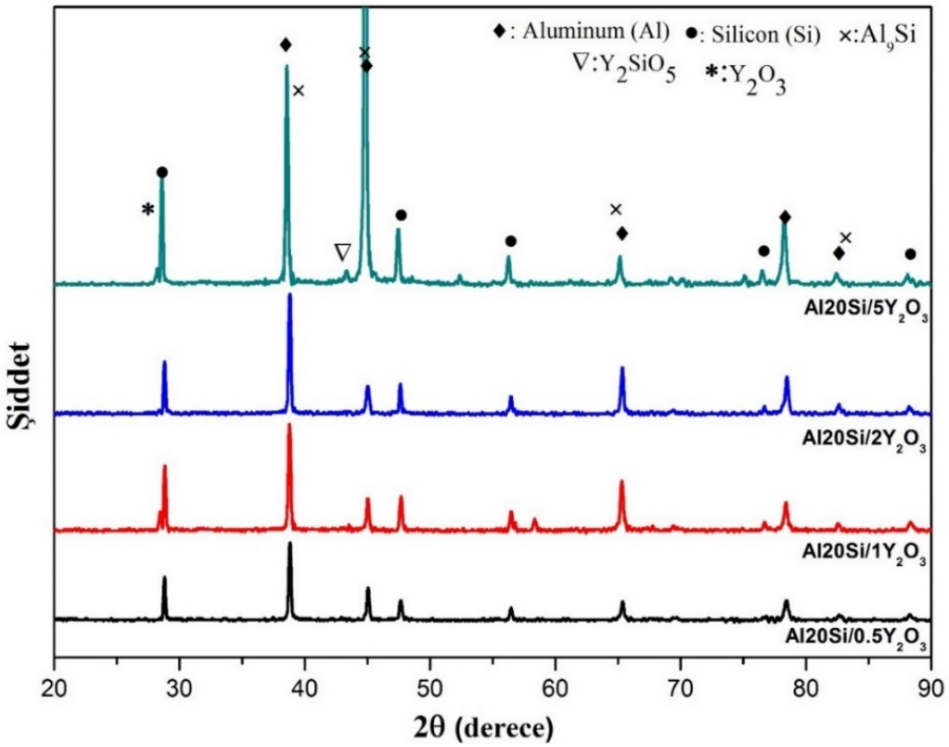
Ana Matriks	Takviye malzemesi	Takviye miktarı (ağırlıkça %)	Ölçülen yoğunluk (g/cm^3)	Teorik yoğunluk (g/cm^3)	Göreceli yoğunluk (%)
Al-20Si	Y_2O_3	0,5	2,59	2,62	98,85
		1	2,61	2,628	99,31
		2	2,61	2,64	98,86
		5	2,63	2,68	98,13

Bu çizelgeden sabit olarak 4 saat süreyle mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş farklı miktarlarda Y_2O_3 içeren Al-20Si kompozitlerinin sinter sonrası yoğunluk değerlerinin çok yüksek olduğu görülmektedir. Buradan sisteme pekiştirici olarak

ilave edilen Y_2O_3 katkısının olumlu etkileri olduğu gözlemlenmiştir. Burada pekiştirici miktarının etkisi çok fazla görülmesede olumsuz etkiside görülmemiştir.

8.4.4.2 Faz analizleri

Sinterlenmiş Y_2O_3 takviyeli Al-20Si kompozit numunelerine ait XRD grafikleri Şekil 8.78'de verilmiştir. Sinterlenmiş numunelere yapılan x-ışınları analizi sonrası elde edilen difraksiyon paternlerinde tozlarda elde edilen paternlerden farklı olarak pik yükseklikleri artmakta ve pik genişlikleri azalmaktadır. Y_2O_3 pekiştirici ilaveli bu sistemlerde alüminyum, silisyum ve itriyum oksite ait olan pikler rahatlıkla belirlenebilmektedir. Ayrıca Al_9Si fazına ait pikler burada daha belirgindir. Fakat Al fazının piki ile aynı pik bölgesinde olduğu için pik yüksekliğini net söylemek mümkün olmamıştır. Buradaki malzeme gruplarında ZrB_2 ve TiB_2 katkılı olanlar gibi demir içerikli bir faz tespit edilmemiştir. Ancak Y_2O_3 ana fazlarla tepkimeye girmiş ve Y_2SiO_5 ara fazı oluşmuştur.

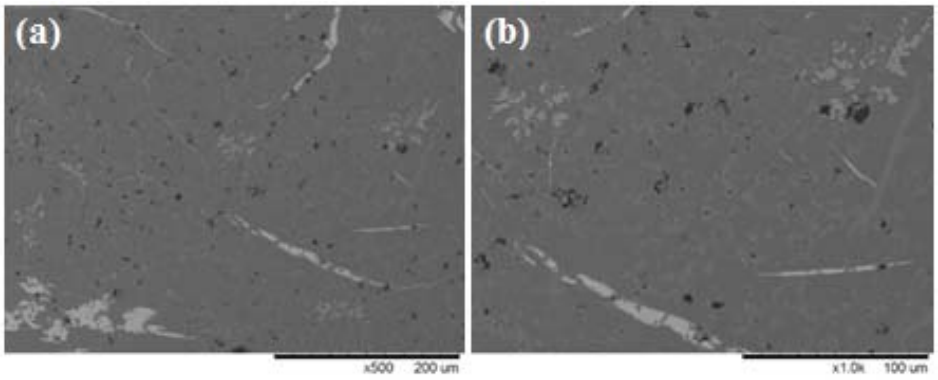


Şekil 8.78 : 4sa MA'lanmış Y_2O_3 takviyeli Al-20Si numunelerin sinter sonrası XRD paternleri.

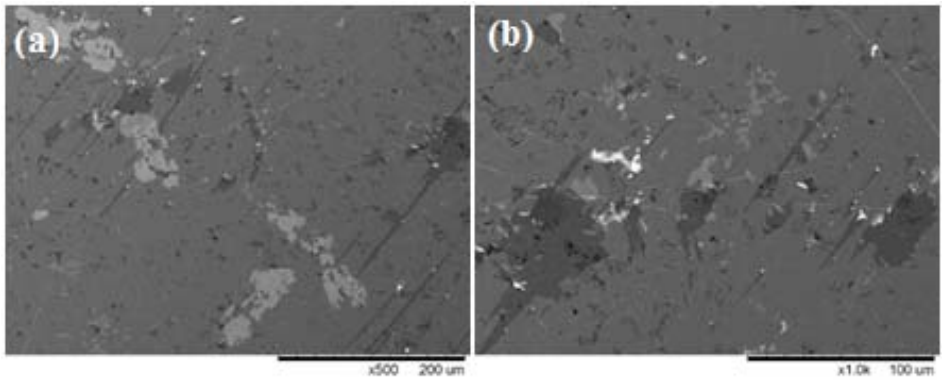
8.4.4.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri

Şekil 8.79 ve 8.80'de sinterlenmiş ağ. %0.5 ve 5 Y_2O_3 katkılı Al-20Si numunelerine ait sinterleme sonrası geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan taramalı elektron

mikroskobu fotoğrafları verilmiştir. Şekil 8.79'da verilen sinterlenmiş 0.5 Y_2O_3 katkılı kompozit numunelerinin aşağıda SEM fotoğraflarında yapıdaki Y_2O_3 fazının çok az olduğu ancak yapıda neredeyse hiç gözenek olmadığı görülmektedir. Şekil 8.80'de ise artan Y_2O_3 miktarı ile birlikte yapıda büyük oranda beyaz renkte fazlar oluştuğu bunların bir kısmının XRD sonuçlarına göre Y_2O_3 ve Y_2SiO_5 fazlarına ait olduğu yapılan EDS analizlerinde o yapılarda itriyum (Y) elementinin bulunmasından dolayı düşünülmektedir.



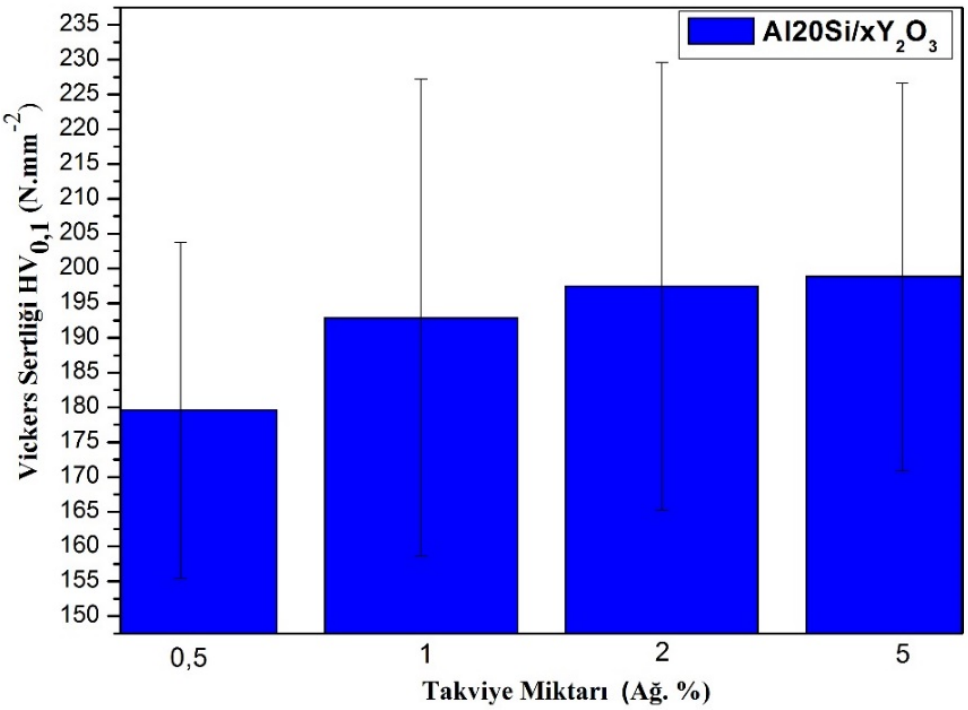
Şekil 8.79 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş %0,5 Y_2O_3 katkılı Al-20Si numunesinin geri saçılmış elektron görüntüsü (a)500x ve (b) 1000x.



Şekil 8.80 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş %5 Y_2O_3 katkılı Al-20Si numunesinin geri saçılmış elektron görüntüsü (a)500x ve (b) 1000x.

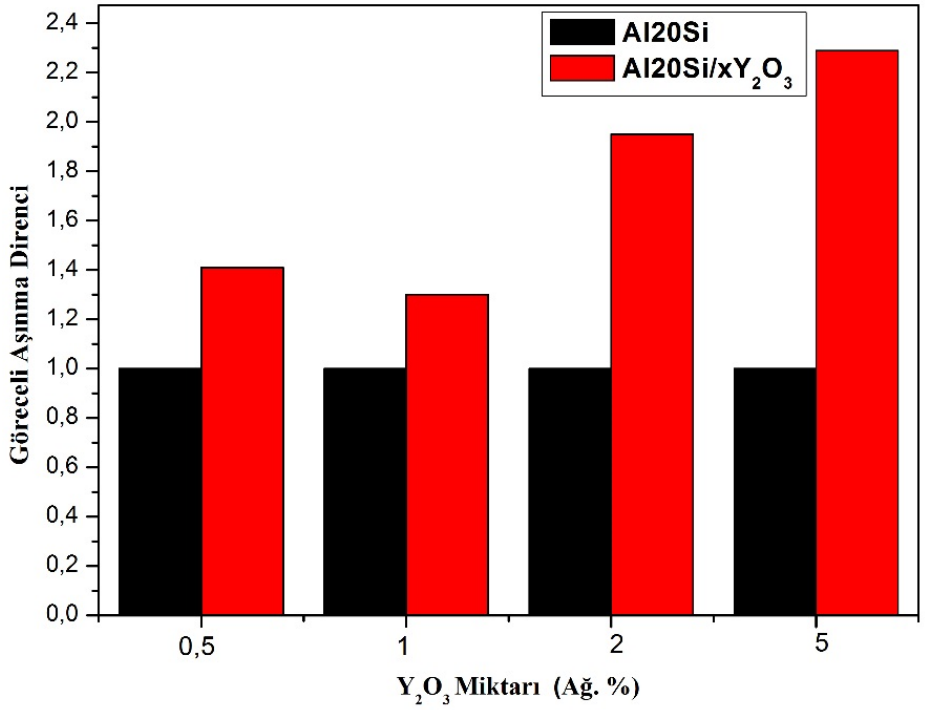
8.4.4.4 Mekanik özellikler

Şekil 8.81'de değişik miktarlarda Y_2O_3 katkılı Al-20Si kompozitlerine ait numunelerde sabit mekanik alaşımlama süresi ve artan pekiştirici miktarının sertliğe etkisi görülmektedir. MA ve pekiştirici faz olan Y_2O_3 arttıkça kompozit malzemenin sertliğinin katkısız kompozitlere göre arttığı görülmüştür. 4 sa. MA'lanmış katkısız numunenin sertliği 175 HV civarında iken 4 sa. MA'lanmış %5 Y_2O_3 içeren sinterlenmiş kompozit malzemenin 200 HV'dir.



Şekil 8.81 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Y_2O_3 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin sertlik değişimi.

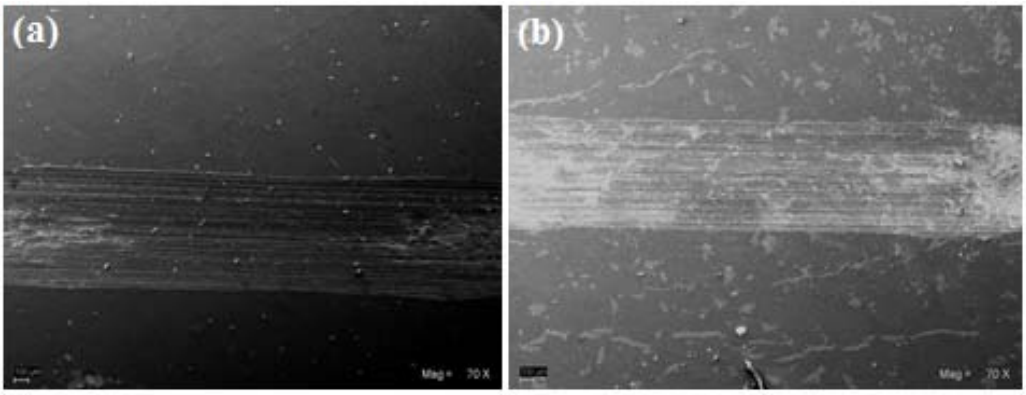
Şekil 8.82'de Y_2O_3 içerikli Al-20Si sinter numunelerine ait aşınma deneyi sonuçları verilmiştir. Şekil 8.82'de aşınma hızının ve direncinin sabit MA süresi ve takviye miktarı artışıyla değişimi görülmektedir.



Şekil 8.82 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Y_2O_3 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin göreceli aşınma direnci değişimi.

Aynı MA süresi ve değişen Y_2O_3 miktarıyla aşınma hızının oldukça azaldığı ve aşınma direncinin arttığı bununda oluşan ara fazın etkisi ve malzemenin yüksek yoğunluğundan kaynaklandığı görülmektedir.

Şekil 8.83'de 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş ağ. %0.5 ve 5 Y_2O_3 takviyeli Al-20Si sistemine ait aşınma testi sonucunda oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri verilmiştir. İzler incelendiğinde çıkan aşınma testi sonuçlarına paralel olarak sabit MA süresi ve artan Y_2O_3 miktarına bağlı olarak aşınma izlerinin boyutlarının ve şeklinin değiştiği görülmektedir. Artan Y_2O_3 takviye miktarı ile aşınma izi derinliği ve genişliği azalmaktadır.



Şekil 8.83 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Y_2O_3 katkılı Al-20Si numunelerinin aşınma testi sonrasındaki aşınma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları, (70X (a) %0,5, (b) %5 Y_2O_3 katkılı).

8.4.5 La_2O_3 takviyeli Al-20Si metal matriks kompozitler

8.4.5.1 Yoğunluk ölçümleri

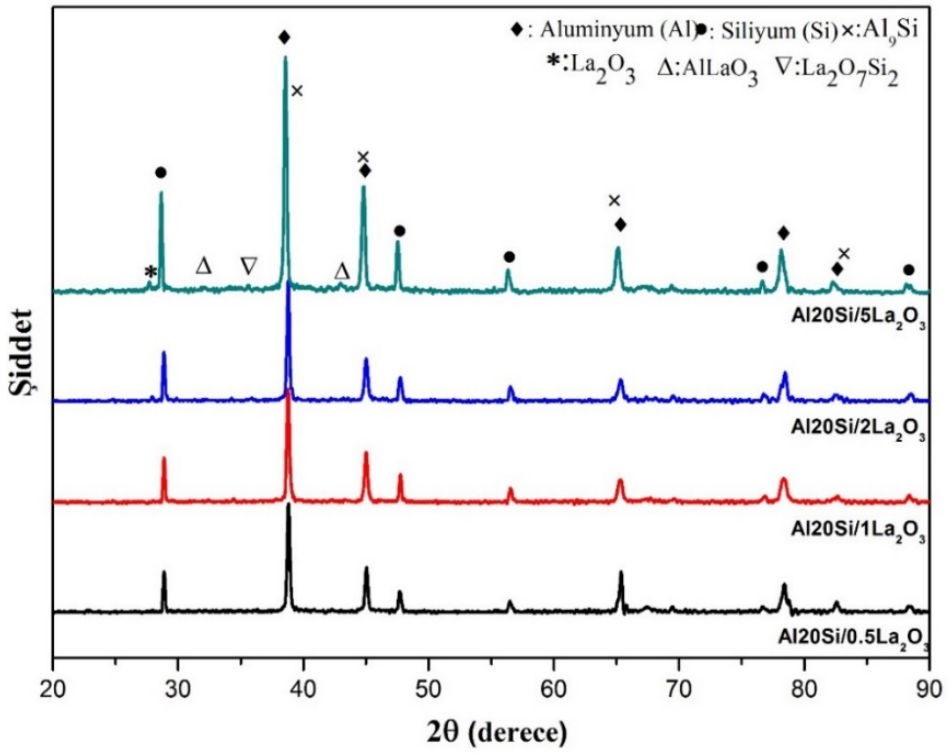
4 saat mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş La_2O_3 pekiştirici takviyeli Al-20Si numunelerin yoğunluk değerleri Çizelge 8.19'da verilmiştir. Çizelge 8.19'da görüldüğü üzere sinter öncesi numune yoğunlukları %81 - %85 civarında iken sinter sonrası bu yoğunluklar %97 - %98 seviyelerine ulaşmıştır. Bu çizelgede 4 saat süreyle mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş farklı miktarlarda La_2O_3 içeren Al-20Si kompozitlerinin sinter sonrası yoğunluk değerlerinin oldukça yüksek olduğu görülmektedir. Buradan ana matrikse pekiştirici olarak ilave edilen La_2O_3 katkısının olumlu etkileri olduğu gözlemlenmiştir. Burada pekiştirici miktarının etkisi çok fazla görülmesede olumsuz etkiside görülmemiş ve sisteme pekiştirici olarak ilave edilen La_2O_3 katkısının olumlu etkileri olduğu gözlemlenmiştir.

Çizelge 8.19 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xLa_2O_3 kompozit numunelerinin karşılaştırmalı yoğunluk değerleri.

Ana Matriks	Takviye malzemesi	Takviye miktarı (ağırlıkça %)	Ölçülen yoğunluk (g/cm^3)	Teorik yoğunluk (g/cm^3)	Göreceli yoğunluk (%)
Al-20Si	La_2O_3	0,5	2,58	2,624	98,32
		1	2,59	2,63	98,47
		2	2,59	2,64	98,1
		5	2,63	2,697	97,51

8.4.5.2 Faz analizleri

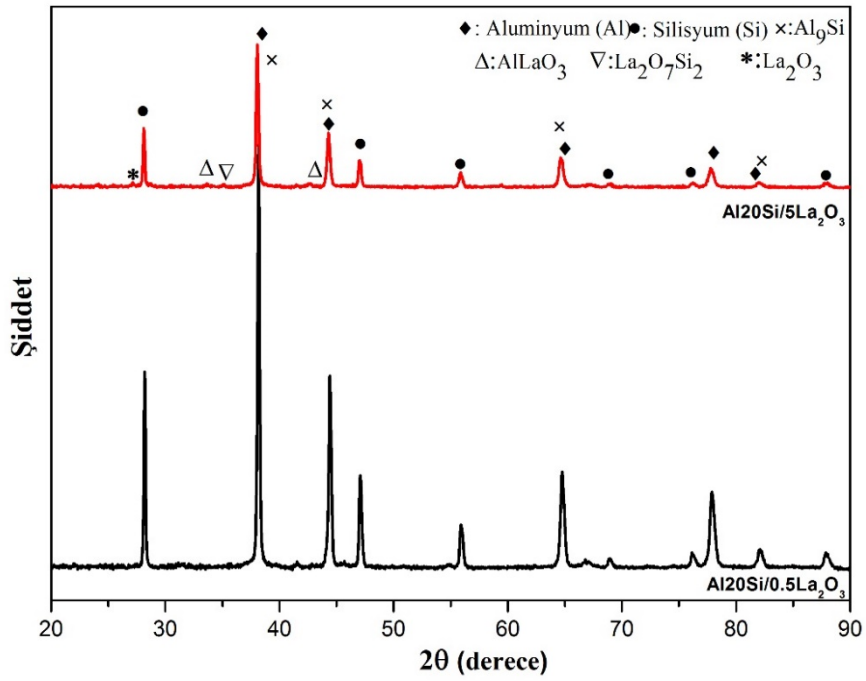
Sinterlenmiş La_2O_3 takviyeli Al20Si kompozit numunelerine ait XRD grafikleri Şekil 8.84'de verilmiştir. Sinterlenmiş numunelere yapılan x-ışınları analizi sonrası elde edilen difraksiyon paternlerinde tozlarda elde edilen paternlere göre pik yükseklikleri artmakta ve pik genişlikleri azalmaktadır. La_2O_3 pekiştirici ilaveli bu sistemlerde alüminyum, silisyum ve lantan oksite ait olan pikler rahatlıkla belirlenebilmektedir. Ayrıca Al_9Si fazına ait pikler burada daha belirgindir. Fakat Al fazının piki ile aynı açıda olduğu için pik yüksekliğini net söylemek mümkün olmamıştır.



Şekil 8.84 : 4 sa MA'lanmış La_2O_3 takviyeli Al-20Si numunelerin sinter sonrası XRD paternleri.

Yine buradaki malzeme gruplarında da ZrB_2 ve TiB_2 katkılı olanlar gibi demir içerikli bir faz tespit edilmemiştir. Ancak La_2O_3, Al ve Si ana fazlarıyla tepkimeye girmiş ve $AlLaO_3$ ve $La_2O_7Si_2$ ara fazları oluşmuştur.

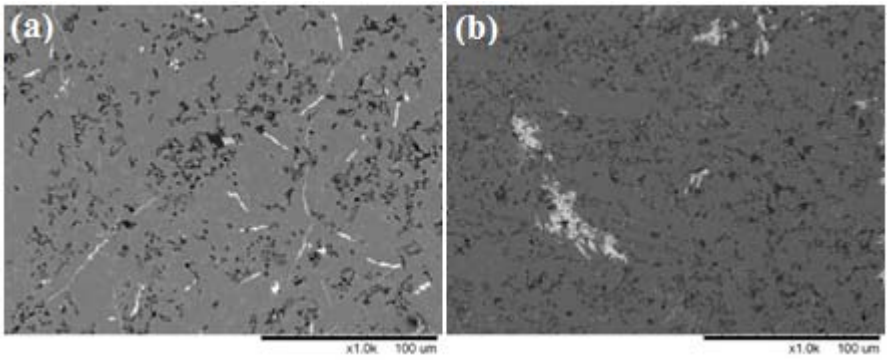
Sinterlenmiş ağ. %0.5 ve 5 La_2O_3 takviyeli Al20Si kompozit numunelerine ait XRD grafikleri Şekil 8.85'de verilmiştir. Burada sabit mekanik alaşımlama ile birlikte artan La_2O_3 miktarıyla birlikte oluşan ara fazların piklerinin daha belirginleştiği görülmektedir. Bu malzemenin diğer özellikleri üzerindeki etkiyi açıklamak açısından çok önemlidir.



Şekil 8.85 : 4sa MA'lanmış %0,5 ve %5 La_2O_3 takviyeli Al-20Si numunelerin sinter sonrası XRD paternleri.

8.4.5.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri

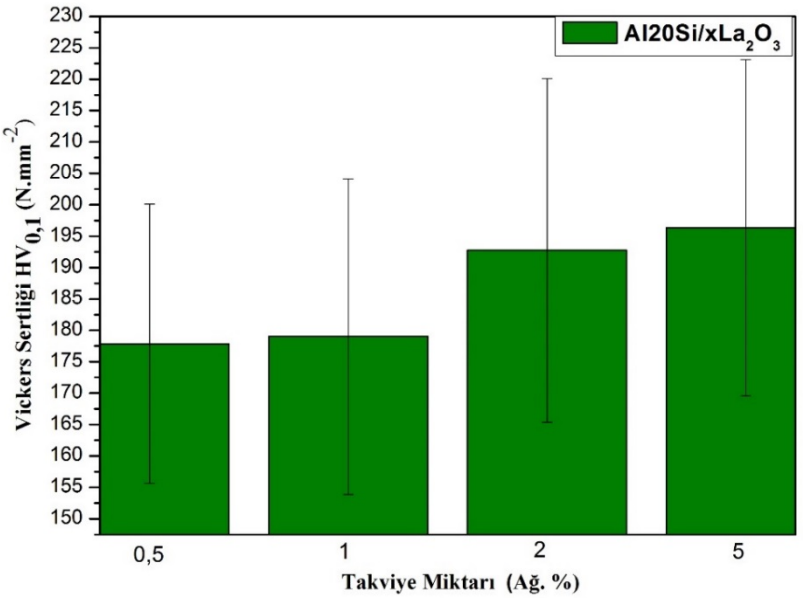
Şekil 8.86'da sinterlenmiş ağ. %0.5 ve %5 La_2O_3 katkılı Al-20Si numunelerine ait sinterleme sonrası geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan taramalı elektron mikroskobu görüntüleri verilmiştir. Şekil 8.86'da verilen sinterlenmiş katkılı kompozit numunelerinin sem fotoğraflarında yapıdaki La_2O_3 fazının %0,5 La_2O_3 takviyeli homojen şekilde dağıldığı ve yapıda beyaz çizgiler şeklinde görüldüğü ancak %5 La_2O_3 katkılı yapıda ise oluşan ara fazların etkisiyle yapıda beyaz renkli geniş bölgelerin olduğu ve yapılan EDS analizlerinde buralarda yüksek oranda lantan (La) elementi olduğu bu sonuçlara göre bu yapıların oluşmuş olan $AlLaO_3$ ve $La_2O_7Si_2$ ara fazları olduğunu göstermektedir.



Şekil 8.86 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş Y_2O_3 katkılı Al-20Si numunelerinin geri saçılmış elektron görüntüsü, 1000x (a) %0,5 ve (b) %5 La_2O_3 katkılı.

8.4.5.4 Mekanik özellikler

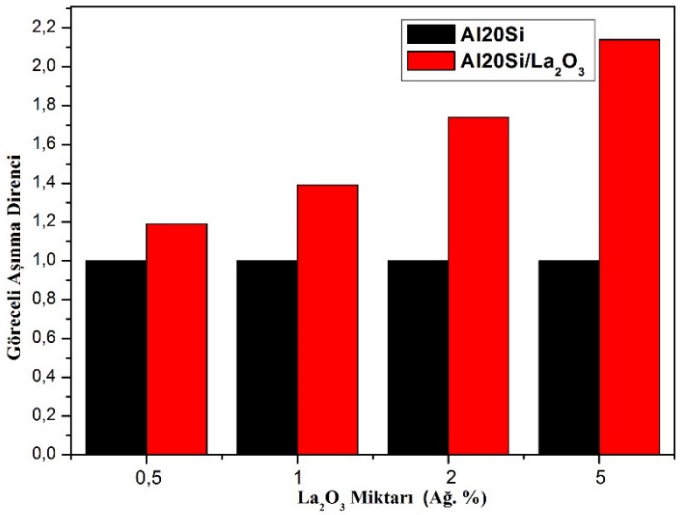
Şekil 8.87'de sinterlenmiş La_2O_3 içeren Al-20Si kompozitlerine ait numunelerde sabit mekanik alaşımlama süresi ve artan La_2O_3 pekiştirici miktarının sertliğe etkisi görülmektedir. Mekanik alaşımlama süresi sabit olduğunda ve pekiştirici faz olan La_2O_3 arttıkça kompozit malzemenin sertliğinin katkısız kompozitlere göre arttığı görülmüştür. 4 sa. MA'lanmış katkısız numunenin sertliği 175 HV civarında, 4 sa. MA'lanmış %0.5 La_2O_3 içeren kompozit numunenin sertliği yine aynı civarda iken %5 La_2O_3 içeren sinterlenmiş kompozit malzemenin 195 HV'dir.



Şekil 8.87 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş La_2O_3 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin sertlik değişimi.

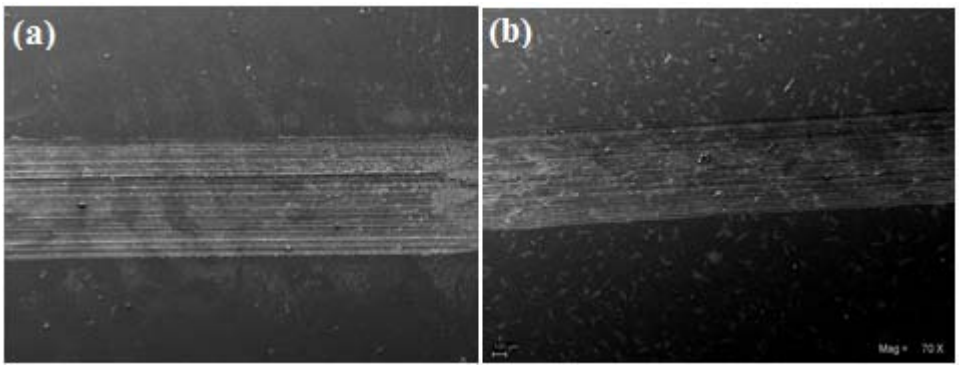
Şekil 8.88'de farklı miktarlarda La_2O_3 takviyeli Al-20Si sinter numunelerine ait aşınma deneyi sonuçları görülmektedir. Burada da aşınma hızının ve direncinin sabit

MA süresi ve artan La_2O_3 miktarı ile değişimi görülmektedir. Sabit MA süresi ve artan La_2O_3 içeriği ile aşınma hızının oldukça azaldığı ve aşınma direncinin arttığı bununda oluşan ara fazın etkisi ve malzemenin yüksek yoğunluğundan kaynaklandığı görülmektedir. Yine burada aynı koşulllarda MA işlemi yapılmış ve sinterlenmiş katkısız ana matriks kompozitlere göre aşınma direncinin oldukça yüksek olduğu açıkça ortaya çıkmıştır.



Şekil 8.88 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş La_2O_3 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin göreceli aşınma direnci değişimi.

Şekil 8.89'da 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş ağ. %0.5 ve 5 La_2O_3 içerikli Al-20Si kompozitlerine ait aşınma testi sonucunda oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri verilmiştir. İzler incelendiğinde çıkan aşınma testi sonuçlarına paralel olarak sabit MA süresi ve artan La_2O_3 miktarına bağlı olarak aşınma izlerinin boyutlarının ve şeklinin değiştiği görülmektedir. Artan La_2O_3 katkı miktarı ile aşınma izi derinliği ve genişliği önemli oranda azalmaktadır.



Şekil 8.89 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş La_2O_3 katkılı Al-20Si numunelerinin aşınma testi sonrasındaki aşınma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları, (70X (a) %0,5, (b) %5 La_2O_3 katkılı).

8.4.6 CeO_2 takviyeli Al-20Si metal matriks kompozitler

8.4.6.1 Yoğunluk ölçümleri

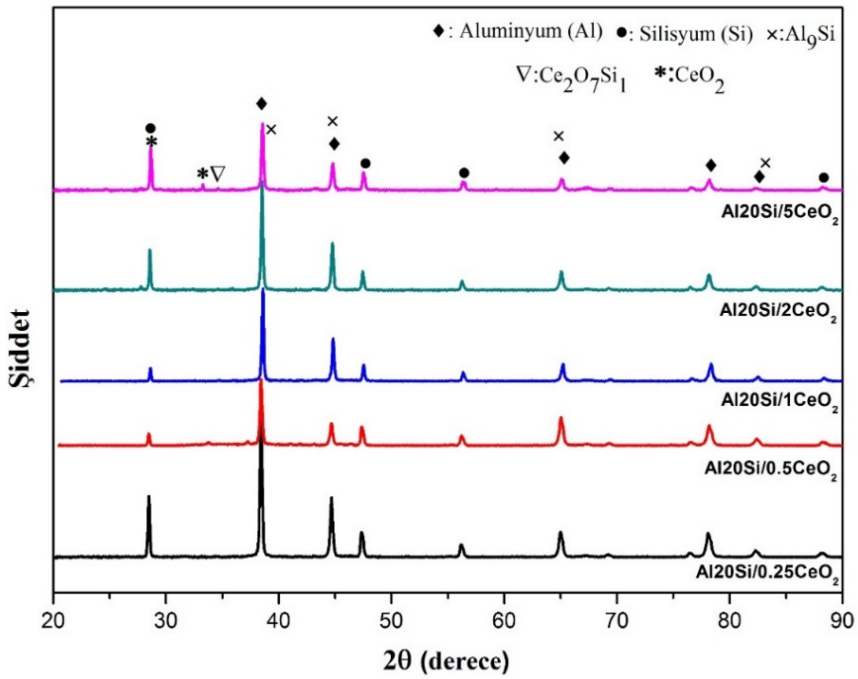
Farklı miktarlarda CeO_2 pekiştirici takviye edilmiş ve 4 saat mekanik alaşımlanarak sinterlenmiş Al-20Si esaslı kompozit malzemelerin yoğunluk değerleri Çizelge 8.20'de verilmiştir. Çizelge 8.20'de görüldüğü üzere bu kompozitlerin sinter öncesi numune ham yoğunlukları %81 - %85 arasında değişirken sinter sonrası bu yoğunluklar %98,4 seviyelerine ulaşmıştır. 4 saat süreyle mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş farklı miktarlarda CeO_2 içeren Al-20Si kompozitlerinin sinter sonrası yoğunluk değerleri oldukça yüksektir. Buradan CeO_2 katkısının ana matrikse ilave edilmesi mikroyapı ve yoğunlaşma üzerine olumlu etkileri olduğu gözlemlenmiştir. Burada pekiştirici miktarının artışın etkisi çok fazla görülmesede olumsuz etkiside görülmemiştir.

Çizelge 8.20 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Al-20Si-xCeO_2 kompozit numunelerinin karşılaştırmalı yoğunluk değerleri.

Ana Matriks	Takviye malzemesi	Takviye miktarı (ağırlıkça %)	Ölçülen yoğunluk (g/cm^3)	Teorik yoğunluk (g/cm^3)	Göreceli yoğunluk (%)
Al-20Si	CeO_2	0,25	2,57	2,62	98,09
		0,5	2,59	2,62	98,85
		1	2,6	2,63	98,85
		2	2,6	2,65	98,11
		5	2,63	2,7	97,4

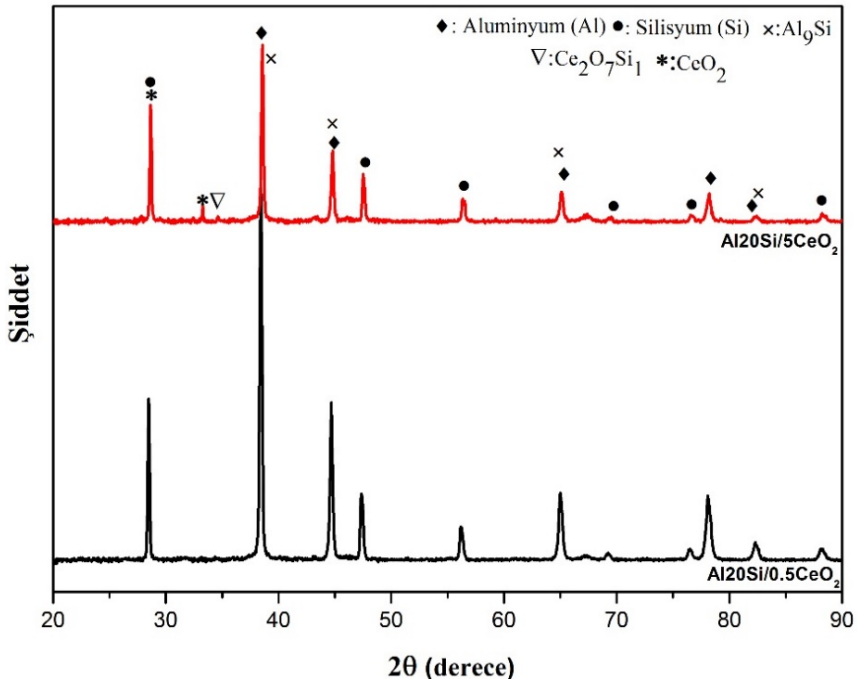
8.4.6.2 Faz analizleri

CeO_2 takviyeli 4 saat mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş Al-20Si kompozit numunelerine ait XRD grafikleri Şekil 8.90'da verilmiştir. Sinterlenmiş numunelere yapılan x-ışınları analizi sonrası elde edilen difraksiyon paternlerinde tozlarda elde edilen paternlere nazaran pik yükseklikleri artmakta ve pik genişlikleri azalmaktadır. CeO_2 pekiştirici ilaveli bu sistemlerde alüminyum, silisyum ve seryum oksite ait olan pikler öncelikle açıkça görülmektedir. Ayrıca Al_9Si fazına ait pikler burada daha belirgin olmasına rağmen Al piki ile aynı açıda bulunmasından dolayı tam olarak pik yüksekliğini belirtmek mümkün değildir. Yine buradaki malzeme gruplarında demir içerikli bir faz tespit edilmemiştir. Ancak artan CeO_2 miktarı ile CeO_2 ve Si ana fazı tepkimeye girmiş ve Ce_2O_7Si ara fazı oluşmuştur.



Şekil 8.90 : 4 sa MA'lanmış CeO_2 takviyeli Al-20Si numunelerin sinter sonrası XRD paternleri.

Şekil 8.91'de, sinterlenmiş ağ. %0.5 ve 5 CeO_2 takviyeli Al-20Si kompozit numunelerine ait XRD grafikleri verilmiştir.

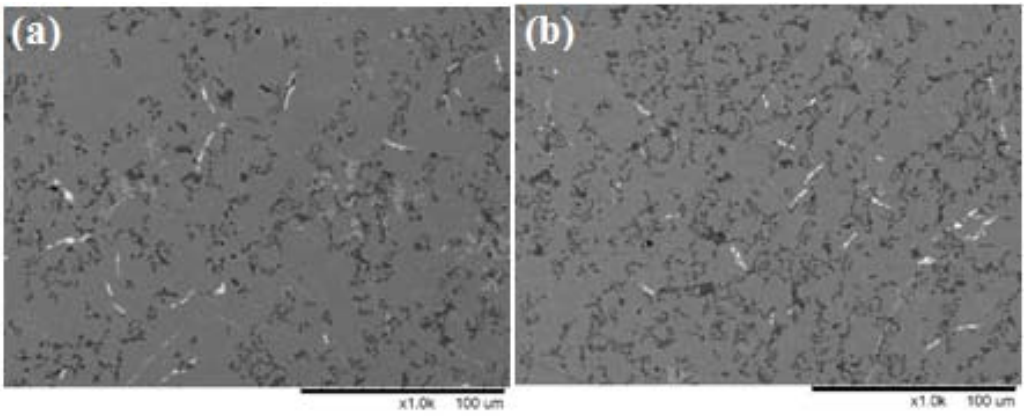


Şekil 8.91 : 4 sa MA'lanmış %0,5 ve %5 CeO_2 takviyeli Al-20Si numunelerin sinter sonrası XRD paternleri.

Burada sabit mekanik alaşımlama ile birlikte artan CeO_2 miktarıyla birlikte oluşan ara fazların piklerinın daha belirginleştiği görülmektedir. Bu malzemenin diğer özellikleri üzerindeki etkiyi açıklamak açısından çok önemlidir.

8.4.6.3 Elektron mikroskobu ile mikroyapı analizleri

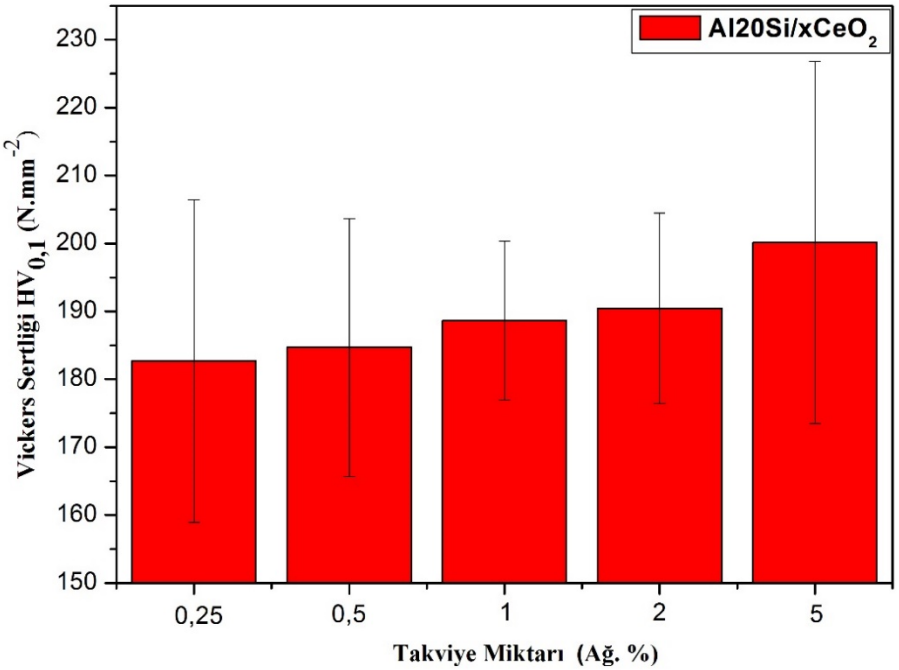
Şekil 8.92'de ağ. %0.5 ve 5 CeO_2 katkılı ve sinterlenmiş Al-20Si numunelerine ait sinterleme sonrası geri saçılmış elektron görüntüsünden oluşan taramalı elektron mikroskobu resimleri görülmektedir. Şekilde verilen sinterlenmiş CeO_2 katkılı kompozit numunelerinin SEM fotoğraflarında yapıdaki CeO_2 fazının %0.5 CeO_2 takviyeli homojen şekilde dağıldığı ve yapıda çok az da olsa beyaz çizgiler şeklinde görüldüğü ancak %5 CeO_2 katkılı yapıda ise oluşan ara fazların etkisiyle yapıda beyaz çizgili fazların sayısının arttığı ve yapılan EDS analizlerinde buralarda yüksek oranda seryum (Ce) elementi olduğu bu sonuçlara göre bu yapıların CeO_2 ve tepkime sonucu oluşmuş olan Ce_2O_7Si ara fazı olduğunu göstermektedir.



Şekil 8.92 : 4 saat MA'lanmış ve sinterlenmiş CeO_2 katkılı Al-20Si numunelerinin geri saçılmış elektron görüntüsü, 1000x (a) %0,5 ve (b) %5 CeO_2 katkılı.

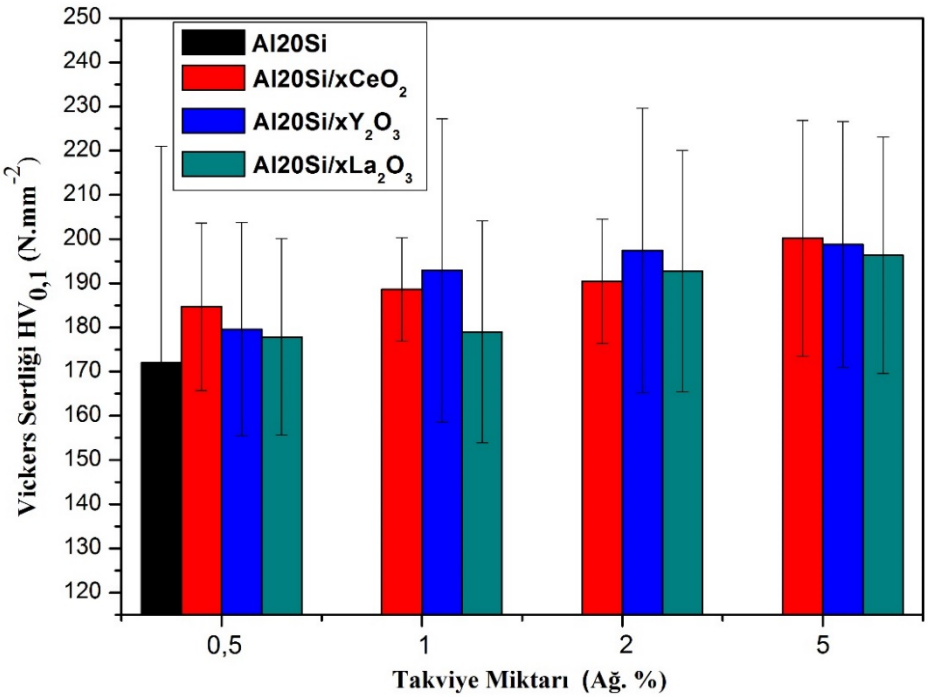
8.4.6.4 Mekanik özellikler

Şekil 8.93'de sinterlenmiş CeO_2 içeren Al-20Si kompozitlerine ait numunelerde sabit mekanik alaşımlama süresi ve artan CeO_2 pekiştirici miktarının sertliğe etkisi görülmektedir. Sabit MA süresinde ve pekiştirici faz olan CeO_2 arttıkça kompozit malzemenin sertliğinin katkısız kompozitlere göre arttığı görülmüştür. 4 sa. MA'lanmış katkısız numunenin sertliği 175 HV civarında, 4 sa. MA'lanmış %0.5 CeO_2 içeren kompozit numunenin sertliği 183 HV iken %5 CeO_2 içeren sinterlenmiş kompozit malzemenin 202 HV'dir.



Şekil 8.93 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş CeO_2 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin sertlik değişimi.

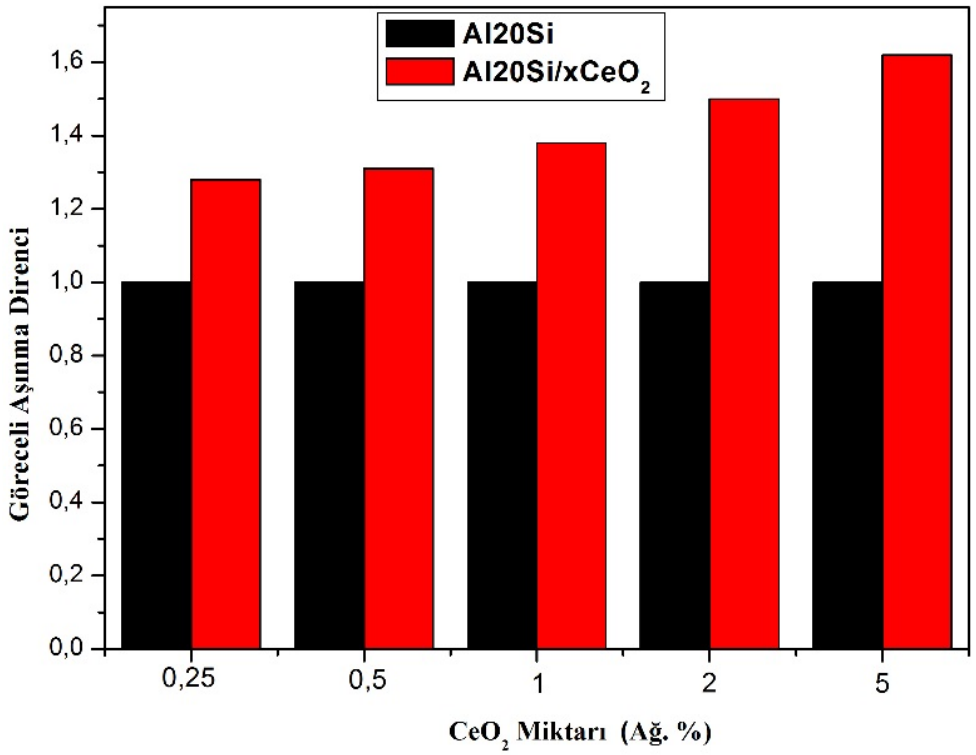
Şekil 8.94'de 4 saat mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş farklı miktarlarda Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 içeren Al-20Si kompozitlerine ait numunelerde pekiştirici miktarının ve malzemesinin sertliğe etkisi görülmektedir.



Şekil 8.94 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin sertlik değişimlerinin karşılaştırılması.

Şekildeki veriler incelendiğinde farklı katkı oranlarında farklı katkı malzemelerinin farklı sertlik değerleri gösterdiği görülmektedir. Ağ. %0.5 takviyeli olanlarda en yüksek sertlik CeO_2 katkılıda iken %1 ve 2 takviyeli olanlarda Y_2O_3 katkılı olan numuneler ve %5 takviyeli olanlarda ise CeO_2 katkılı olan numuneler en yüksek sertlik değerine sahiptir. Fakat tüm katkı miktarları ve tüm katkılar için elde edilen değerler katkısız olan numuneye göre daha fazladır.

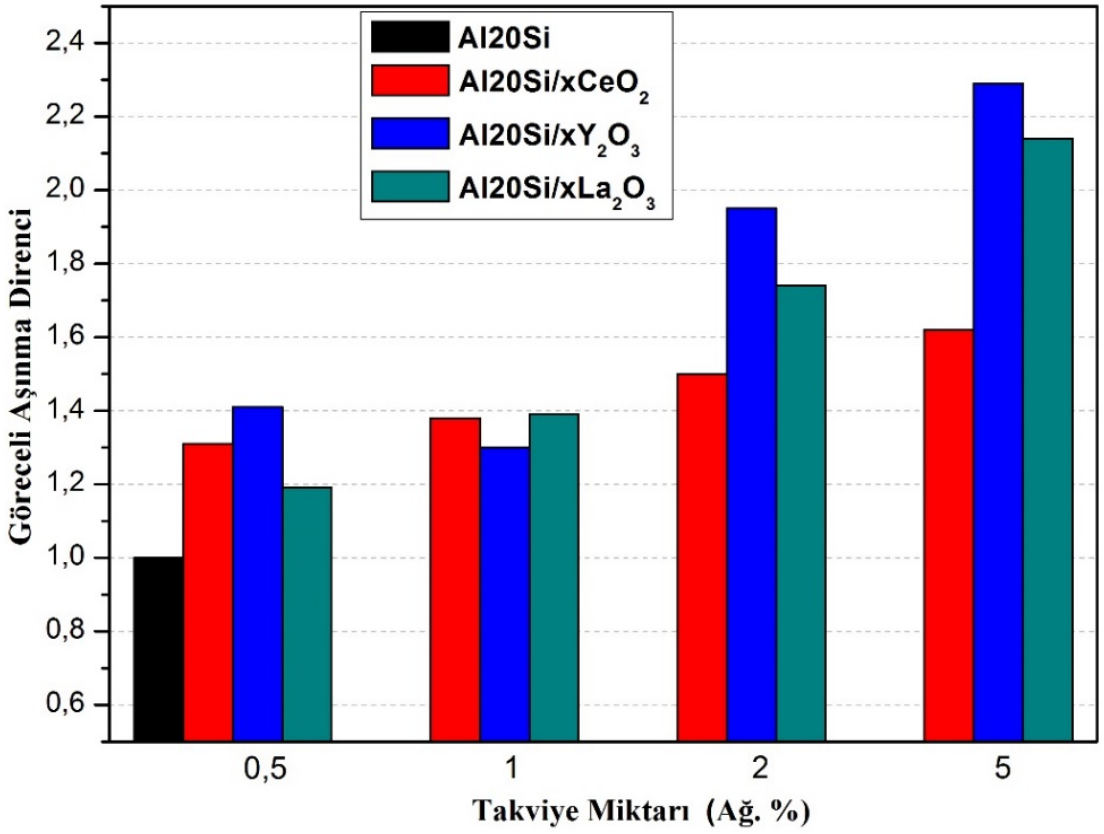
Şekil 8.95'de farklı miktarlarda CeO_2 takviyeli Al-20Si sinter numunelerine ait aşınma deneyi sonuçları görülmektedir. Aşınma hızının ve direncinin sabit MA süresi ve artan CeO_2 miktarı ile değişimi görülmektedir. Sabit MA süresi ve artan CeO_2 içeriği ile aşınma hızının oldukça azaldığı ve aşınma direncinin arttığı hatta %5 katkıda katkısız olana göre 1.6 kat daha fazla aşınma direnci olduğu bununda oluşan ara fazın etkisi ve malzemenin yüksek yoğunluğundan kaynaklandığı görülmektedir.



Şekil 8.95 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş CeO_2 katkılı Al-20Si kompozit numunelerinin göreceli aşınma direnci değişimi.

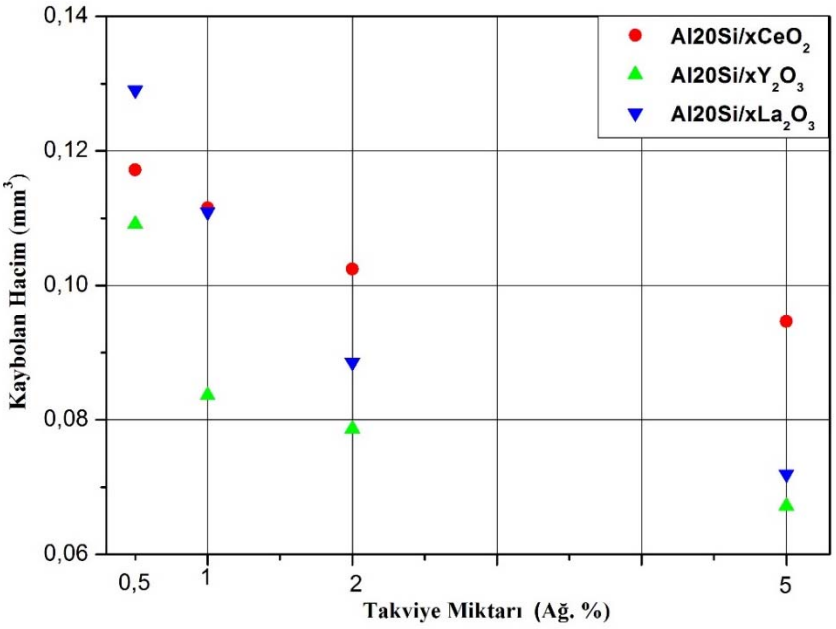
Şekil 8.96'da 4 saat mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş farklı miktarlarda Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 içeren Al-20Si kompozitlerine ait numunelerde pekiştirici miktarının ve malzemesinin aşınma direncine ve aşınma hızına etkisi görülmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi veriler incelendiğinde farklı katkı oranlarında farklı katkı malzemelerinin farklı aşınma direnci değerine sahip olduğu ortaya çıkmaktadır.

Genel olarak tüm katkı miktarları için ağ. %1 takviyeli olan hariç en yüksek aşınma direncine Y_2O_3 katkılı olan numunelerde ulaşılmıştır. Fakat tüm katkı miktarları ve tüm katkılar için elde edilen değerler katkısız olan numuneye göre daha fazladır.



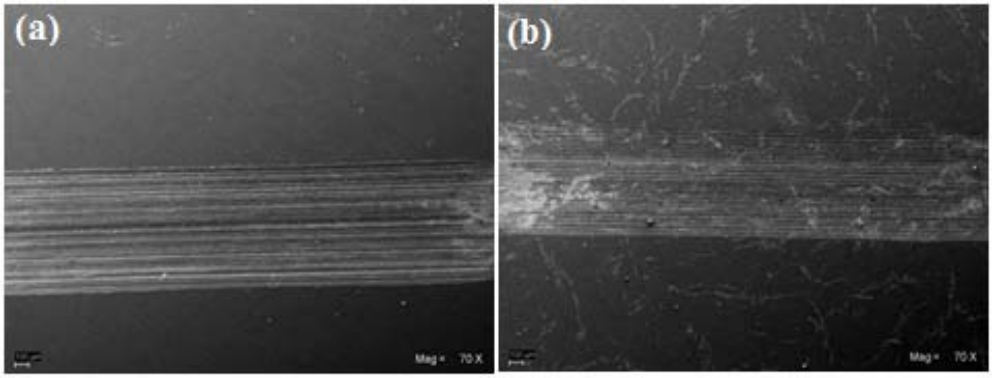
Şekil 8.96 : 4 sa mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş farklı miktarlarda Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 içeren Al-20Si kompozitlerine ait numunelerde pekiştirici miktarının ve malzemesinin aşınma direncine ve aşınma hızına etkisinin karşılaştırılması.

Şekil 8.97'de 4 saat mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş farklı miktarlarda Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 içeren Al-20Si kompozitlerine ait numunelerde pekiştirici miktarının ve malzemesinin aşınma deneyi sonucu kaybolan malzeme miktarına etkisi görülmektedir. Şekildeki veriler incelendiğinde farklı katkı oranlarında farklı katkı malzemelerinin farklı hacim kaybı olduğu ortaya çıkmaktadır. Genel olarak tüm katkı miktarları için ağ. %1 takviyeli olan hariç en az hacim kaybına Y_2O_3 katkılı olan numunelerde ulaşılmıştır. Fakat tüm katkı miktarları ve tüm katkılar için elde edilen değerler katkısız olan numuneye göre daha azdır. Grafikler incelendiğinde katkısız ana matrikse göre oksit esaslı pekiştirici takviyesinin özellikle sertlikle orantılı olarak aşınma hızının azaldığı bununda kaybolan hacim miktarının azalmasını sağladığ görülmektedir.



Şekil 8.97 : 4 sa mekanik alaşımlanmış ve sinterlenmiş farklı miktarlarda Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 içeren Al-20Si kompozitlerine ait numunelerde pekiştirici miktarının ve malzemesinin aşınma ile kaybolan hacim miktarlarının değişimi.

Şekil 8.98'de 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş ağ. %0.5 ve %5 CeO_2 katkılı Al-20Si metal matriksli kompozitlere ait aşınma testi sonucunda oluşan aşınma izlerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Aşınma testi sonucunda oluşan izler incelendiğinde çıkan aşınma testi sonuçlarını doğrulayıcı olarak sabit MA süresi ve artan CeO_2 miktarına bağlı olarak aşınma izlerinin boyutlarının ve şeklinin değiştiği görülmektetir. Artan CeO_2 katkı miktarı ile aşınma izi derinliği ve genişliğinin önemli oranda azaldığı görülmektedir.



Şekil 8.98 : 4 sa MA'lanmış ve sinterlenmiş CeO_2 katkılı Al-20Si numunelerinin aşınma testi sonrasındaki aşınma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları, (70X (a) %0,5, (b) %5 CeO_2 katkılı)

9. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

1. Mekanik alaşımlama ve yüksek enerjili öğütme işlemleri ile elementel ticari Al, Si, TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 tozları kullanılarak hazırlanmış Al20Si esaslı ve TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 katkılı metal matriks kompozit malzemeler toz metalurjisi yöntemiyle başarıyla üretilmiştir.

2. Mekanik alaşımlamanın toz parçacıklarının şekillerini ve boyutlarını değiştirdiği gözlemlenmiştir. Tozlar, kısa öğütme sürelerinde yassı bir yapıya sahipken öğütme süresi arttıkça oluşan soğuk deformasyon etkisiyle eşeksenli ve daha homojen görünümlü bir yapıya sahip olmuştur. Ancak ana matriks tozlarının sünek olması nedeniyle topaklanma meydana gelmiştir. Buda gerçek manada partikül boyutunun partikül boyut ölçme sistemleri ile belirlenmesinde sıkıntılar meydana getirmiştir.

3. Kompozit tozlarının numunelerin mekanik alaşımlama sonrası x-ışınları difraksiyon paternleri incelendiğinde artan mekanik alaşımlama süresi ile birlikte, toz kompozitlerin mekanik alaşımlama süresinin artışı ile yapıya kazandırılan iç gerilmelerin ve deformasyonun etkisiyle tüm difraksiyon paternlerindeki pikler genişlemiş ve pik yükseklikleri azalalmış, böylece kristalin boyutlarıda azalmış, yapıdaki kalıntı gerilmesi artmıştır. Özellikle bu azalma ve genişleme TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 pekiştirici katkılı kompozit tozlarında daha belirgindir. Bu sistemlerde kristal boyutu 25 nm'ye kadar indirilmiştir. MA işlemleri sonucunda yapıda herhangi bir reaksiyon meydana gelmediği ve yeni faz oluşmadığı yapıya katılan bileşenlerden oluştuğu XRD analizleri ile belirlenmiştir.

4. Taramalı elektron mikroskobu resimlerinin incelenmesi sonucunda mekanik alaşımlama süresindeki artışa paralel olarak toz parçacık boyutlarında azalma ve şekil değişikliği gözlenmiştir. Fakat artan MA süresiyle birlikte topaklanma sonucu daha büyük kütlelerin oluşması nedeniyle ilk önce boyutlarda artış

olduğu izlenimi vermektedir. Ancak iyi şekilde sulu bir çözeltide dağıtıldığında yaklaşık 90-100 nm boyutlarında olduğu görülmektedir.

5. Geçirimli elektron mikroskobu çalışmalarında yapıda Al ve Si tozlarının birbiri içeresinde homojen şekilde dağıldığı görülmüştür. Ayrıca pekiştiricilerde homojen dağılım göstermişlerdir. Gerek TiB_2 ve gerekse ZrB_2 katkılı Al-20Si metal matriksli kompozit tozlarından alınan geçirimli elektron mikroskobu difraksiyon paternlerinde yapıda Al ve Si halka paternleri net bir şekilde görülmektedir.

6. Tozlara uygulanan partikül boyut analizlerine göre mekanik alaşımlama başlangıcında tozların partikül boyut dağılımları başlangıç tozlarına yakın değerlerde iken yüksek mekanik alaşımlama sürelerinde ortalama boyut beklentilerin tam tersi yönde 2-3 kat artmıştır. Bunun sebebi yapının aglomere olmasıdır. Bunu engellemek ve doğru şekilde partikül boyutu ölçmek için öncelikle zetasizer cihazı yardımıyla kompozit tozunu çözeltiye alıp zeta-potansiyeli ayarladıktan sonra partikül boyut analizinin yapılması doğru sonuçlar vermektedir. Yapılan ölçümlerde 70-80 nm'ye kadar partikül boyutlarının indirildiği göstermektedir.

7. Öğütme süresinin ve katkı miktarının artması toz haldeki TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 pekiştirici katkılı Al-20Si esaslı kompozitlerin mikrosertlik değerlerini arttırmaktadır, bunun sebebi mekanik alaşımlama sırasında tozların devamlı olarak kırılıp tekrar kaynaması ile devamlı bir deformasyona maruz kalması sonucu oluşan deformasyon sertleşmesidir. Özellikle TiB_2 ve ZrB_2 pekiştirici faz takviyeli kompozisyonlarda artan takviye miktarı ve MA süresiyle sertlik değerleri çok yüksek değerlere ulaşmıştır.

8. Sinter öncesi yoğunluk değerleri incelendiğinde yüksek sürelerde mekanik alaşımlanmış numunelerin ham yoğunluk değerleri kısa sürelerde mekanik alaşımlanmış numunelere oranla az bir miktar daha düşüktür. Bunun sebebi malzeme sertliğindeki artışın numunelerin preslenebilirliğini azaltmasıdır. Ancak bu durumda presleme basıncı değiştirilerek daha yüksek ham yoğunluk değerleri elde edilebilir.

9. Sinterlenmiş numunelere yapılan yoğunluk ölçümlerinde artan mekanik alaşımlama süresi ile 550 MPa basınçla preslenmiş numunelerde yoğunluk

azalırken 400 MPa basınçla preslenen numunelerde artmaktadır. Bu TiB_2 ve ZrB_2 içeren kompozisyonlar içinde aynıdır. Bu nedenle 550 MPa basınç çok fazla ve olumsuz etkilemektedir. Ancak pekiştirici takviyeli numunelerde MA süresi ve artan pekiştirici miktarıyla birlikte yoğunlukta artış olmuştur. Ayrıca Al-20Si ana matrikse oksit esaslı takviyelerde 550 MPa basınç daha iyi neticeler vermiştir. İlave edilen Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 numunelerin yoğunluğunu artırmış, numunelerin sinterlenme davranışına olumlu etki yapmıştır. Sinterleme işlemi sonrası en yüksek yoğunluk değerleri oksit esaslı (Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2) katkıların olduğu Al-20Si kompozitlerinde %99 ile elde edilmiştir.

10. Mekanik alaşımlama yapılmış ve sinterlenmiş numunelerin x-ışınları difraksiyon diyagramları incelendiğinde artan pekiştici fazlar olan TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 miktarına bağlı olarak sistemde bu fazlara ait olan pikler belirginleşmiştir. Buna ek olarak sinterlenmiş olan yapılarda sadece TiB_2, ZrB_2, katkılı kompozitlerde öğütme sırasındaki öğütücü ortamdan gelen demir kirliliğinden dolayı $Al_{0.5}Fe_3Si_{0.5}$ intermetalik bileşiğinin oluşumu gözlemlenmiştir. Ancak Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 pekiştirici katkılı numunelerde bileşik oluşturacak kadar demir yapıda bulunmadığı için bu bileşiğe rastlanmamıştır. X- ışını difraksiyon analizlerinde özellikle tüm katkılarda, artan pekiştirici miktarına bağlı olarak bunların Al veya Si ana fazları ile reaksiyona girip ara faz bileşikleri oluşturduğu görülmüştür. Oluşan bu ara bileşikler TiB_2 takviyeli olan için Al_3Ti, ZrB_2 katkılı olan için Al_3Zr ve Al_3Zr_4, CeO_2 için Ce_2O_7Si, La_2O_3 için $AlLaO_3$ ve Y_2O_3 için ise $La_2O_7Si_2$ ve Y_2SiO_5 şeklindedir. Ayrıca tüm kompozisyonlarda Al_9Si intermetalik bileşiği oluştuğu x-ışını analizleri ile belirlenmiş ancak bunun ne kadar olduğunu Al ile aynı pik bölgesinde olduğu için tam olarak belirlemek zordur.

11. Sinterlenmiş numunelere yapılan SEM çalışmalarında numunelerde genel olarak üç farklı bölge gözlemlenmiştir. Bunlar daha açık renkte küresel olarak görülmekte olan Al, Si ve O'den oluşan yapı ve pekiştirici fazın bulunduğu bölgeler ve buna ek olarak resimlerde koyu renkte görülen Al'un bulunduğu bölgelerdir. TiB_2 ve ZrB_2 katkılı olan kompozitlerin mikroyapılarında Al_9Si ara fazı küresel şekilde net olarak görülürken Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 katkılı olanlarda kullanılan elektron mikroskobunun çözünürlüğünün düşük

olmasından dolayı net olarak görülmemekle birlikte oluşan diğer ara fazlar genelde yapıda beyaz çizgi veya bölgeler şeklinde ortaya çıkmıştır.

12. Sinterlenmiş numunelere yapılan mikro sertlik ölçümleri sonucunda artan pekiştirici miktarı ile numunelerin sertlik değerleri artmaktadır. Bunun yanında mekanik alaşımlama süresinin artması ile de sinterlenmiş numunelerin sertlik değerleri belirgin bir şekilde artmaktadır. Genel olarak hem sadece Al-20Si ana matriks fazından oluşan numunelerin hemde pekiştirici takviyeli numunelerin sertlik değerleri geleneksel döküm Al-20Si alaşımlarına göre oldukça yüksektir. En yüksek sertlik değeri %10 ZrB_2 takviyeli ve 8 sa. MA'lanmış numunede 358 HV ile elde edilmiştir. Ancak %15 ZrB_2 içeren numunelerde ise 4 saatten sonra sertlikte azalma meydana gelmiştir. Oksit katkılı olan numunelerde sertlik değeri borür katkılılar kadar yüksek olmamasına rağmen ana matriksten daha yüksek olup en yüksek değere 202 HV ile %5 CeO_2 katkılı olan numunede ulaşılmıştır.

13. Sinterlenmiş olan numunelerin optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde kısa süreliğine de olsa ötektik sıcaklığın üstüne çıkıp tekrar ötektik altındaki 570 ^oC'ye gelip sinterlenen numunelerde yapıda sıvı faz oluşumu sonucunda sıvı faz sinterlemesi görüldüğü aksine 570 ^oC'de sinterlenen ve hiçbir şekilde ötektik sıcaklığın üstüne çıkmayan numunelerde ise katı hal sinterlemesi olduğu kırık yüzey SEM görüntülerinden de görülmüştür.

14. Öğütme sırasında sisteme öğütme ortamı olarak kullanılan paslanmaz çelik bilyalar ve çelik kavanozdan Fe kirliliği geldiği ve bunun artan öğütme süresi ve pekiştirici miktarı ile arttığı görülmüştür.

15. Yapılmış olan aşınma testleri sonucunda elde edilmiş olan Al-20Si metal matriks kompozit numunelerin aşınma dayanımının çok iyi olduğu bunun artan MA süresi ile orantılı olduğu görülmüştür. Hatta literatürde daha düşük yükle aşındırma testi yapılmış olan stronsiyum katkılı Al-20Si döküm malzemesine göre daha iyi değerler vermiştir. TiB_2, ZrB_2, Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 katkıları ile ana matriksin aşınma dirençleri önemli oranda artmıştır. Ancak TiB_2 ve ZrB_2 katkılı olanlarda artan MA süresi ve artan katkı miktarıyla sertliğin tersine oluşan ara fazların etkisiyle aşınma dirençlerinde azalma meydana gelmiştir. Buna TiB_2 katkılı olanlarda Al_3Ti ve ZrB_2 katkılı olanlarda ise Al_3Zr_4 fazları

neden olmaktadır. Bu çalışma sonucunda toz metalurjisi yöntemi ile katı hal sinterlemesi ile Al-20Si metal matriks kompozitleri TiB_2 ve ZrB_2 sert borür esaslı ve Y_2O_3, La_2O_3 ve CeO_2 oksit esaslı seramik pekiştiricileri ilave edilerek veya edilmeden üretilebilmiştir. Burada pekiştiricilerin kararlı olması önemlidir. Böylece ana matriks yapısı büyük oranda değişmeden kalmış ve yapı özellikleri önemli ölçüde geliştirilmiştir.

Burada yapılan çalışmadaki parametreler kullanılarak Al-20Si matriks sistemine başka borür ve oksit esaslı pekiştiriciler eklenerek yeni kompozit malzemeler üretilebilir.

Bu sadece Al-20Si sistemi değil diğer Al-Si sistemleri içinde uygulanabilir.

Buradan elde edilmiş olan tozlar belli oranlarda döküm sistemleri içine ilave edilerek malzeme özellikleri üzerindeki etkileri incelenebilir. Buradan çıkacak olan sonuçlar ileride endüstriyel çapta başta otomotiv endüstrisi olmak üzere farklı sektörler açısından farklı bir bakış açısı getirebilir.

Mevcut MA sistemlerinde çok az miktarda olan toz öğütme işleminin çok daha fazla tozu kısa sürede öğütebilecek sistemlerde deneme yapılarak optimizasyon işlemleri yapılabilir.

KAYNAKLAR

[1] Askeland, D.R. (1998). *The Science and Engineering of Materials*. United Kingdom: Nelson Hornes Ltd.

[2] Callister, W.D-Jr. (2000). *Materials Science and Engineering: An Introduction*. New York: Wiley.

[3] Chen, I.W. (2000). Low temperature processing and kinetics of ceramics and ceramic matrix composites with large interfacial areas (Final Technical Report). Philadelphia, USA Department of Energy, Basic Energy Sciences.

[4] Clyne, T.W. (2001). *Metal Matrix Composites: Matrices and Processing, in Encyclopaedia of Materials: Science and Technology*. Elsevier.

[5] **Demirkesen, E.** (2003). *Kompozit Malzemeler Ders Notları*. İstanbul: İstanbul Teknik Üniversitesi.

[6] Elmarakbi, A. (2013). *Advanced Composite Materials for Automotive Applications: Structural Integrity and Crashworthiness*. Wiley.

[**7**] **Hull D., Clyne T.W.** (1996). *An Introduction to Composite Materials*. CUP.

[8] Karama, M. (2012). *Behaviour of Material And Composite Structures*. Trans Tech Publications.

[9] Clyne T. W., Withers P. J. (1995). *An Introduction to Metal Matrix Composites*. Cambridge Solid State Science Series.

[**10**] **Mortensen A., Needleman A., Suresh S.** (1993). *Fundamentals of Metal-Matrix Composites.* Butterworth-Heinemann.

[**11**] **Chawla N., Chawla K.K.** (2015). *Metal Matrix Composites*. Springer.

[12] Kainer, K.U. (2006). *Metal Matrix Composites-custom Made Materials for Automotive and Aerospace Engineering*. Weinheim Wiley, VCH-Verlag GmbH,.

[13] Ersoy H.Y. (2001). *Kompozit Malzeme.* İstanbul: Literatür Yayınları,.

[14] Flinn, R.A., Trojan, P.K. (1995). *Engineering Materials and Their Applications*. New York: Wiley.

[15] Fayed, M.E., Otten L. (1997). *Handbook of Powder Science and Technology*. New York: Chapman & Hall.

[16] German, R.M. (1994). *Powder Metallurgy Science.* New Jersey: Princeton.

[17] El-Eskandarany, M.S. (2001). *Mechanical Alloying for Fabrication of Advanced Engineering Materials.* New York: Noyes Publications.

[**18] Suryanarayana, C.** (2004). *Mechanical Alloying and Milling*. New York: Marcel Dekker.

[19] Koch, C.C. (1998). Intermetallic matrix composites prepared by mechanical alloying – a review, *Materials Science & Engineering A, 224*, 39-48.

[20] Krasnowski, M., Fadeeva, V.I., Matyja, H. (1999). Nanocomposites produced by mechanical alloying of the $al_{50}fe_{25}ti_{25}$ powders mixture, *Nanostructured Materials,* 12, 455-458.

[21] Kubalova, L.M., Sviridov, I.A., Vasilyeva, O.Y., Fadeeva, V.I. (2007). Structural transformation in mechanosynthesized bcc Fe-Al-Si(Ge) solid solutions during heating, *Journal of Alloys and Compounds, 4343* (435), 467-471.

[22] Lee, P.W. (1998). *ASM Handbook: Powder Metallurgy Technologies and Applications,* (Vol. 7*).* ASM International.

[23] Lindroos, V.K., Hellman, J.T., Lou, D., Nowak, R., Pagounis, E., Liu, X.W., Penttiren, I..M. (2004). Designing with metal matrix composites, in *Handbook of Mechanical Alloy Design*, New York: Dekker.

[24] Liu, Y.B., Lim, S.C., Lu, L. and Lai, M.O. (1994). Recent development in the fabrication of metal matrix particulate composites using powder metallurgy techniques. *Journal of Materials Science, 29*, 1999-2007.

[**25**] **Newkirk, J.W. and Kosher, R.A.** (2004*). Designing with Powder Metallurgy Alloys, in Handbook of Mechanical Alloy Design.* New York: Dekker.

[26] Heiberg G, Arnberg L. (2001). Investigation of the microstructure of the Al–Si eutectic in binary aluminum–7 wt% silicon alloy by electron backscatter diffraction (EBSD), *Journal of Light Metals*, *1* (1), 43-49.

[27] Ng E.G., Szablewski,D., Dumitrescu M., Elbestawi M.A., Sokolowski J.H. (2004). High speed face milling of a aluminium silicon alloy casting, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, *53* (1), 69-72.

[28] Srecko, M., Radisa R., Markovic S., Pavlovic Z., Raic K. (2011).Thermal analysis and microscopic characterization of the piston alloy $AlSi_{13}Cu_4Ni_2Mg$, *Intermetallics*, *19* (4), 486-492.

[29] Ibrahim M.F., Samuel E., Samuel A.M., Al-Ahmari A.M.A., Samuel F.H. (2011**).** Metallurgical parameters controlling the microstructure and hardness of Al–Si–Cu–Mg base alloys, *Materials & Design*, *32* (4), 2130-2142.

[**30**] **Taek-Soo, K., Byong-Taek, L., Lee C.R, Chun B.S.** (2001). Microstructure of rapidly solidified Al–20Si alloy powders *Materials Science and Engineering: A*, *304-306* (31), 617-620.

[31] Rajabi M., Vahidi M., Simchi, A., Davam, P. (2009). Effect of rapid solidification on the microstructure and mechanical properties of hot-pressed Al–20Si–5Fe alloys original research article *Materials Characterization*, *60* (11), 1370-1381.

[**32**] **Feng, W., Zhang Jishan, Xiong B., Zhang,Y.** (2009). Effect of Fe and Mn additions on microstructure and mechanical properties of spray-deposited Al–20Si–3Cu–1Mg alloy Materials Characterization, *60* (5), 384-388.

[33] Soon-Jik H., Suryanarayana C., Chun, B.S. (2000). Section-dependent microstructure and mechanical properties of rapidly solidified and extruded Al–20Si alloy *Materials Research Bulletin*, *39* (3), 465-474.

[34] Taek-Soo, K., Suryanarayana C., Chun, B.S. (1999). Effect of alloying elements and degassing pressure on the structure and mechanical properties of rapidly solidified Al–20Si–5Fe–2X (X=Cr, Zr, orNi) alloys *Materials Science and Engineering A*, *278* (1-2), 113-120.

[35] Yang,B., Wang, F., Zhang, J. S. (2003). Microstructural characterization of in situ TiC/Al and TiC/Al–20Si–5Fe–3Cu–1Mg composites prepared by spray deposition**,** *Acta Materialia*, *51* (17), 4977-4989

[36] Randall, M.G. (1996). *Sintering theory and practice*. New York: Wiley.

[**37**] **Huda, M.D., Hashmi, M.S.J. and El-Baradie, M.A.** (1995). MMCs: Materials, Manufacturing and Mechanical Properties. *Key Engineering Materials*, *104-107***,** 37-64.

[38] Mazumdar, S.K. (2002). *Composite Manufacturing: Materials*. *Product and Process Engineering*, London: CRC Press.

[**39**] **Wessel, J.K.** (2004). *Handbook of Advanced Materials: Enabling New Designs.* New Jersey: Wiley-Interscience Publication.

[**40**] **Schwartz, M.M.** (1999). *Composite materials: Mechanical Behavior and Structural Analysis*. New York: Springer.

[**41**] **Huda, M.D., Hashmi, M.S.J. and El-Baradie, M.A.** (1995). MMCs: Materials, Manufacturing and Mechanical Properties, *Key Engineering Materials, 104-107*, 37-64.

[42] Ibrahim, I.A., Mohamed, F.A. and Lavernia, E.J. (1991). Particulate reinforced metal matrix composites - a review. *Journal of Materials Science*, *26*, 1137-1156.

[**43] Keçeli, Z. (2007).** Characterization investigations of powder and sintered Al-SiC and Al-B_4C composites developed via mechanical alloying. (Yüksek Lisans Tezi*)*. İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

[**44**] **Inoue, M., Nagao, H., Suganuma, K. and Niihara, K.** (1998). Fracture properties of Fe-40 at. % Al matrix composites reinforced with ceramic particles and fibers, *Materials Science & Engineering, 258*, 298-305.

[**45**] **Seleznev, M.L., Cornie, J.A., Mason, R.P. and Ryals, M.A.** (1995). High volume fraction ceramic reinforced aluminium matrix composites for automotive applications: mechanical properties and microstructural characterization. Technical Paper*,* MMCC Inc.

[**46**] **Tjong, S.C. and Ma, Z.Y.** (2000). Microstructural and mechanical characteristics of in situ, metal matrix composites, *Materials Science and Engineering*, *29*, 49-113.

[**47**] **Nair, S.V., Tien, J.K. and Bates, R.C.** (1985). SiC-reinforced aluminium metal matrix composites, *International Metal Reviews, 30*, 275-288.

[**48**] **Öveçoğlu, M.L.** (1987). Development of a dispersion-strengthened Al-Fe-Ce alloy by mechanical alloying and related theoretical modeling of dislocations in composite materials. (Doktora Tezi). Stanford University, Los Angeles, CA.

[**49**] **Ramesh, C.S., Pramod, S., Keshavamurthy, R.** (2011). A study on microstructure and mechanical properties of Al 6061–TiB_2 in-situ composites,*Materials Science and Engineering*: *528* (12), 4125-4132.

[50] Sadeghian, Z., Lotfi, B., Enayati, M.H., Beiss, P. (2011). Microstructural and mechanical evaluation of Al-TiB_2 nanostructured composite fabricated by mechanical alloying, *Journal of Alloys and Compounds, 509* (29), 7758-7763.

[51] Fu G., Jiang, L., Liu, J., Wang, Y. (2006). Fabrication and properties of Al matrix composites strengthened by in situ alumina particulates, *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material, 13* (3), 263-266.

[52] Lee, S.W., Choi, H.J., Kim, Y., Bae D.H. (2007). Deformation behavior of nanoparticle / fiber-reinforced nanocrystalline Al-matrix composites, *Materials Science and Engineering, 449–451*, 782-785.

[53] Grard, C. (1920). *Aluminium and Its Alloys Their Properties, Thermal Treatment And Industrial Application*. New York, Van Nostrand Co.

[54] George E. Totten , D., MacKenzie, S. (2003). *Handbook of Aluminum Volume 2 Alloy Production and Materials Manufacturing*. Marcel Dekker Inc.

[55] Warmuzek, M., (2004). *Aluminum-Silicon Casting Alloys Atlas of Microfractograph*, ASM International.

[56] Gilbert Kaufman, J., Roo, E.L. (2004). *Aluminum Alloy Castings Properties, Processes, and Applications*. ASM International.

[57] Özcömert M. (2006). *Otomotiv Endüstrisinde Alümınyum*. İTO yayınları.

[58] Zeytin Kazdal H., (2000). Alüminyum alaşımları otomotiv endüstrisinde uygulamaları ve geleceği, Tübitak-Mam Osd.

[**59**] **Shu-sen W.U., Zhong, G., Wan, L., An, P., Mao, Y.** (2010). Microstructure and properties of rheo-diecast Al-20Si-2Cu-1Ni-0.4Mg alloy with direct ultrasonic vibration process, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, *20* (3), s763-s767.

[60] Liu, G., Li, G., Cai, A., Chen, Z. (2011).The influence of strontium addition on wear properties of Al–20 wt% Si alloys under dry reciprocating sliding condition, *Materials and Design*, *32*, 121–126.

[61] Wang H., Wang, C., Yao, X., Fang, D. (2007). Processing and mechanical properties of zirconium diboride-based ceramics prepared by spark plasma sintering, *Journal American Ceramic Society, 90*, 1992–1997.

[62] Tian,W.B., Kan, Y.M., Zhang, G.J., Wang,P.L. (2008). Effect of carbon nanotubes on the properties of ZrB2–SiC ceramics, *Material Science. Engineering, A, 487,* 568–573.

[63] Tu, R., Hirayama, H., Goto, T. (2008). Preparation of ZrB2–SiC composites by arc melting and their properties, *Journal of Ceramic Society Japan, 116*, 431–437.

[64] Yan, Y., Zhang, H., Huang Z., Liu, J., Jiang, D. (2008). In situ synthesis of ultrafine ZrB2–SiC composite powders and the pressureless sintering behaviors, *Journal of American Ceramic Society*, *91*, 1372–1376.

[65] Yan, Y., Huang, Z., Dong, S., Jiang, D. (2006). Pressureless sintering of high-density ZrB2–SiC ceramic composites, *Journal American Ceramic Society, 89*, 3589–3592.

[66] Zhu, S., Fahrenholtz, W.G., Hilmas, G.E. (2007). Influence of silicon carbide particle size on the microstructure and mechanical properties of zirconium diboride–silicon carbide ceramics, *Journal European. Ceramic Society* , *27*, 2077–2083.

[67] Monteverde,F. S., Bellosi, G.A. (2004). Advances in microstructure and mechanical properties of zirconium diboride based ceramics, *Material Science Engineering, A 346*, 310–319.

[68] Monteverde, F. (2006). Beneficial effects of an ultra-fine α-SiC incorporation on the sinterability and mechanical properties of ZrB2, *Application Physical. A 82*, 329–337.

[69] Ramírez-Rico J., Bautista M.A., Martínez-Fernández J., Singh M., (2011). Compressive strength degradation in ZrB_2-based ultra-high temperature ceramic composites**,** *Journal of the European Ceramic Society, 31* (7), 1345-1352.

[70] Zhang S. C., Hilmas G. E., Fahrenholtz W. G. (2011). Mechanical properties of sintered ZrB_2–SiC ceramics*, Journal of the European Ceramic Society, 31* (5), 893-901.

[71] Levine, S.R., Opila, E.J., Halbig, M.C., Kiser, Singh, J.D., Salem M., Salem J.A. (2002). Evaluation of ultra high temperature ceramics for aeropropulsion use, *Journal European Ceramic Society*, *22*, 2757–2767.

[72] Monteverde, F., Bellosi, A. (2005). Development and characterization of metal-diboride-based composites toughened with ultra-fine SiC particulates, *Solid State Science*, *7*, 622-6303.

[73] Monteverde, F., Bellosi, A. (2005). The resistance to oxidation of an HfB_2–SiC composite, *Journal European Ceramic Society*, *25*, 1025-1031.

[74] Opeka, M.M., Talmy I.G., Zaykoski, J.A. (2004). Oxidation-based materials selection for 2000 C + hypersonic aerosurfaces: theoretical considerations and historical experience, *Journal Material Sci*ence, *39*, 5887–5904.

[75] Van Wie, D.M., Drewry, D.G., King, D.E., Hudson, C.M. (2004). The hypersonic environment: required operating conditions and design challenges, *Journal Material Science, 39*, 5915-5924.

[76] Chamberlain, A.L., Fahrenholtz, W.G., Hilmas, G.E. (2005). Oxidation of ZrB_2–SiC ceramics under atmospheric and reentry conditions, *Refractories Applications Transactions. 1,* 1-8.

[77] Sciti, D. M., Bellosi, A. (2005). Oxidation behavior of a pressureless sintered ZrB_2–$MoSi_2$ ceramic composite, *Journal. Material Re*search, *20*, 922-930.

[78] Monteverde, F., Bellosi, A. (2003). Oxidation of ZrB_2-based ceramics in dry air, *Journal Electrochemical Society*, 150, B552-559.

[79] Nguyen, Q.N., Opila E.J., Robinson, R.C. (2004). Oxidation of ultra high temperature ceramics in water vapor, *Journal Electrochemical Society, 151*, B558-562.

[80] Bartuli,C., Valente, T., Tului, M. (2001). High temperature behavior of plasma sprayed ZrB2–sic composite coatings, thermal spray 2001: new surfaces for a new millennium, *Proceedings of the International Thermal Spray Conference*, (pp. 259–262). Singapore: ASM International, Materials Park, May 28–30.

[81] Rezaie, A.R., Fahrenholtz, W.G., Hilmas, G.E. (2006).Oxidation of zirconium diboride–silicon carbide at 1500 °C a low partial pressure of oxygen, *Journal. American Ceramic Soc*iety, *89* (10), 3240-3245.

[82] Munro, R.G. (2000). Material Properties of Titanium Diboride, *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology, 105*, 709-720.

[83] Matkovich, V. I. (1977). *Boron and Refractory Borides*. New York: Springer Verlag.

[84] Munro, R. G. (1997). Evaluated material properties for a sintered-alumina, *Journal American Ceramic Society*, *80*, 1919-1928.

[85] Ağaoğulları, D., Gökçe, H., Duman, İ., Öveçoğlu M.L. (2012). Influences of metallic Co and mechanical alloying on the microstructural and mechanical properties of TiB_2 ceramics prepared via pressureless sintering, *Journal of the European Ceramic Society, 32* (9), 1949-1956.

[86] Babushkin, E.O., Lindback, T., Telle, R., Petzow, G. (1991). Thermal expansion of diboride solid solutions, *in Fourth International Symposium on Ceramic Materials and Components for Engines*, (pp.204-212). London and New York: R. Carlsson, T. Johansson, and L. Kahlman, eds.,Elsevier Applied Science.

[87] Taylor, B.N., Kuyatt, C.E. (1994). Guidelines for evaluating and expressing the uncertainty of nıstmeasurement results, NIST Technical Note 1297, 1994 Edition, National Institute of Standards and Technology.

[88] Matsushita, J., Nagashima, H., Saito, H. (1991). Preparation and mechanical properties of TiB_2 composites containing Ni and C, *Journal of Ceramic Society Japan*, *99*, 78-82.

[89] Torizuka, S., Nishio, H., Kishi, T. (1995). Sinterability and mechanical properties of TiB_2 without additives, *Journal of Ceramic Society Japan*, *103*, 1077-1081.

[90] Torizuka S., Kishi, T. (1996). Effect of SiC and ZrO_2 on sinterability and mechanical properties of titanium nitride, titanium carbonitride, and titanium diboride, *Materials Transaction, 37*, 782-787.

[91] Suskin G., Chepovetsky, G.I. (1996). Comparison of vacuum and pressure assisted sintering of TiB_2 - Ni, *Journal Material Engineering and Perf*ormans, *5*, 396-398.

[92] Einarsrud, M., Hagen, E., Pettersen, G., Grande, T. (1997). Pressureless sintering of titanium diboride with nickel, nickel boride and iron additives, *Journal American Ceramic Soc*iety , *80*, 3013-3020.

[93] Besson, J., Valin, F., Lointier, P., Boncoeur, M. (1992). Densification of titanium diboride by hot isostatic pressing and production of near-net-shape components, *Journal Material Engineering and Perf*ermans, *1*, 637-650.

[94] Yoshinaka, M. Hirota, K., Yamaguchi, O. (1996). Hot isostatic pressing of TiB_2-ZrO_2(2 mol% Y_2O_3) composite powders, *Material research Bulletin*, *31*, 787-792

[95] German, R. (2007)**.** *Toz metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri*. Ankara: TTMD Yayınları

[96] German, R. (2005**).** *Powder metallurgy and Particulate Materials Processing.* Princeton NJ: MPIF.

[97] Chang, I., Zhao Y. (2013). *Advances in Powder Metallurgy: Properties, Processing and Applications*. Woodhead Publishing.

[98] Ko, S.H., Park, B.G., Hashimoto, H., Abe, T., Park, Y.H. (2002). Effect of MA on microstructured and synthesis path of in-situ TiC reinforced Fe-28at. % Al intermetallic composites, *Materials Science & Engineering A, 329*, 78-83.

[99] Suryanarayana, C. (2011). Synthesis of nanocomposites by mechanical alloying *Journal of Alloys and Compounds*, *509* (1), S229-234.

[100] Suryanarayana, C., Ivanov, E., Boldyrev, V.V. (2001). The science and technology of mechanical alloying, *Materials Science and Engineering A, 304-306*, 151-158.

[101] Totten, G.E., Xie, L., Funatani, K. (2004). *Handbook of Mechanical Alloy Design.* New York: Marcel Dekker Inc.

[102] Upadhyaya, G.S. (2000). *Sintered Metallic and Ceramic Materials: Preparation, Properties, and Applications* New York: Wiley.

[103] Zou, Y., Shigeoki, S., Kiyoshi, K. (2002). Fast amorphization and crystallization in Al-Fe binary system by high-energy ball milling, *Materials Research Bulletin, 37*, 123-131.

[104] Inoue, M., Suganuma, K. and Niihara, K. (1999). Fracture mechanism of FeAl matrix composites with discontinuous ceramic reinforcements, *Materials Science & Engineering A,* 265, 240-245.

[105] Peng, L.M., Li, H., Wang, J.H., Gong, M. (2005). High strenght and high fracture toughness ceramic-iron aluminade (Fe_3Al) composites, *Materials Letters, 60*, 883-887.

[106] Kang, S.J.L. (2005). *Sintering: Densification, Grain Growth, and Microstructure*. Butterworth-Heinemann, Amsterdam: Elsevier.

[107] Wells, A.F. (1984). *Structural Inorganic Chemistry*. Oxford: Clarendon Press.

[108] Wyckoff, R. W.G. (1963). *Crystal Structures: Inorganic Compounds RXn, $RnMX_2$, $RnMX_3$*. New York: Interscience Publishers.

[109] Kale, S.S., Jadhav, K.R., Patil, P.S., Gujar, T.P., Lokhande, C.D. (2005). Characterizations of spray-deposited lanthanum oxide (La_2O_3) thin films.,*Materials Letters*, *59*, 3007.

[110] Cao, J., Ji, H., Liu, J., Zheng, M., Chang, X., Ma, X., Zhang, A., Xu, Q. (2005). Controllable syntheses of hexagonal and lamellar mesostructured lanthanum oxide. *Materials Letters*, *59*, 408.

[111] Manoilova, O.V. (2004). Surface acidity and basicity of La_2O_3, LaOCl, and $LaCl_3$ characterized by ır spectroscopy, tpd, and dft calculations. *Journal Physical. Chemistry,* 108.

[112] Patnaik, P. (2002). *Handbook of Inorganic Chemicals*.McGraw-Hill.

[113] Green, R.D. (2009). Carbon dioxide reduction on gadolinium-doped ceria cathodes. PhD Thesis. Department of Chemical Engineering, CASE Western Reserve University.

[114] Hayes W., Stoneham A. M. (2004). *Defects and Defect Processes in Nonmetallic Solids.* Courier Dover Publications.

[115] Ma Y., Wang B., Li L., Qiao J., Su Y., Wang D., Wang J. (2010**).** Study on the preparation process of large particle cerium oxide, Jour*nal of Rare Earths, 28*, 136-138.

[116] Zholobak, N.M., Ivanov, V.K., Shcherbakov, A.B., Shaporev, A.S., Polezhaeva, O.S., Baranchikov, A.Ye., Spivak, N.Ya., Tretyakov, Yu.D. (2011). "UV-shielding property, photocatalytic activity and photocytotoxicity of ceria colloid solutions"*.Journal of Photochemistry and Photobiology B: Biology,102* (1), 32-38.

[117] Öveçoğlu, M. L., Nix, W. D. (1986). Characterization of rapidly solidified and mechanically alloyed Al-Fe-Ce powders, *International Journal of Powder Metallurgy, 22*, 17-30.

[118] Tee, K.L., Lu, L., Lai, M.O. (2000). Wear performance of in situ Al–TiB_2 composite, *Wear*, *240*, 59–64.

[119] Wu,S.Q., Zhu, H.G., Tjong, S.C. (1999). Wear behavior of in situ Al-based composites containing TiB_2, Al_2O_3 and Al_3Ti particles, *Metallurgical.and Materials. Transactions A. 30*, 243–247.



ÖZGEÇMİŞ

Ad Soyad **:** HASAN GÖKÇE

Doğum Yeri ve Tarihi **:** Denizli / 28.06.1977

E-Posta **:** hasgokce@gmail.com

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** **:** 1998, Dunlupınar Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Seramik Mühendisliği Bölümü
- **Yükseklisans** **:** 2002, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Seramik Mühendisliği Programı

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

Mühendis, İstanbul Teknik Üniversitesi, (2012- halen)

Araştırma Görevlisi, İstanbul Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Bölümü (2005-2012)

Tübitak Y. Lisans Burs Ödülü, 2000

Tübitak Doktora Burs Ödülü, 2003-2004

TEZDEN TÜRETİLEN YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Gökçe H.**, Dutdibi C., Ovalı D., Öveçoğlu M.L., 2012. Characterization Investigations Of Microstuctural And Mechanical Properties Of Al20Si-XTiC (X=5 wt%, 10 wt%, 15wt%) Composites Via Mechanical Alloying And Pressureless Sintering. *14th International Materials Symposium (IMSP'2012)* 10-12 October 2012 – Pamukkale University – Denizli – Turkey, p.294-300
- **Gökçe H.**, İmer C., Tekoğlu E., Öveçoğlu M.L., 2014. Characterization Investigations of Microstuctural and Mechanical Properties of Al20Si-XZrC(X=5 wt.% and 10 wt.%) Composites Via Mechanical Alloying and Pressureless Sintering. *15th International Materials Symposium (IMSP'2014)* 15-17 October 2014, p.153-160

DİĞER YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

Ağaoğulları D., Balcı Ö., **Gökçe H.**, Öveçoğlu M. L., Duman İ., Comparative Investigations Of The Activated Sintered W–1 wt.% Ni Composites Reinforced With Various Oxide And Boride Particles, 2013. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 41, 577-584

Balcı Ö., Ağaoğulları D., **Gökçe H**., Duman İ.,Öveçoğlu M. L., Influence of TiB_2 Particle Size on The Microstructure And Properties of Al Matrix Composites Prepared Via Mechanical Alloying And Pressureless Sintering, 2014. *Journal of Alloys and Compounds*, 586, S78-84

Akarsu A. C., **Gökçe H.**, Ertuğ B., Addemir A. O., Öveçoğlu M. L., Boyraz T., Microstructural and Mechanical Properties of Hot-pressed (B_4C, SiC)/TiB_2 Composites, 2012. *Ceramic forum International, DKG 89*, 11-12, E1-5

Ertuğ B., Çetiner B.N., Sadullahoğlu G., **Gökçe H.**, Erkmen Z.E., Öveçoğlu M.L., The Effect of Mechanical Alloying on the Microhardness and Fracture Toughness of BaTiO3, 2013. *Acta Pysica Polonica A*, 123(2),188-190

Gökçe H., Balcı Ö., Ağaoğulları D., Demirkan Ö. U., Genç A., Öveçoğlu M. L.,Duman İ., Characterization Investigations of W_Ni Matrix Composites Reinforced with TiB_2 and La_2O_3, 2013. *Acta Pysica Polonica A*, 123(2),309-311

Ağaoğulları D., Balcı Ö., Demirkan Ö. U., **Gökçe H.**, Genç A., Öveçoğlu M. L., Duman İ., Development of Mechanically Alloyed and Sintered W-1 wt.% Ni Matrix Composites Reinforced with TiB_2, 2013. *Solid State Phenomena* 194, 194-198

Ağaoğulları D., Balcı Ö., **Gökçe H**., Duman İ.,Öveçoğlu M. L., Synthesis of Magnesium Borates by Mechanically Activeted annealing, 2012. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43(7), 2520-2533