

**B<sub>4</sub>C TAKVİYELİ VE TAKVİYESİZ Al ESASLI KÖPÜREBİLİR  
MALZEMELERİN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ  
İLE BİRLEŞTİRİLMESİ VE KÖPÜREBİLİRLİĞİNİN  
ARAŞTIRILMASI**

**Arif UZUN**

**DOKTORA TEZİ  
METAL EĞİTİMİ**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ŞUBAT 2014  
ANKARA**

Arif UZUN tarafından hazırlanan ‘‘B<sub>4</sub>C TAKVİYELİ VE TAKVİYESİZ Al ESASLI KÖPÜREBİLİR MALZEMELERİN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLMESİ VE KÖPÜREBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI’’ adlı bu tezin Doktora tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Mehmet TÜRKER

.....

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Ramazan KAÇAR

.....

İmalat Mühendisliği, Karabük Üniversitesi

Prof. Dr. Mehmet TÜRKER

.....

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Gazi Üniversitesi

Prof. Dr. Adem KURT

.....

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Gazi Üniversitesi

Prof. Dr. Halil ARIK

.....

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Gazi Üniversitesi

Doç. Dr. Halil İbrahim BAKAN

.....

Malzeme Enstitüsü, TÜBİTAK, MAM

Tez Savunma Tarihi:17/02/2014

Bu tez ile G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Şeref SAĞIROĞLU

.....

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

## **TEZ BİLDİRİMİ**

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Arif UZUN

**B<sub>4</sub>C TAKVİYELİ VE TAKVİYESİZ Al ESASLI KÖPÜREBİLİR  
MALZEMELERİN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ  
İLE BİRLEŞTİRİLMESİ VE KÖPÜREBİLİRLİĞİNİN  
ARAŞTIRILMASI  
(Doktora Tezi)**

**Arif UZUN**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ  
Şubat 2014**

**ÖZET**

Bu çalışmada, toz metalurjisi yöntemi ile köpürebilir metalik malzemeler üretilmiş ve köpürtme öncesi sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle birleştirilmiştir. Bu amaçla matrisi oluşturacak Al tozlarına, %7 oranında Si, %1 oranında TiH<sub>2</sub> (köpürtücü madde) ve değişik oranlarda B<sub>4</sub>C tozları ilave edilerek karıştırılmıştır. Daha sonra karışım tozlar, 400 MPa basınç altında preslenip, 550°C'de ekstrüzyon ve haddeleme işlemlerinden geçirilerek köpürebilir numuneler haline getirilmiştir. Elde edilen numuneler sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) ile farklı dönme hızlarında (1250, 1600 ve 2000 dev/dak) ve kaynak ilerleme hızlarında (40, 63, 80 mm/dak) birleştirilmiştir. Numuneler daha sonra 690°C ile 750°C sıcaklıklar arasında köpürtme işlemine tabi tutularak kapalı gözenekli Al köpükler üretilmiştir. Deneysel çalışmalar sunucunda, B<sub>4</sub>C takviyeli preform malzemelerin genleşme oranlarının AlSi7 köpüklere oranla daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Genleşme değerleri köpürtme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak artmıştır. B<sub>4</sub>C miktarı ve sıcaklıkla birlikte numunelerde gözenek boyutları artmış, gözenek sayısının ise azalmıştır. SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz preform malzemeler için maksimum çekme dayanımı 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak

ilerleme hızında elde edilmiştir. Buna karşın malzemelerin mukavemet değerlerinin ana malzemeye oranla daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Serbest köpürtme neticesinde malzemelerde kaynak bölgesi ana malzemeye göre daha zayıf genişleme davranışı sergilemiştir. Fakat kalıpta köpürtme işlemi sonucu yapılarında belirgin bir kaynak bölgesi veya birleşme izi gözlenmemiştir. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerde bağıl yoğunluktaki artış ile birlikte eğme dayanımları artmıştır. Kaynaklı ve kaynaklı köpük malzemelerde B<sub>4</sub>C ilavesi eğme dayanımını artırırken, SKK köpüklerin eğme dayanımlarına azaltıcı yönde etki etmiştir.

**Bilim Kodu** : 710.1.092  
**Anahtar Kelimeler** : Sürtünme karıştırma kaynağı, Al köpük, B<sub>4</sub>C  
**Sayfa Adedi** : 182  
**Tez Yöneticisi** : Prof. Dr. Mehmet TÜRKER

**INVESTIGATION OF THE FOAMABILITY AND THE JOINABILITY  
OF Al BASED FOAMABLE MATERIALS REINFORCED WITH OR  
WITHOUT ADDITION OF B<sub>4</sub>C BY FRICTION STIR WELDING  
(Ph.D. Thesis)**

**Arif UZUN**

**GAZİ UNIVERSITY  
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES  
February 2014**

**ABSTRACT**

**In this study, foamable metallic preform materials were produced and joined by friction stir welding before foaming. For this, 7% Si, 1% TiH<sub>2</sub> (foaming agent) and B<sub>4</sub>C at various rates powders were added to the Al powders and then were mixed properly. Mixed powders were compacted at 400 MPa and extruded and rolled at 550°C so that precursor material was obtained. These precursor materials were joined by friction stir welding (FSW) at different rotation speeds (1250, 1600 ve 2000 rev/min) and welding speeds (40, 63, 80 mm/min). Then welded samples were foamed at temperatures between 690°C and 710°C to produce closed cell metallic foams. As a result of experimental studies, the expansion rate of B<sub>4</sub>C reinforced preform materials has been found to be lower than AlSi7 foams. Expansion values were increased with increase in foaming temperature. Pore size was increased with foaming temperature and the amount of B<sub>4</sub>C in the samples but the number of pores was decreased. The maximum tensile strength for welded 6% reinforced and unreinforced materials were obtained in 1600 rev/min rotation speed and 40 mm/min welding speed. In contrast to the base material of strength values of welded materials have been found to be lower. In a result of free foaming, the welding zone compared to the base material was showed weaker expansion behavior. However, a significant welding region or welding track in their structure with the foaming process in**

**the mold was unwatched. The bending strength of 6% reinforced and unreinforced foam materials was increased with increase relative density. The bending strength was increased with B<sub>4</sub>C addition on the other hand was decreased by FSW.**

**Science Code : 710.1.092**  
**Keywords : Friction stir welding, Al foam, B<sub>4</sub>C**  
**Page Number : 182**  
**Supervisor : Prof. Dr. Mehmet TÜRKER**

## TEŞEKKÜR

Çalışmalarım süresince çok kıymetli vaktini ayırıp yardım ve katkılarını esirgemeyen değerli danışman hocam Prof. Dr. Mehmet TÜRKER'e teşekkür eder, saygı ve şükranlarımı sunarım.

Tez izleme komitesi toplantılarında katkı ve değerlendirmeleri ile kıymetli tecrübelerinden yararlandığım değerli hocalarım Prof. Dr. Adem KURT ve Doç. Dr. Halil İbrahim BAKAN'a teşekkür ederim.

Tez çalışmam boyunca desteğini hiçbir zaman esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Hanifi ÇİNİCİ'ye teşekkürü bir borç bilirim.

Çalışmalarım boyunca yardımlarından dolayı Doç. Dr. Özgür ÖZTÜRK'e, Doç. Dr. Şükrü ÇAVDAR'a, Doç. Dr. Haluk KORALAY'a, Yrd. Doç. Dr. Teyfik Demir'e, Öğr. Gör. Dr. Uğur GÖKMEN'e, Öğr. Gör. Halil KARAKOÇ'a, Arş. Gör. Yasemin DÜNDAR'a, Arş. Gör. İrem Burcu ALGAN'a, Hüseyin ERGÜN'e ve Ergün torna çalışanlarına ayrı ayrı teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca tezimi 07/2012-44 kodlu ve "Bor Karbür Takviyeli ve Takviyesiz Al Esaslı Köpürebilir Malzemelerinin Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi ile Birleştirebilirliğinin Araştırılması" konulu projeye desteklediği için Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi'ne teşekkür ederim.

Son olarak tez hazırlama sürecinde; sabır, sevgi, metanet ve anlayışla beni sürekli destekleyen aileme, eşime ve mutluluk kaynağı çocuklarıma şükranlarımı sunarım.

## İÇİNDEKİLER

|   | <b>Sayfa</b> |
|---|--------------|
| ÖZET.....   | iv           |
| ABSTRACT.....   | vi           |
| TEŞEKKÜR.....   | viii         |
| İÇİNDEKİLER .....   | ix           |
| ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....   | xiv          |
| ŞEKİLLERİN LİSTESİ .....  | xv           |
| RESİMLERİN LİSTESİ .....  | xx           |
| SİMGELER VE KISALTMALAR.....  | xxvi         |
| 1. GİRİŞ .....  | 1            |
| 2. METALİK KÖPÜKLER .....   | 3            |
| 3. KAPALI GÖZENEKLİ METALİK KÖPÜK ÜRETİM YÖNTEMLERİ .....                   | 7            |
| 3.1. Ergiyik Metallerin Köpürtülmesi .....                                  | 7            |
| 3.1.1. Gaz enjeksiyonu ile ergiyik metalin köpürtülmesi.....                | 7            |
| 3.1.2. Köpürtücü madde ilavesi ile ergiyik metalin köpürtülmesi .....       | 8            |
| 3.2. Köpürebilir Metalik Malzemelerin Üretilmesi ve Köpürtme İşlemleri..... | 11           |
| 3.2.1. Toz metalurjisi yöntemi .....  | 11           |
| 3.2.2. Yarı-katı ergiyik yöntem .....                                       | 17           |
| 3.2.3. Birikmiş hadde yapıştırma tekniği .....                              | 19           |
| 3.2.4. Sürtünme karıştırma kaynak tekniği .....                             | 20           |
| 4. KAPALI GÖZENEKLİ ALÜMİNYUM KÖPÜKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ .....          | 23           |
| 4.1. Mikroyapısal Özelliklere Bağlı Mekanik Özellikler .....                | 23           |

**Sayfa**

|   |    |
|---|----|
| 4.1.1. Boyutsal etkiler .....   | 24 |
| 4.2. Alüminyum Köpükler İçin Mikromekanik Modeller .....                    | 25 |
| 4.3. Alüminyum Köpüklerin Basma Davranışı .....                             | 27 |
| 5. Al-B <sub>4</sub> C METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER .....             | 31 |
| 6. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN KAYNAĞI .....                       | 34 |
| 6.1. Toz Metal Parçaların Kaynaklanabilirliği .....                         | 34 |
| 7. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI .....  | 36 |
| 7.1. Kaynak Parametreleri .....   | 37 |
| 7.2. Alüminyum Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı .....              | 38 |
| 7.2.1. Mikroyapısal gelişim .....   | 38 |
| 7.2.2. Kaynak parametrelerinin etkileri .....                               | 40 |
| 7.2.3. Mekanik özellikler .....   | 41 |
| 7.3. Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Sürtünme Karıştırma Kaynağı ..... | 46 |
| 7.3.1. Mikroyapısal gelişim .....   | 47 |
| 7.3.2. Mekanik özellikler .....   | 48 |
| 8. DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....  | 52 |
| 8.1. Malzeme .....  | 52 |
| 8.2. Köpürebilir Malzeme Üretimi .....                                      | 53 |
| 8.2.1. Tozların karıştırılması .....  | 53 |
| 8.2.2. Presleme işlemi .....  | 54 |
| 8.2.3. İkincil (Yoğunlaştırma) İşlemler .....                               | 55 |
| 8.3. Sürtünme Karıştırma Kaynağı .....                                      | 57 |
| 8.3.1. Karıştırıcı takım tasarımı .....                                     | 57 |

**Sayfa**

|  |    |
|--|----|
| 8.3.2. Kaynak işlemi.....  | 58 |
| 8.4. Köpürtme İşlemi.....  | 59 |
| 8.5. Mekanik Testler.....  | 60 |
| 8.5.1. Kaynaklı birleştirmelere uygulanan çekme testi .....  | 60 |
| 8.5.2. Alüminyum köpüklere uygulanan basma ve eğme testleri .....  | 60 |
| 8.5.2. Sertlik ölçümü .....  | 62 |
| 8.6. Mikroyapısal Analizler.....   | 62 |
| 8.7. Makroyapısal Analizler .....  | 63 |
| 8.8. Yoğunluk Ölçümü ve Genleşme Oranının Belirlenmesi.....  | 64 |
| 9. DENEYSEL BULGULAR ve TARTIŞMALAR.....   | 66 |
| 9.1. B <sub>4</sub> C Takviyeli/Takviyesiz Köpürebilir AlSi7 Malzemelerdeki Yoğunluk Değişimi .....      | 66 |
| 9.2. Köpürebilir Malzemelerin Genleşme Davranışı.....  | 73 |
| 9.2.1. Köpürebilir AlSi7 malzemeler .....  | 73 |
| 9.2.2. B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemeler .....                                     | 74 |
| 9.3. B <sub>4</sub> C İlavesi ve Köpürtme Sıcaklığının Genleşme Davranışı Üzerine Etkileri .....         | 76 |
| 9.4. AlSi7 Köpüklerin Gözenek Yapısı ve Dağılımı.....  | 80 |
| 9.5. B <sub>4</sub> C Takviyeli AlSi7 Köpüklerin Gözenek Yapısı ve Dağılımı.....                         | 83 |
| 9.5.1. %2 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpükler .....  | 83 |
| 9.5.2. %4 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpükler .....  | 86 |
| 9.5.3. %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpükler .....  | 89 |
| 9.6. B <sub>4</sub> C İlavesi ve Köpürtme Sıcaklığının Gözenek Yapısı ve Dağılımı Üzerine Etkileri ..... | 92 |

**Sayfa**

|  |     |
|--|-----|
| 9.7. B <sub>4</sub> C Takviyeli/Takviyesiz AlSi <sub>7</sub> Köpüklerin Mikroyapısal Analizi.....  | 94  |
| 9.8. B <sub>4</sub> C Takviyeli/Takviyesiz AlSi <sub>7</sub> Köpüklerin Basma Davranışı .....  | 102 |
| 9.9. SKK ile Birleştirilmiş B <sub>4</sub> C Takviyeli/Takviyesiz Köpürebilir AlSi <sub>7</sub><br>Malzemelerin Makroyapı Analizleri ..... | 109 |
| 9.10. Köpürebilir Malzemelerin Çekme Deneyi Sonuçları .....  | 114 |
| 9.10.1. B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemeler.....  | 114 |
| 9.10.2. SKK ile birleştirilmiş B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi <sub>7</sub><br>malzemeler .....                     | 115 |
| 9.11. Köpürebilir Malzemelerin Kırık Yüzey Analizi .....   | 122 |
| 9.11.1. B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemeler.....  | 122 |
| 9.11.2. SKK ile birleştirilmiş B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi <sub>7</sub><br>malzemeler .....                     | 125 |
| 9.12. SKK ile Birleştirilmiş Köpürebilir Malzemelerin Mikroyapı Analizi .....  | 131 |
| 9.12.1. Köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemeler .....   | 131 |
| 9.12.2. B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemeler .....  | 137 |
| 9.12.3. %6 B <sub>4</sub> C takviyeli - takviyesiz köpürebilir AlSi <sub>7</sub> ikilisi.....  | 143 |
| 9.12.4. Al levha – köpürebilir AlSi <sub>7</sub> ikilisi.....  | 144 |
| 9.12.5. Al levha –%6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir AlSi <sub>7</sub> ikilisi.....   | 145 |
| 9.13. SKK ile Birleştirilmiş Köpürebilir Malzemelerin Sertlik Ölçümleri .....  | 146 |
| 9.13.1. B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemeler.....  | 146 |
| 9.14. SKK ile Birleştirilmiş Köpürebilir AlSi <sub>7</sub> Malzemelerin<br>Köpürme Davranışı .....   | 147 |
| 9.15. Köpürtülmüş Kaynaklı/Kaynaksız Köpürebilir Malzemelerin Eğme<br>Deneyi Sonuçları.....  | 151 |
| 9.16. Köpürtülmüş Kaynaklı/Kaynaksız Köpürebilir Malzemelerin Basma<br>Deyi Sonuçları .....  | 156 |

|   | <b>Sayfa</b> |
|---|--------------|
| 10. SONUÇLAR VE ÖNERİLER .....  | 158          |
| 10.1. Sonuçlar.....   | 158          |
| 10.2. Öneriler.....   | 162          |
| KAYNAKLAR .....   | 163          |
| EKLER.....  | 178          |
| EK – 1 Çekme deneyi sonucu elde edilen gerilme – gerinim grafikleri ..... | 179          |
| ÖZGEÇMİŞ .....  | 181          |

## ÇİZELGELERİN LİSTESİ

| <b>Çizelge</b>  | <b>Sayfa</b> |
|---|--------------|
| Çizelge 6.1. Toz metal parçaların birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemlerinin niteliksel olarak değerlendirilmesi .....                                      | 35           |
| Çizelge 7.1. SKK üzerine işlem parametrelerinin etkileri .....  | 37           |
| Çizelge 7.2. SKK ile birleştirilmiş bazı alüminyum alaşımlarının çekme özelliği....   | 45           |
| Çizelge 7.3. SKK ile birleştirilmiş MMK malzemelerin çekme özelliği.....  | 51           |
| Çizelge 8.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan tozların fiziksel özellikleri .....   | 52           |
| Çizelge 8.2. Haddeme işlemi sonrası numunelerdeki deformasyon oranları.....   | 57           |
| Çizelge 9.1. Köpürebilir malzemelerdeki yoğunluk değişimi .....   | 67           |
| Çizelge 9.2. SKK ile birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemelerin makroyapı üzerine kaynak parametrelerinin etkisi ..... | 110          |
| Çizelge 9.3. SKK ile birleştirilmiş B <sub>4</sub> C takviyesiz köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemelerin makroyapı üzerine kaynak parametrelerinin etkisi .....   | 111          |
| Çizelge 9.4. B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemelerin (kaynaksız) çekme deneyi sonuçları .....                              | 115          |

## ŞEKİLLERİN LİSTESİ

| <b>Şekil</b>  | <b>Sayfa</b> |
|---|--------------|
| Şekil 2.1. Gözeneklilik oranına göre metalik köpüklerin fonksiyonel ve yapısal kullanım alanları .....  | 4            |
| Şekil 2.2. Yoğun bir metal ile alüminyum köpüğün enerji sönmleme özellikleri .....  | 5            |
| Şekil 3.1. Gaz enjeksiyon yöntemi ile Al köpük üretimi ve elde edilen ürünün makroyapısı .....  | 8            |
| Şekil 3.2. Köpürtücü madde ilavesi ile ergiyik metalin doğrudan köpürtülmesi .....  | 10           |
| Şekil 3.3. Toz metalurjisi yöntemi ile köpük üretim aşamaları .....   | 13           |
| Şekil 3.4. 750°C sıcaklıkta köpürtme işlemine tabi tutulan Al/TiH <sub>2</sub> karışımının lineer genleşme davranışı .....                                    | 15           |
| Şekil 3.5. Sıcak toz ekstrüzyon yöntemi ile Al köpük üretimi .....  | 17           |
| Şekil 3.6. Yarı-katı ergiyik (FORMGRIP) yöntem .....  | 18           |
| Şekil 3.7. Birikmiş hadde yapıştırma tekniği .....  | 20           |
| Şekil 3.8. SKK ile köpürebilir malzeme üretimi .....  | 21           |
| Şekil 3.9. Çok pasoda birleştirilmiş malzemelerde gözeneklilik-köpürtme sıcaklığı arasındaki ilişki .....   | 21           |
| Şekil 4.1. Eşekseli sıkışma altında olan bir köpüğün gerilme-gerinim eğrisi .....   | 28           |
| Şekil 7.1. Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin çalışma prensibi .....   | 36           |
| Şekil 7.2. Yaşlandırılabilir Al alaşımlarında çökelti oluşumu ve çözünümünü gösteren sistematik bir diyagram .....  | 39           |
| Şekil 7.3. Aynı kaynak adımında (kaynak hızının, dönme hızına oranı; 0.42 mm/dev) ve farklı ilerleme hızında birleştirilmiş kaynakların sertlik profili ..... | 43           |
| Şekil 7.4. Ortalama dikiş sertliği üzerine kaynak hızı ve kaynak adımının etkisi .....  | 43           |
| Şekil 7.5. Köpürtme deney sonuçları .....   | 48           |
| Şekil 7.6. SKK ile birleştirilmiş AA2124/SiC/25p kompozit malzemedeki sertlik profilleri .....  | 49           |

| <b>Şekil</b>   | <b>Sayfa</b> |
|--|--------------|
| Şekil 9.1. İkincil işlemlere bağlı olarak numunelerdeki bağlı yoğunluk değişimi.....   | 67           |
| Şekil 9.2. B <sub>4</sub> C takviyesiz köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme - zaman grafiği .....   | 73           |
| Şekil 9.3. %2 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme - zaman grafiği .....   | 74           |
| Şekil 9.4. %4 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme - zaman grafiği .....   | 75           |
| Şekil 9.5. %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme - zaman grafiği .....   | 76           |
| Şekil 9.6. Maksimum genişleme sergileyen B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz köpürebilir malzemelerin sıcaklığı - HG <sub>max</sub> grafiği .....                                | 77           |
| Şekil 9.7. Maksimum genişleme sergileyen B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz köpürebilir malzemelerin köpürme sıcaklığı - köpürtme süresi grafiği .....                          | 77           |
| Şekil 9.8. Al – Si faz diyagramı .....   | 79           |
| Şekil 9.9. a) Hacimsel genişleme – zaman grafiği, b) B <sub>4</sub> C miktarına bağlı olarak köpük kararlılığındaki (S <sub>kararlılık</sub> ) değişim.....                        | 80           |
| Şekil 9.10. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen AlSi7 köpüklerin gözenek boyutu - gözenek oranı grafikleri .....                                    | 82           |
| Şekil 9.11. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen AlSi7 köpüklerin küresellik faktörü - gözenek boyutu grafikleri .....                               | 83           |
| Şekil 9.12. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %2 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklerin gözenek boyutu - gözenek oranı grafikleri .....      | 85           |
| Şekil 9.13. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %2 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklerin küresellik faktörü - gözenek boyutu grafikleri ..... | 86           |
| Şekil 9.14. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %4 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklerin gözenek boyutu - gözenek oranı grafikleri .....      | 88           |

| <b>Şekil</b>  | <b>Sayfa</b> |
|---|--------------|
| Şekil 9.15. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %4 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklerin küresellik faktörü - gözenek boyutu grafikleri.....   | 89           |
| Şekil 9.16. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklerin gözenek boyutu - gözenek oranı grafikleri.....  | 91           |
| Şekil 9.17. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklerin küresellik faktörü - gözenek boyutu grafikleri.....   | 92           |
| Şekil 9.18. Köpürtme sıcaklığına bağlı olarak maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen numunelere ait; a) B <sub>4</sub> C oranı–Gözenek boyutu <sub>ort</sub> , b) B <sub>4</sub> C oranı – Gözenek sayısı grafikleri. .... | 93           |
| Şekil 9.19. B <sub>4</sub> C miktarı ve köpürtme sıcaklığına bağlı olarak maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen numunelerdeki küresellik faktörü ortalamaları.....  | 94           |
| Şekil 9.20. 690°C ve 750°C sıcaklıklarda köpürtülmüş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklerin hücre duvarları üzerinden alınan genel EDS analizi.....   | 99           |
| Şekil 9.21. Farklı sıcaklıklarda köpürtülmüş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklere ait XRD spektrumu. ....  | 101          |
| Şekil 9.22. B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerin basma deneyi sonucu elde edilen örnek bir gerilme - gerinim eğrisi.....  | 103          |
| Şekil 9.23. B <sub>4</sub> C takviyesiz AlSi7 köpüklere ait gerilme - gerinim eğrisi. ....  | 103          |
| Şekil 9.24. %2 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklere ait gerilme - gerinim eğrisi. ....  | 104          |
| Şekil 9.25. %4 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklere ait gerilme - gerinim eğrisi. ....  | 104          |
| Şekil 9.26. %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklere ait gerilme - gerinim eğrisi. ....  | 105          |
| Şekil 9.27. Değişik bağıl yoğunluklara sahip B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerin enerji sönümlenme değerleri.....  | 107          |
| Şekil 9.28. %6 B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin değişken kaynak parametrelerine bağlı olarak ölçülen yüzey sıcaklıkları. ....  | 112          |

| <b>Şekil</b>  | <b>Sayfa</b> |
|---|--------------|
| Şekil 9.29. SKK ile birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin kaynak parametrelerine bağlı maksimum çekme dayanımları.....                                | 117          |
| Şekil 9.30. Kaynak parametrelerine bağlı olarak %6 B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelere ait maksimum çekme gerilmelerindeki kopma uzamaları.....                        | 118          |
| Şekil 9.31. Kaynak parametrelerine bağlı olarak %6 B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelere ait kaynak verimi değerleri.....  | 120          |
| Şekil 9.32. Kaynak parametrelerine bağlı olarak B <sub>4</sub> C ilavesinin B <sub>4</sub> C içermeyen numunelere oranla kaynak verimi üzerine etkisi.....  | 122          |
| Şekil 9.33. 40 mm/dak ilerleme hızında ve farklı dönme hızlarında birleştirilmiş B <sub>4</sub> C içermeyen köpürebilir malzemelerin kaynak bölgeleri ve ana malzemedeki parçacık boyutu dağılımı.....    | 135          |
| Şekil 9.34. 1600 dev/dak dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş B <sub>4</sub> C içermeyen köpürebilir malzemelerin kaynak bölgelerindeki parçacık boyutu dağılımı.....               | 137          |
| Şekil 9.35. 40 mm/dak ilerleme hızında ve farklı dönme hızlarında birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir malzemelerin kaynak bölgeleri ve ana malzemedeki parçacık boyutu dağılımı..... | 141          |
| Şekil 9.36. 1600 dev/dak dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir malzemelerin kaynak bölgelerindeki parçacık boyutu dağılımı.....            | 143          |
| Şekil 9.37. Farklı ilerleme ve dönme hızlarında SKK ile birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin mikro sertlik değerleri.....                                  | 147          |
| Şekil 9.38. Takviyesiz AlSi7 köpüklerin (kaynaksız) kuvvet – şekil değiştirme grafiği.....  | 152          |
| Şekil 9.39. %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklerin (kaynaksız) kuvvet – şekil değiştirme grafiği.....   | 153          |
| Şekil 9.40. Takviyesiz AlSi7 köpüklerin (kaynaklı) kuvvet – şekil değiştirme grafiği.....   | 154          |
| Şekil 9.41. %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklerin (kaynaklı) kuvvet–şekil değiştirme grafiği.....  | 155          |

| <b>Şekil</b>   | <b>Sayfa</b> |
|--|--------------|
| Şekil 9.42. %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklere (kaynaklı) ait gerilme - gerinim eğrisi..... | 157          |
| Şekil 9.43. B <sub>4</sub> C takviyesiz AlSi7 köpüklere (kaynaklı) ait gerilme - gerinim eğrisi.....   | 157          |

## RESİMLERİN LİSTESİ

| <b>Resim</b>   | <b>Sayfa</b> |
|--|--------------|
| Resim 2.1. Kapalı (a) ve açık (b) gözenekli metalik köpükler ve tetragonal gözenek modelleri.....  | 3            |
| Resim 2.2. Çelik-alüminyum sandviç köpükten imal edilmiş freze makinesinin enine kirişi .....  | 5            |
| Resim 2.3. Gaz enjeksiyon yöntemi ile üretilmiş Cymat köpüğün makroyapıları<br>a) Homojen olmayan gözenek yapısı (yoğunluk $\sim 0,3 \text{ g/cm}^3$ ),<br>b) Köpük yüzeyi (yoğunluk $\sim 0,05 \text{ g/cm}^3$ )..... | 6            |
| Resim 2.4. TM yöntemi ile üretilmiş köpük parçalar a) Homojen gözenekli yapı,<br>b) Mekanik testler için üretilmiş Al köpük bloklar,<br>c) Elektrikli bir trenin korna çalma aparatı .....                             | 6            |
| Resim 3.1. Alporas yöntemiyle üretilmiş köpüğün gözenek yapısı .....   | 11           |
| Resim 3.2. TM yöntemi ile üretilmiş Al köpük parçalar .....  | 16           |
| Resim 3.3. Köpürebilir malzemelerin kesitleri .....  | 18           |
| Resim 3.4. Birikmiş hadde yapıştırma tekniği ile üretilmiş Al köpüğün gözenek yapısı .....   | 20           |
| Resim 3.5. Alüminyum köpük/çelik levha bileşiminin kesiti .....  | 22           |
| Resim 4.1. Farklı gerilmeler altında Al köpüğün deformasyonu ve bölgesel deformasyon bantındaki hücre yapısı.....  | 28           |
| Resim 7.1. SKK ile birleştirilmiş (vida dişli uç, 400 dev/dak, 51 mm/dak) Al7075-T651 alaşımının kaynak bölgesine ait makroyapı resmi.....   | 38           |
| Resim 7.2. AA7050-T651 alaşımının her bir kaynak bölgesine ait tipik çökelti dağılımı (a) ana malzeme, (b) IEB, (c) TMEB I, (d) TMEB II.....   | 40           |
| Resim 7.3. Sabit ilerleme hızında ve farklı devirlerde birleştirilmiş Al alaşımının kaynak bölgesine ait mikroyapı görüntüleri (a ve c) kaynak merkezi (b ve d) kaynak dikişine yakın bölgeler .....                   | 41           |
| Resim 7.4. SKK ile birleştirilmiş köpürebilir malzemeler.....  | 47           |
| Resim 8.1. Al köpük üretiminde kullanılan tozların SEM görüntüleri .....   | 53           |

| <b>Resim</b>  | <b>Sayfa</b> |
|---|--------------|
| Resim 8.2. Turbula T2 F tipi üç boyutlu toz karıştırıcı.....  | 54           |
| Resim 8.3. Toz sıkıştırma kalıp seti .....  | 54           |
| Resim 8.4. Sıkıştırma sonrası elde edilen TM blok numuneler .....   | 55           |
| Resim 8.5. Ekstrüzyon işlemi için kullanılan kalıp ve işlem sonrası elde edilen numuneler.....  | 56           |
| Resim 8.6. Haddemeleme işlemi sonrası levha haline getirilen köpürebilir malzeme ...  | 57           |
| Resim 8.7. Karıştırıcı takımın şematik görünümü ve resmi .....  | 58           |
| Resim 8.8. Kaynak işlemi için kullanılan freze tezgahı;<br>a) Kaynak öncesi ön hazırlık, b) Kaynak işlemi .....   | 59           |
| Resim 8.9. Serbest (a) ve kalıpta köpürtülmüş (b ve c) numuneler .....  | 59           |
| Resim 8.10. Çekme testi düzeneği .....  | 60           |
| Resim 8.11. Basma testi düzeneği.....   | 61           |
| Resim 8.12. Eğme testi düzeneği .....   | 61           |
| Resim 8.13. %6 B <sub>4</sub> C içeren köpürebilir malzeme üzerinden alınan örnek bir görüntü analizi .....   | 63           |
| Resim 8.14. AlSi7 köpüğün gözenek yapısı .....  | 64           |
| Resim 9.1. Preslenmiş numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS analizi<br>a) Takviyesiz, b) %6 B <sub>4</sub> C takviyeli,<br>c) %6 B <sub>4</sub> C takviyeli – 1 nolu noktaya ait EDS analizi.....   | 68           |
| Resim 9.2. Ekstrüze edilmiş numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS analizi<br>a) Takviyesiz, b) %6 B <sub>4</sub> C takviyeli,<br>c) %6 B <sub>4</sub> C takviyeli – 1 nolu noktaya ait EDS analizi.....   | 69           |
| Resim 9.3. Haddelenmiş numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS analizi<br>a) Takviyesiz, b) %6 B <sub>4</sub> C takviyeli, c,d) Takviyesiz – 1 ve 2 nolu noktalara ait EDS analizleri, e) %6 B <sub>4</sub> C takviyeli – 1 nolu noktaya ait EDS analizi..... | 70           |
| Resim 9.4. Haddelenmiş B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz köpürebilir preform malzemelere ait haritalama örnekleri (Fast Map görüntüleri).....   | 72           |

| <b>Resim</b>  | <b>Sayfa</b> |
|---|--------------|
| Resim 9.5. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen AlSi7 köpürebilir malzemelerin gözenek yapıları .....   | 81           |
| Resim 9.6. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %2 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpürebilir malzemelerin gözenek yapıları .....             | 84           |
| Resim 9.7. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %4 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpürebilir malzemelerin gözenek yapıları .....             | 87           |
| Resim 9.8. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpürebilir malzemelerin gözenek yapıları .....             | 90           |
| Resim 9.9. 690°C ve 750°C sıcaklıklarda köpürtülmüş B <sub>4</sub> C içermeyen AlSi7 köpüklerin mikroyapı görüntüleri .....   | 95           |
| Resim 9.10. 750°C sıcaklıkta köpürtülmüş AlSi7 köpüğe ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örnekleri (b) .....   | 96           |
| Resim 9.11. AlSi7 köpükte hücre duvarı içerisinde var olan ve kısmen reaksiyona uğramış Ti parçacığına ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örnekleri (b ve c) ..... | 96           |
| Resim 9.12. Farklı köpürtme sıcaklıklarında elde edilen %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklerin hücre duvarlarına ait SEM görüntüleri .....                            | 98           |
| Resim 9.13. 750°C'de köpürtülmüş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli AlSi7 köpüklere ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örneği (b) .....                                 | 100          |
| Resim 9.14. B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerin kademeli deformasyon davranışları .....  | 106          |
| Resim 9.15. B <sub>4</sub> C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerde %50 deforme olmuş hücre duvarlarının SEM görüntüsü .....   | 106          |
| Resim 9.16. Farklı kaynak parametreleri ile birleştirilmiş B <sub>4</sub> C takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin dikiş formları .....                                    | 113          |
| Resim 9.17. Farklı kaynak parametreleri ile birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerin dikiş formları .....                                  | 114          |
| Resim 9.18. B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin çekme testi sonrası kopma yüzeylerine ait SEM görüntüleri .....                           | 123          |
| Resim 9.19. B <sub>4</sub> C takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemenin kırılma yüzeyine ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örneği (b) .....                          | 124          |

| <b>Resim</b>   | <b>Sayfa</b> |
|--|--------------|
| Resim 9.20. %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemenin kırılma yüzeyine ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örneği (b).....  | 124          |
| Resim 9.21. %6 B <sub>4</sub> C içeren numunelerin çekme öncesi kesit yüzeyi (a) ile çekme sonrası kırık yüzeyin (b) elementel haritalama örnekleri (B elementi için) .....                                    | 125          |
| Resim 9.22. 40 mm/dak sabit ilerleme hızında ve farklı devirlerde birleştirilmiş takviyesiz köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemelerin kırılma yüzeylerine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları .....           | 126          |
| Resim 9.23. SKK ile birleştirilmiş (1250 dev/dak – 80 mm/dak) B <sub>4</sub> C içermeyen köpürebilir AlSi <sub>7</sub> malzemenin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüsü (a) ve EDS analizleri (b ve c).....    | 127          |
| Resim 9.24. 40 mm/dak sabit ilerleme hızında ve farklı devirlerde birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir malzemelerin kırılma yüzeylerine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları .....          | 128          |
| Resim 9.25. SKK ile birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli preform malzemenin çekme testi sonrası kopma yüzeylerine ait SEM görüntüsü ve EDS analizi .....   | 129          |
| Resim 9.26. 1600 dev/dak sabit dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş takviyesiz köpürebilir malzemelerin kırılma yüzeylerine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları .....                    | 130          |
| Resim 9.27. 1600 dev/dak sabit dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir malzemelerin kırılma yüzeylerine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları ..... | 131          |
| Resim 9.28. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında SKK ile birleştirilmiş B <sub>4</sub> C içermeyen numuneye ait mikroyapı fotoğrafları .....   | 132          |
| Resim 9.29. SKK ile birleştirilmiş B <sub>4</sub> C içermeyen numunenin kaynak bölgesi ve ana malzeme üzerinden alınan elementel haritalama örnekleri .....  | 132          |
| Resim 9.30. 40 mm/dak ilerleme hızında ve farklı dönme hızlarında birleştirilmiş B <sub>4</sub> C içermeyen numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı resimleri .....                                       | 134          |

| <b>Resim</b>   | <b>Sayfa</b> |
|--|--------------|
| Resim 9.31. 1600 dev/dak dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş B <sub>4</sub> C içermeyen numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı resimleri.....   | 136          |
| Resim 9.32. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında SKK ile birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir numuneye ait mikroyapı fotoğrafları ve elementel haritalama örnekleri .....              | 138          |
| Resim 9.33. 40 mm/dak ilerleme hızında ve farklı dönme hızlarında birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı resimleri.....   | 140          |
| Resim 9.34. 1600 dev/dak dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı resimleri.....                                      | 142          |
| Resim 9.35. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli - takviyesiz numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı resimleri.....                                  | 144          |
| Resim 9.36. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilmiş Al levha – AlSi7 ikilisine ait mikroyapı resimleri .....  | 145          |
| Resim 9.37. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilmiş Al levha – %6 B <sub>4</sub> C takviyeli köpürebilir AlSi7 ikilisine ait mikroyapı resimleri.....                                       | 145          |
| Resim 9.38. SKK ile birleştirilmiş (1600 dev/dak - 40 mm/dak) %6 B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin 750°C’de kalıp kullanılmadan serbest halde köpürtülmeleri sonucu elde edilen yapıları ..... | 149          |
| Resim 9.39. SKK ile birleştirilmiş köpürebilir malzemelerin kalıpta köpürtülmeleri sonucu elde edilen yapıları.....  | 150          |
| Resim 9.40. Kaynaklı ve kaynaklız (yekpare) köpürebilir malzemelerin kalıpta köpürme sonrası elde edilen yapıların gözenek morfolojileri .....   | 150          |
| Resim 9.41. Serbest halde ve kalıpta köpürtülmüş SKK ile birleştirilmiş ticari saflıktaki Al levha ile %6 B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelere ait resimler.....                             | 151          |
| Resim 9.42. Eğme deneyi süresince %6 B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin gözenek duvarlarında meydana gelen deformasyon ve kırılmalar.....   | 153          |

**Resim****Sayfa**

|  |     |
|--|-----|
| Resim 9.43. Eğme deneyi süresince SKK ile birleştirilmiş %6 B <sub>4</sub> C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin gözenek duvarlarında meydana gelen deformasyon ve kırılmalar ..... | 155 |
|--|-----|

## SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

| <b>Simgeler</b> | <b>Açıklama</b>                                  |
|-----------------|--|
| $\rho$          | Yoğunluk, g/cm <sup>3</sup>                      |
| $\rho_r$        | Köpüğün bağıl yoğunluğu                          |
| $\rho^*$        | Köpük yoğunluğu, g/cm <sup>3</sup>               |
| $\rho_s$        | Hücre metalinin yoğunluğu, g/cm <sup>3</sup>     |
| $E^*$           | Köpüğün elastisite modülü                        |
| $E_s$           | Hücre duvarının elastisite modülü                |
| $\sigma_{ys}$   | Katı hücre metalinin akma dayanımı               |
| $\sigma_{pl}^*$ | Plastik çökme gerilmesi                          |
| $\tau_{pl}^*$   | Kapalı hücreli köpükler için kayma mukavemeti    |
| $L$             | Numune boyutu, mm                                |
| $P$             | Gözeneklilik oranı, %                            |
| $G_b$           | Gözenek boyutu, mm                               |
| $G_s$           | Gözenek sayısı, adet                             |
| $K_f$           | Küresellik faktörü                               |
| $m_p$           | Köpürebilir malzemenin havadaki ağırlığı, g      |
| $\rho_p$        | Köpürebilir malzeme yoğunluğu, g/cm <sup>3</sup> |
| $m_k$           | Köpüğün havadaki ağırlığı, g                     |
| $v_k$           | Köpük hacmi, cm <sup>3</sup>                     |
| $v_p$           | Köpürebilir malzemenin hacmi, cm <sup>3</sup>    |
| $W$             | Sönümlenen enerji, MJm <sup>-3</sup>             |
| $\sigma_k$      | Kaynaklı malzemenin çekme dayanımı, MPa          |
| $\sigma_a$      | Ana malzemenin çekme dayanımı, MPa               |
| $\sigma$        | Gerilme, MPa                                     |
| $\epsilon$      | Gerinim, %                                       |

**Kısaltmalar****Açıklama****AMK**

Alüminyum Matrisli Kompozitler

**IEB**

Isıdan Etkilenmiş Bölge

**IFAM**

Fraunhofer Malzeme Araştırma Enstitüsü

**MMK**

Metal Matrisli Kompozit

**SEM**

Taramalı Elektron Mikroskopi

**SKK**

Sürtünme Karıştırma Kaynağı

**TM**

Toz Metalurjisi

**TMEB**

Termomekanik olarak Etkilenmiş Bölge

**XRD**

X Işınları Difraksiyonu

## 1. GİRİŞ

Mühendislik tasarımları için düşük yoğunluk ve üstün mekanik özelliklere sahip ürünlerin geliştirilmesinin büyük önem taşıdığı bilinmektedir. Metalik köpükler; hafiflik, enerji ve titreşim sönümlenme gibi cazip özelliklerinden dolayı mühendislik tasarımlarında önemli bir kullanım potansiyeline sahiptir. İzolasyon özelliklerinin yanında birim ağırlığına oranla enerji sönümlenme özelliğindeki avantaj stratejik kullanım alanlarındaki önemini artırmıştır. Bu malzemelerin üretiminde döküm ve toz metalurjisi (TM) endüstriyel boyutta en fazla kullanılan yöntemleridir. Döküm yönteminde karmaşık şekilli parça üretme zorluğunun yanında, parçacık takviyeli kompozit metalik köpük üretiminde takviye elemanlarının dağılımındaki homojensizlik bir diğer problemdir. TM ile metalik köpük üretim yönteminde ise bu olumsuzluklar giderilirken, üretilecek metalik köpük boyutlarının sınırlı kalması önemli bir problemdir.

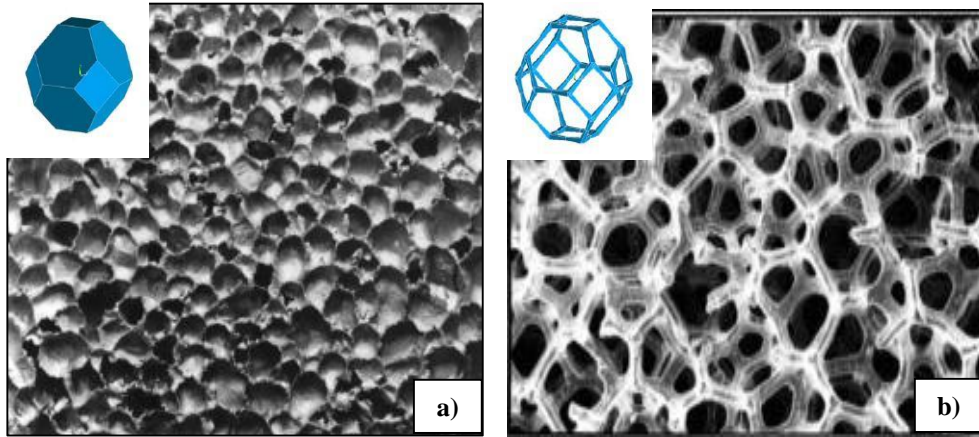
TM yöntemi ile karmaşık şekilli ve kontrollü makroyapıya sahip yüksek mekanik özelliklerde metalik köpük üretmek mümkündür. Ancak üretim sürecinde kullanılan cihaz ve donanımların nihai ürün çıktısının boyutlarını sınırlandırması yöntemin en önemli dezavantajıdır. Örneğin; ürünün boyutlarıyla orantılı olarak artan toz kalıplama yüzey alanı, toz sıkıştırma presinin kapasitesini de önemli ölçüde artırmaktadır. Bu durumda endüstriyel boyutlarda üretilecek metalik köpükler için çok yüksek kapasiteli preslere ihtiyaç duyulmakta ve hatta belirli boyutların üzerindeki üretimi imkânsız kılmaktadır.

Bu çalışmada; TM yöntemi ile üretilen alüminyum köpüklerdeki tasarımsal ve boyutsal sınırlamalar köpürtme öncesi malzemelerin sürtünme karıştırma kaynağı kullanılarak birleştirmesi ile aşılması hedeflenmiştir. Yapılan çalışmada B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin köpürme davranışları belirlenmiştir. Daha sonra kaynak parametrelerinin köpürme öncesi ve sonrası birleşme bölgesine ve nihai ürüne etkileri mekanik, makro ve mikroyapısal olarak karakterize edilmiştir. Yapılan çalışmada sürtünme karıştırma kaynak yönteminin diğer kaynak

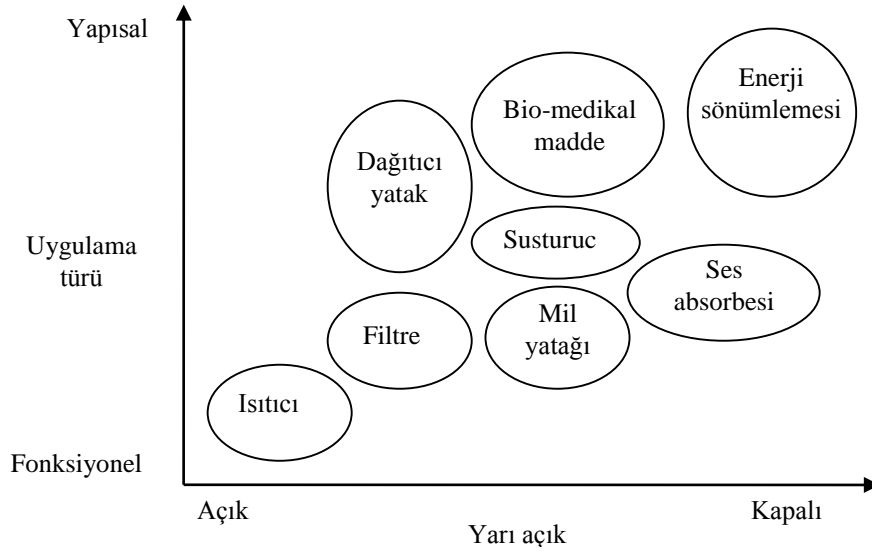
yöntemlerine nazaran tercih edilmesinde birçok sebep mevcuttur. Bilindiği üzere katı hal birleştirme teknikleri arasında yer alan bu yöntem farklı ve aynı türden metallerin birbirleriyle bütün pozisyonlarda birleştirilmesine imkân sağlamaktadır. Ayrıca birleşme bölgesi, düşük ısı girdisi ve homojen karışımdan dolayı gözenek içermemektedir. Buda birleştirmenin mekanik özelliklerini artırmaktadır.

## 2. METALİK KÖPÜKLER

Son yılların yoğun araştırma konuları içinde yer alan metalik köpükler, havacılık endüstrisi, savunma sanayi, otomotiv endüstrisi, yapı sektörü, vb. yerlerde geniş uygulama alanları bulan malzemelerdir. Sahip oldukları mekanik ve fiziksel özellikler köpüğü oluşturan ana metalin alaşımına, topolojisine (açık-kapalı gözenek, gözenek boyutu, gözenek duvar kalınlığı vb) ve göreceli yoğunluğuna bağlı olarak değişkenlik göstermektedir [Queheillalt ve ark., 2004]. Metalik köpükler sahip oldukları gözeneğin yapısına bağlı olarak sınıflandırıldığında açık ve kapalı gözenekli olmak üzere ikiye ayrılır (Resim 2.1) [Banhart., 2001]. Bu tür köpüklerin birbirlerine karşı birtakım üstün özellikleri söz konusudur. Örneğin; kapalı gözenekli metalik köpükler, açık gözenekli yapılara nazaran daha rijit, dayanıklı, darbe ve ses sönmüleme kabiliyetleri daha yüksektir [Queheillalt ve ark., 2004]. Dolayısı ile uygulama alanları da gözenek yapılarına göre değişkenlik göstermektedir (Şekil 2.1) [Banhart, 2001]. Bu alanlarda özellikle alüminyum ayrı bir öneme sahiptir [Surace ve ark., 2007].

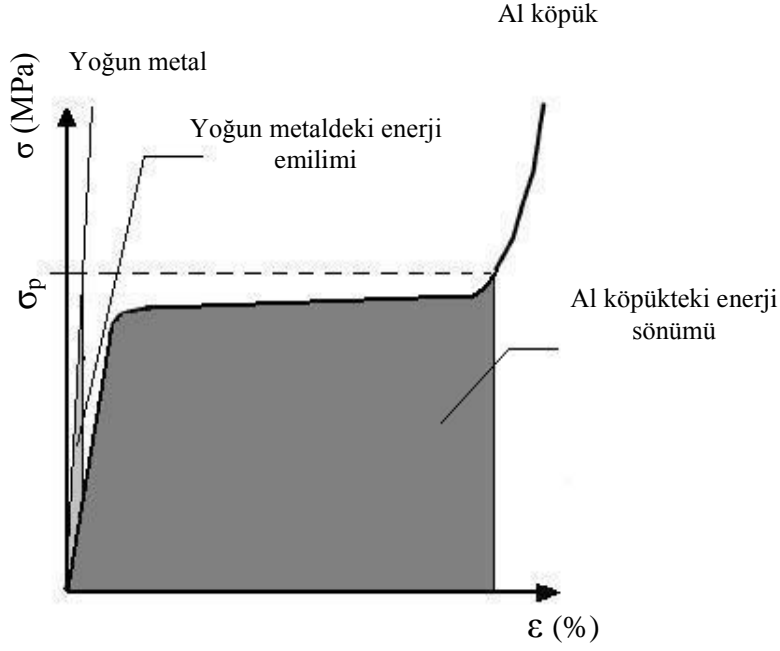


Resim 2.1 Kapalı (a) ve açık (b) gözenekli metalik köpükler ve tetragonal gözenek modelleri [Azzi, 2004; Pawlicki ve ark., 2003]

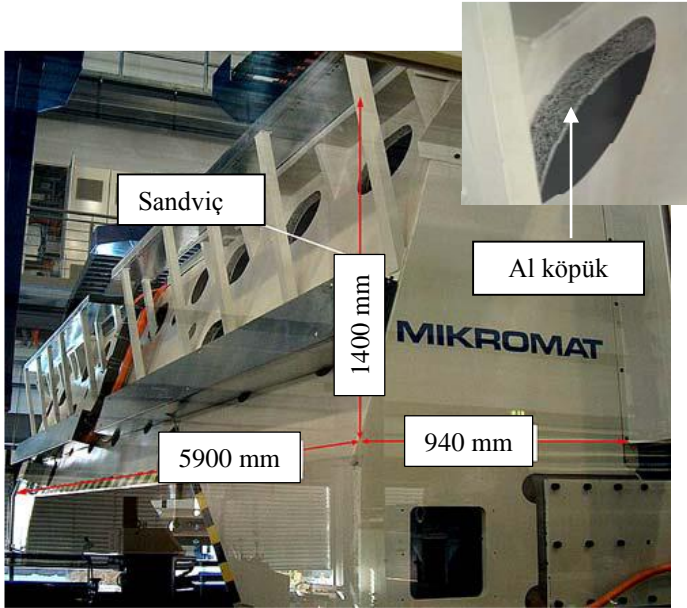


Şekil 2.1. Gözeneklilik oranına göre metalik köpüklerin fonksiyonel ve yapısal kullanım alanları [Banhart, 2001]

Şekil 2.2’de yoğun bir metal ile alüminyum köpüğün enerji sönümleme özellikleri karşılaştırılmıştır. Buna göre alüminyum (Al) köpüklerin akma dayanımları düşük olmasına rağmen enerji sönümleme oranları diğer yoğun metallere nazaran oldukça yüksektir. Bu özellik yapısal uygulamalarda malzeme üzerine etkiyen kinetik enerjinin aşırı stres oluşturmadan sönümlenmesini sağlamaktadır [Yu ve ark., 1998]. Son zamanlarda metalik köpükleri konu alan araştırma projelerinin büyük çoğunluğu Al ve alaşımları üzerinedir [Türker ve ark., 2009, Güden ve ark., 2006]. Özellikle savunma sanayi ve otomotiv endüstrisi gibi sektörlerde Al köpüğün performansı değerlendirilmektedir. Örneğin imalat endüstrisinde kullanılan makinelerinin yüksek performansta, hızlı hareket edebilmeleri için oldukça sağlam ve hafif olmaları gerekir. Fakat çalışma esnasında genellikle titreşime veya dinamik yüklere maruz kalırlar. Bu problemleri en aza indirmek için Al sandviç köpükler hafif ve yüksek enerji sönümleme kabiliyetlerinden dolayı makine imalatında yerini almıştır [Neugebauer ve ark., 2007]. Resim 2.2’de çelik-alüminyum sandviç köpükten imal edilmiş freze makinesinin enine kiriş resmi gösterilmektedir [Neugebauer ve ark., 2003].



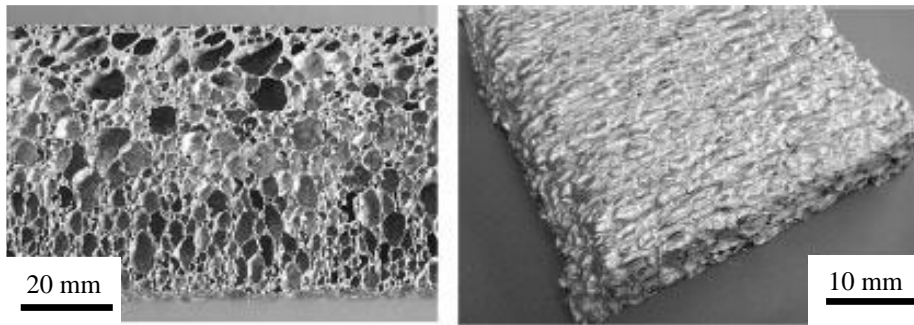
Şekil 2.2. Yoğun bir metal ile Al köpüğün enerji sönümlenme özellikleri [Yu ve ark., 1998]



Resim 2.2. Çelik-alüminyum sandviç köpükten imal edilmiş freze makinesinin enine kirişi [Neugebauer ve ark., 2003]

Metalik köpük malzemelerin üretimi dünyada yalnızca birkaç firma tarafından yapılmaktadır. Üretim yöntemleri arasında en fazla kullanılan teknikler; gaz enjeksiyon yöntemi, ergiyik metal içerisine köpürtücü madde ilavesi, toz metalurjisi

ve formgrip yöntemleridir. Örneğin gaz enjeksiyon yöntemi ile üretim yapan Cymat firması 1,5 m genişliğinde, 25-150 mm kalınlığında köpük parçalar üretebilmektedir (Resim 2.3). Fakat üretilen parçalarda işlem esnasında çekimsel drenaj etkisi görülmektedir. Bu durum dezavantaj olarak görülse de, büyük boyutlarda köpüklerin üretilmesi yöntemin en büyük avantajı olarak göze çarpmaktadır [Srivastava ve Sahoo, 2007; Özer ve Ekrem, 2009]. Diğer taraftan TM yöntemi ile homojen gözeneklilikte düzgün geometrilere sahip parçalar (Resim 2.4) üretilmektedir gibi karmaşık şekilli parçalarda üretilmektedir [Banhart, 2001; Degischer ve Kriszt, 2002; Banhart, 2000a; Baumgärtner ve ark., 2000]. Ancak işlem sürecinde kullanılan tozların preslenmesi veya ekstrüzyon işlemi, büyük boyutlarda parça üretimini engellemektedir.



Resim 2.3. Gaz enjeksiyon yöntemi ile üretilmiş Cymat köpüğün makroyapıları [Degischer ve Kriszt, 2002]. a) Homojen olmayan gözenek yapısı (yoğunluk  $\sim 0,3 \text{ g/cm}^3$ ), b) Köpük yüzeyi (yoğunluk  $\sim 0,05 \text{ g/cm}^3$ )



Resim 2.4. TM yöntemi ile üretilmiş köpük parçalar [Baumgärtner ve ark., 2000; Peroni ve ark., 2007]. a) Homojen gözenekli yapı, b) Mekanik testler için üretilmiş Al köpük bloklar, c) Elektrikli bir trenin korna çalma aparatı

### 3. KAPALI GÖZENEKLİ METALİK KÖPÜK ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Alüminyum köpük üretimi ilk olarak 1948'de Sosnik tarafından gerçekleştirilmiştir [Sosnick, 1948]. O günden bu zamana kadar metalik köpük üretiminde birçok yöntem geliştirilmiştir. Günümüzde bu yöntemler arasında en yaygın kullanılanlar ergiyik yöntem ve köpürebilir metalik malzemelerin köpürtülmesidir.

#### 3.1. Ergiyik Metallerin Köpürtülmesi

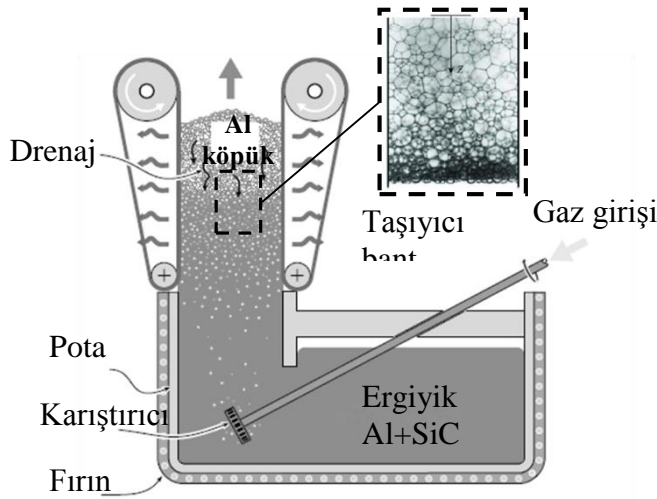
##### 3.1.1. Gaz enjeksiyonu ile ergiyik metalin köpürtülmesi

Cymat (Kanada) ve Hydro Aluminium (Norveç) firmaları tarafından Al esaslı kompozit köpüklerin üretiminde kullanılan bu yöntemde, ergiyik metal içerisine silisyum karbür, alüminyum oksit veya magnezyum oksit gibi seramik parçacıkları ilave edilmektedir. İlave edilen bu parçacıklar ergiyik metalin viskozitesini artırmakta ve köpürtme işlemi boyunca oluşan gaz baloncuklarının birbirleriyle birleşme ihtimalini azaltmaktadır. Bu sayede üretim esnasında köpürtme işlemi daha kararlı hale gelmektedir. İşlemde kullanılan seramik parçacıkların hacimsel oranları %10 ile %20 arasında, boyutları ise 5 µm ile 20 µm arasında değişmektedir. Bu oranlar dışında parçacık ilavesi, üretim aşamasında karışımın zorlaşmasına ve parçacıkların çökmesine neden olmaktadır. Dolayısı ile doğrudan üretilen köpük yapılar kararsız hale gelmektedir [Degischer ve Kriszt, 2002; Banhart, 2003; Banhart, 2005; Banhart, 2006; Raj ve Daniel, 2007].

Üretimin ikinci aşamasında ise ergiyik alüminyum içerisine özel olarak tasarlanmış pervane veya titreşimli bir nozul yardımı ile hava, argon veya azot gibi gazlar enjekte edilmektedir. Böylece yapıda gözenek oluşumu sağlanmaktadır [Banhart, 2005]. Daha sonra sıvı köpük, taşıyıcı bir bant yardımı ile yukarı doğru çekilerek ergime derecesi altında bir sıcaklıkta soğutulmaktadır. Ancak bu esnada taşıyıcı bantlar gözeneklerin uzamasına ve ergiyik metalin yüzeyinde kesme kuvvetlerinin oluşumuna neden olmaktadır (Şekil 3.1) [Beals ve Thompson, 1997]. Bu yöntemle üretilen köpüklerin ortalama yoğunlukları 0,069-0,54 g/cm<sup>3</sup>, gözenek boyutu 3-25

mm ve hücre duvarı kalınlığı 50-85  $\mu\text{m}$  arasında değişmektedir. Bu özellikler pervane dönme hızı, gaz debisi ve parçacık miktarı gibi değişken işlem parametreleri ile ayarlanabilmektedir [Banhart, 2000b].

Yöntemin en büyük avantajı sürekli olarak büyük boyutlarda alüminyum köpük üretimine imkân tanınmasıdır. Ancak bu esnada yer çekimi etkisiyle köpük parçalarda çekimsel drenaj etkisi oluşmaktadır. Dolayısı ile Al köpüğün gözenek boyutu ve hücre duvarı kalınlıklarında homojensizlik meydana gelmektedir. Köpürtme işlemi sonucu üretilen parçalar nihai ürün olarak doğrudan veya istenilen ölçüde kesilerek kullanılabilir. Ancak karmaşık şekilli köpük üretimindeki zorluk, yüzey pürüzlülüğü ve ilave edilen seramik parçacıkların köpük yapıyı gevrek hale getirmesi yöntemin en önemli dezavantajı olarak görülmektedir [Srivastava ve Sahoo, 2007]. Surace ve arkadaşları (2009) farklı köpürtme kalıpları tasarlayarak gaz enjeksiyon yöntemi ile daha kararlı üç boyutlu köpük parçalar üretmeyi başarmıştır.



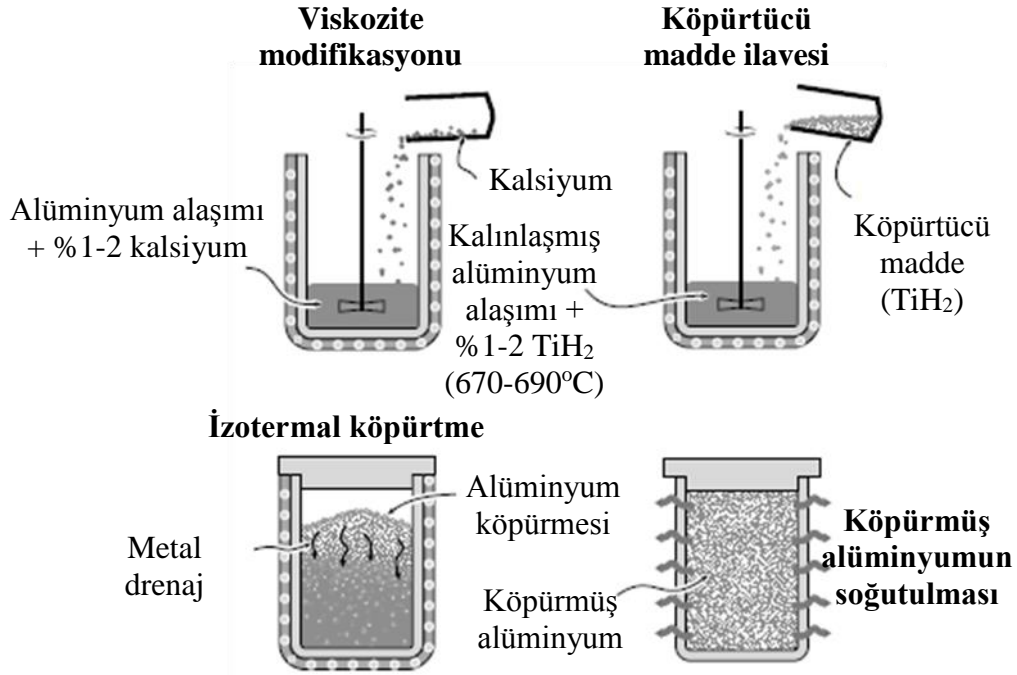
Şekil 3.1. Gaz enjeksiyon yöntemi ile Al köpük üretimi ve elde edilen ürünün makroyapısı [Ashby ve ark., 2000]

### 3.1.2. Köpürtücü madde ilavesi ile ergiyik metalin köpürtülmesi

Gaz enjeksiyon yöntemine alternatif olarak geliştirilen bu yöntemde ergiyik hale getirilen Al içerisine %1-2 oranlarında kalsiyum ilavesi yapılmaktadır. Bu esnada ergiyik metal içerisinde oksitler ve metallerarası bileşikler ( $\text{CaAl}_2\text{O}_4$ ) oluşarak

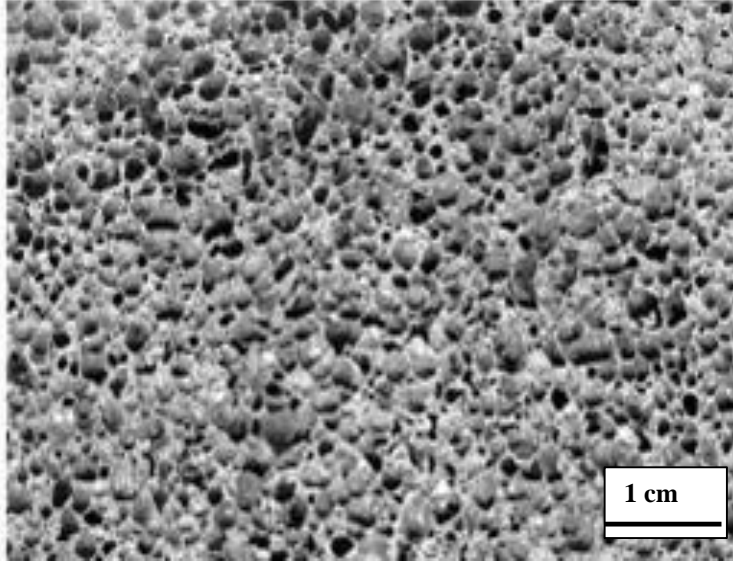
sıvının viskozitesini artırmaktadır [Raj ve Daniel, 2007; Da-wu ve ark., 2011]. Viskozite ayarlandıktan sonra ergiyik içerisinde bu defa %1-2 oranında  $TiH_2$  ilave edilmektedir. Karışım içerisindeki  $TiH_2$  uygun sıcaklıklarda çözünerek hidrojen gazı açığa çıkarmaktadır. Bu esnada yer çekimi etkisi ile Al köpükte drenaja bağlı olarak yapısal değişimler meydana gelmektedir. Bu durumda gözenek boyutunda artış ve köpürtme süresine bağlı en – boy oranında ani değişimler meydana gelmektedir [Raj ve Daniel, 2008]. Ergiyik içerisindeki  $TiH_2$ 'de çözünme hızlı olduğu zaman gözeneklilik miktarı artarken, karışım güçleşmektedir. Bu durumdan kaçınmak için Al-Si, Al-Cu veya Al-Mg gibi ötektik bileşikler kullanılmaktadır [Srivastava ve Sahoo, 2007; Yang ve ark., 2007].  $TiH_2$ 'deki çözünme yavaş olduğu zaman ise yapıdaki gözeneklilik miktarı azalmaktadır. Bu durum çeşitli gözenek yapılarına sahip Al köpük üretimine imkân tanıdığından avantaj olarak karşımıza çıkabilir [Yang ve ark., 2007].

Köpürtme işlemi sonrası elde edilen köpük yapı soğutularak kalıptan çıkartılmakta ve ihtiyaç duyulan boyutlarda kesilmektedir. Şekil 3.2'de üretim yönteminin şematik gösterimi verilmiştir [Ashby ve ark., 2000]. Bu yöntemde köpürtücü madde olarak  $TiH_2$  yerine  $ZrH_2$ 'de kullanılabilir. Bu durumda 1 mm den daha küçük çapta homojen gözenekli Al köpüklerin üretimi mümkün hale gelmektedir [Da-wu ve ark., 2011]. Ancak üretimde  $ZrH_2$  oranı, köpürtme sıcaklığı ve köpürme süresi  $TiH_2$  kullanımına nazaran değişiklik göstermektedir [Srivastava ve Sahoo, 2007, Da-wu ve ark., 2011]. İşlem süresince homojen bir yapı elde edebilmek için ergiyik metalin sıcaklığının sabit tutulması, viskozitenin ayarlanması ve  $TiH_2$  parçacıklarının homojen olarak dağıtılması gerekmektedir [Srivastava ve Sahoo, 2007, Banhart, 2001]. Ergiyik metalin viskozitesi, ortalama gözenek boyutuna ve bağlı yoğunluğa etki etmektedir. Bundan dolayı viskoziteyi ayarlayabilmek için sıvı içerisinde kalsiyumun veya hava gazı ilave edilerek hücre duvarlarında oksit tabakası ( $Al_2O_3$ ) oluşturulmaktadır. Ancak  $Al_2O_3$  parçacıklarının ergiyik metal tarafından yeterince ıslatılamaması hücre duvarlarında kararsızlığa neden olmaktadır. Bunun için Mg gibi yüksek reaktif elementler ergiyik metal içerisinde ilave edilmektedir [Asavavisithchai ve Kennedy, 2006].



Şekil 3.2. Köpürtücü madde ilavesi ile ergiyik metalin doğrudan köpürtülmesi [Ashby ve ark., 2000]

Bu yöntemle büyük boyutlu metalik köpük malzemelerin (2050x650x450 mm) bir defada üretilmesi mümkündür. Üretilen parçaların ortalama yoğunlukları 0,18-0,24 g/cm<sup>3</sup>, ortalama gözenek boyutları ise 2-10 mm arasında değişmektedir [Degischer ve Kriszt, 2002; Banhart, 2000a; Banhart, 2000b; Asavavisithchai ve Kennedy, 2006; Nosko ve ark., 2010]. Yöntem kompozit köpük üretimine de imkân tanımaktadır. Araştırmacıların yaptığı çalışmaya göre bu yöntemle üretilen SiC takviyeli kompozit köpüklerin (SiC<sub>p</sub>/AlSi<sub>9</sub>Mg) Al köpüklere nazaran çok daha hassas gerilme oranlarına sahip oldukları vurgulanmıştır [Yu ve ark., 2008]. Ayrıca Al dışında demir alaşımları da bu yöntemle köpürtülebilmektedir. Bu durumda köpürtücü madde olarak MgCO<sub>3</sub>, viskozite ayarlayıcı olarak tungsten tozları kullanılmaktadır [Srivastava ve Sahoo, 2007]. Yöntemin ticari olarak ismi *Alporas* olarak bilinmektedir. Resim 3.1'de Alporas yöntemiyle üretilmiş köpüğün gözenek yapısı gösterilmektedir. Geliştirilmiş deneysel modeller, bu yöntemle üretilen Al köpüklerde istenilen düzeyde hücre yapısı elde edebilmek için işlem parametrelerinin (köpürtme süresi, TiH<sub>2</sub> miktarı, kalsiyum miktarı ve karıştırma süresi) ayarlanmasına yardımcı olabilmektedir [Raj ve Daniel, 2011].



Resim 3.1. Alporas yöntemiyle üretilmiş köpüğün gözenek yapısı [Banhart, 2000b]

### 3.2. Köpürebilir Metalik Malzemelerin Üretilmesi ve Köpürtme İşlemleri

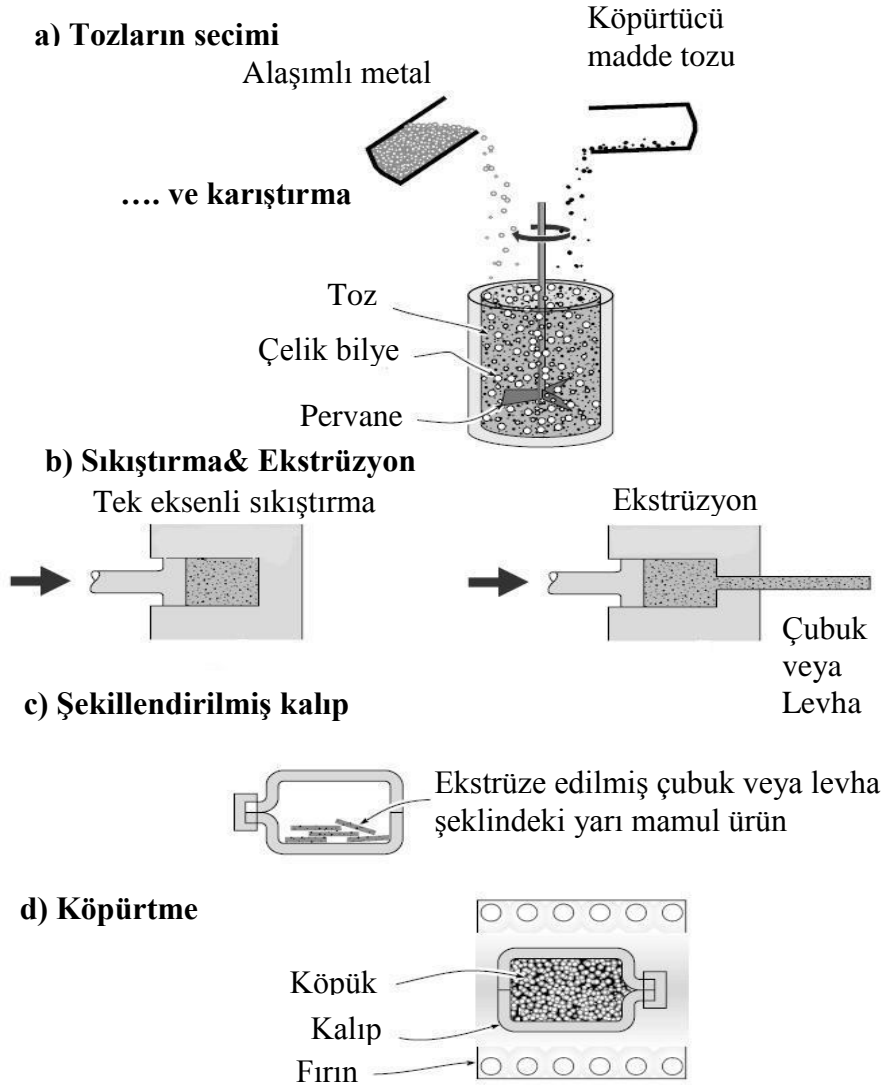
#### 3.2.1. Toz metalurjisi yöntemi

Metalik köpük üretiminde toz metalurjisi (TM) yöntemi ilk olarak Fraunhofer Malzeme Araştırma Enstitüsü (IFAM) tarafından geliştirilmiştir [Baumaister, 1992]. Bu yöntem de sandviç levha şeklinde veya karmaşık şekilli homojen gözenek yapılarına sahip köpük parçalar ön şekil verilmiş köpürebilir malzemelere uygulanan ısıl işlem ile üretilmektedir [Yu ve ark., 1998].

Üretim ilk olarak metal tozları (alaşım tozları, takviye elemanları) ile köpürtücü madde tozlarının karıştırılmasıyla başlamaktadır [Banhart, 2000b; Banhart, 2003; Banhart, 2001]. Daha sonra karışım tozlar, köpürebilir malzeme üretimi için ekstrüzyon, presleme veya haddeleme gibi farklı teknikler kullanılarak sıkıştırılmaktadır [Banhart, 2000a, Baumgärtner ve ark., 2000; Degischer ve Kriszt, 2002]. Bu işlemler nihai ürün olan köpüğün yoğunluğuna ve köpürebilirliğine doğrudan etki ettiği için üretim aşamasında oldukça dikkatli olunmalıdır. Yapı içerisindeki herhangi bir kalıntı veya diğer hatalar bir sonraki işlemi olumsuz yönde etkileyebilmektedir. Örneğin yeterli sıkıştırma basıncı kullanılmadan üretilen

köpürebilir malzemelerde gözeneklilik oranı artmaktadır. Bu durumda köpürtme sonrası numunelerde homojen olmayan gözenek yapıları elde edilmektedir. Young ve Kang (2004) tarafından yapılan çalışmada %1'in altında gözenek içeren köpürebilir Al6061 alaşımından sıkıştırma basıncı ve ısıtma sıcaklığına bağlı olarak üniform yapıllı köpüklerin elde edilebileceği vurgulanmıştır.

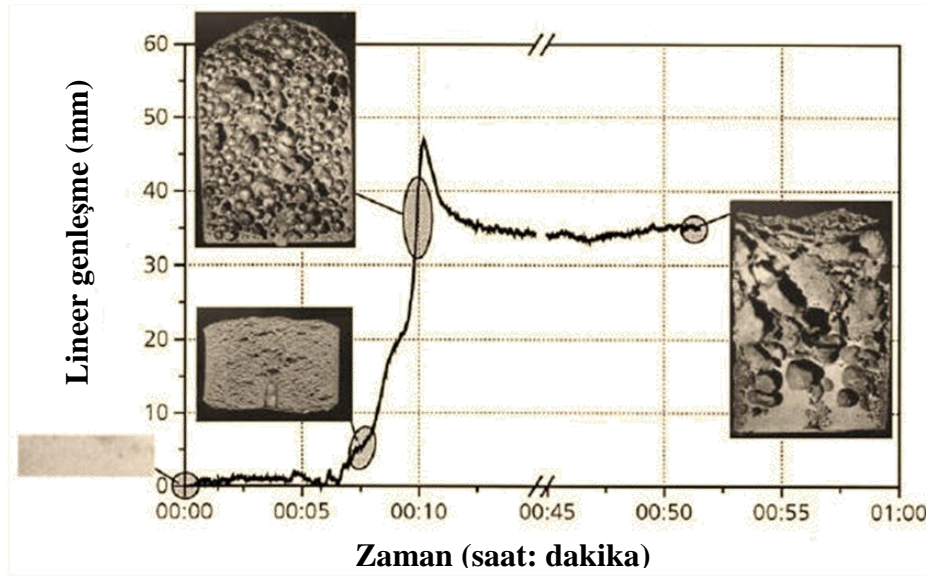
İkinci aşamada ise köpürebilir malzemeler ergime derecesine yakın bir sıcaklıkta ısıtılarak köpürtme işlemine tabi tutulmaktadır. Bu işlem sırasında yapı içerisinde bulunan köpürtücü madde çözünerek gaz açığa çıkartmakta ve gözeneklerin oluşumuna neden olmaktadır [Banhart, 2000a; Banhart, 2000b; Banhart, 2001; Banhart, 2005]. Bu yöntemde Al ve alaşımları için köpürtücü madde olarak genellikle  $TiH_2$  veya  $ZrH_2$  kullanılmaktadır. Ancak son zamanlarda yapılan çalışmalarda köpürtücü madde olarak  $CaCO_3$  ve dolomit gibi tozlar da başarılı bir şekilde kullanılabilir [Kevorkijan, 2011]. TM yöntemi ile titanyum, çinko, kurşun ve diğer metal/alaşımları da uygun üretim parametreleri ve köpürtücü madde seçimiyle köpürtülebilmektedir [Banhart, 2000a; Banhart, 2000b; Baumgärtner ve ark., 2000]. Al köpüklerde genellikle saf alüminyum, dövme alüminyum alaşımları (2xxx ve 6xxx), ve döküm alaşımları (AlSi7, AlSi12) kullanılmaktadır [Banhart, 2001; Banhart, 2005; Baumgärtner ve ark., 2000; Degischer ve Kriszt, 2002]. Sürecin şematik görünümü Şekil 3.3'te verilmiştir [Ashby ve ark., 2000].



Şekil 3.3. Toz metalurjisi yöntemi ile köpük üretim aşamaları (Fraunhofer ve Alulight) [Ashby ve ark., 2000]

TM yönteminde üretim aşamasında parametrelerinin uygun seçilmesi ve sürecin kontrol edilmesi gerekmektedir [Türker, 2011]. Şekil 3.4'te 750°C sıcaklıkta köpürtme işlemine tabi tutulan Al/TiH<sub>2</sub> karışımının lineer genişleme eğrisi gösterilmektedir [Banhart, 2001]. Grafikte lineer genişleme sürecinin zamana göre değişkenlik gösterdiği, maksimum genişleme süresinin aşılması durumunda gözeneklerde çökmelerin başladığı ve çekimsel drenaj etkisinin oluştuğu görülmektedir. Köpürtücü madde miktarının ve köpürtme süresinin uygun olması halinde yüksek gözenekliliğe sahip homojen yapıli köpük üretmek mümkündür. Saf Al köpükler için ağırlıkça %1 oranında TiH<sub>2</sub> ideal sonuçlar verebilmektedir [Sarajan

ve Sedigh, 2009]. Sıcaklık köpürme kinetiğini, sıvı haldeki köpüğün kararlılığını ve katılaşmasını etkileyebilmektedir. Köpürtücü maddedeki çözünme, ergiyik metalin viskozitesi, yüzey gerilimi ve gaz basıncı köpürtme sıcaklığından doğrudan etkilenmektedir [Matijasevic-Lux ve ark., 2006; Wübben ve ark., 2003; Zeppelin ve ark., 2003]. Homojen sıcaklıklarda köpürebilir malzeme daha hızlı köpürmeye başlamakta ve daha fazla genişleme sergilemektedir [Solórzano ve ark., 2009]. Bu yöntemde Al köpüğün kararlılığını artırmak için yaygın şekilde SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiB<sub>2</sub> ve TiC gibi seramik parçacıklar ilave edilmektedir [Asavavisithchai ve Opa, 2010; Gökmen ve Türker, 2012; Güden ve Yüksel, 2006; Kennedy ve Asavavisithchai, 2004a; Kennedy ve Asavavisithchai, 2004b]. Türker ve arkadaşları (2008) bu parçacıklar dışında Al köpüğe B<sub>4</sub>C ilave ederek kompozit köpüklerin köpürme davranışlarını incelemiştir. Araştırmacıların elde ettikleri sonuçlara göre B<sub>4</sub>C ilavesi, köpüğün genişleme davranışının zayıflamasına ve gözenek yapısında düzensizliğe neden olmuştur. Diğer bir çalışmada ise Gökmen ve arkadaşları (2011) matris malzemesi Alumix 231 tozlarına B<sub>4</sub>C parçacıkları ilave ederek kompozit köpük üretmişlerdir. Bu çalışmada üretilen köpükler için B<sub>4</sub>C oranının kritik değeri %6 olarak belirtilmiştir. Araştırmacılara göre %6'dan fazla parçacık ilavesi gözenek morfolojisi ve köpürme davranışını olumsuz yönde etkilemektedir.



Şekil 3.4. 750°C sıcaklıkta köpürtme işlemine tabi tutulan Al/TiH<sub>2</sub> karışımının lineer genişleme davranışı [Banhart, 2001].

Üretim sürecinde homojen gözenek oluşumu sağlamak için çeşitli alaşım elementlerinden faydalanılmaktadır. Örneğin Al tozlarına ilave edilen çinko ile alaşımın liküdü (sıvılaşma) sıcaklığı düşmektedir. Böylece liküdü sıcaklığı ile köpürtücü maddenin ayrışma sıcaklığı arasındaki uyumsuzluk azalarak köpüğün kararlılığı artmaktadır. Ayrıca köpürtme işlemi boyunca hücre duvarı yüzeyinde oluşan çinko buhar basıncı kararlılığa olumlu yönde etki etmektedir. Ancak saf Al içerisindeki ağırlıkça çinko oranı %30'dan fazla ise kararlılık düşmektedir [Lafrance ve ark., 2010].

Üretim aşamasında ergiyik halde bulunan Al köpükler katılaşma esnasında da genleşme sergilemektedirler. Katılaşma genleşmesi olarak ifade edilen bu olay alaşımın kompozisyonuna, köpürme süresine ve soğuma oranına bağlı olarak değişkenlik göstermektedir [Mukherjee ve ark., 2010a]. Katılaşma genleşmesindeki artış köpük yapının hücre duvarlarında yırtılmalara neden olmaktadır. Soğuma oranındaki artış ile katılaşma genleşmesi oluşumu düşürülebilmektedir. Ancak büyük boyutlu köpük parçaların üretiminde soğuma oranı köpüğün düşük ısı iletkenliğinden dolayı azalacaktır. Bu durumda köpürtücü madde halen aktif durumda ise katılaşma genleşmesinden dolayı oluşan hatalardan kaçınılamayabilir [Mukherjee ve ark., 2010b]. Köpüğün soğuma oranındaki farklılık makro ve mikroyapıyı doğrudan etkilemektedir. Normal soğuma oranlarında elde edilen Al köpükte küçük boyutlu hücrelerin sayısı artmakta ve boyut dağılımı homojen hale gelmektedir. Buna karşın soğuma oranındaki artış yapısal bozunmalara ters yönde etki etmektedir. Hücre duvarında tane büyümesi ve mikro gözeneklilik, soğuma oranındaki artış ile birlikte azalmaktadır. Dolayısı ile köpüğün dayanımı da yavaş soğumaya kıyasla artmaktadır. Deformasyon başlangıcında yavaş soğutulmuş köpüklerin hücre duvarlarında bulunan mikro gözeneklerden dolayı çatlaklar oluşmaktadır [Mukherjee ve ark., 2010c].

Son zamanlarda TM yönteminin geliştirilmesine ve maliyetinin azaltılmasına yönelik araştırmalar yapılmaktadır. Örneğin bunlardan bir tanesi çok pahalı olan atomize Al tozları yerine, daha ucuz olan Al talaşlarının kullanılmasıdır [Hohlfeld ve ark., 2011]. Diğer bir örnekte köpürebilir malzemelerin ısıtılması işleminde geleneksel ön

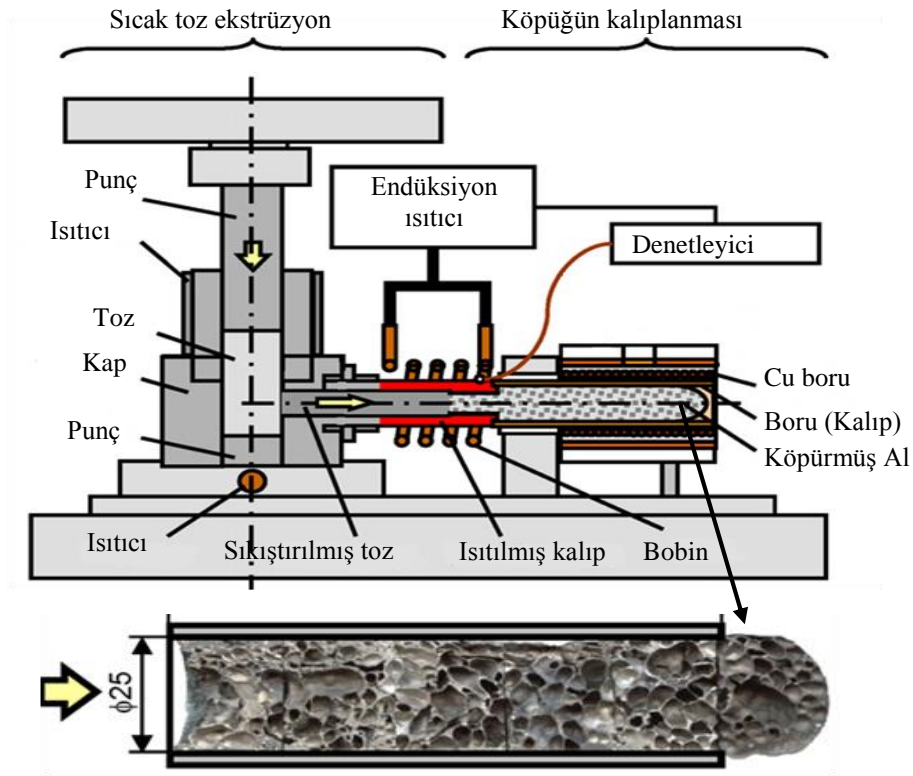
ısıtmalı elektrikli fırınların yerine çok güçlü güneş enerjisi kaynaklarının kullanılmasındır. Kullanılan güneş enerjisi kalıbın kontrollü bir şekilde sürekli olarak ısıtılmasını sağlarken, geleneksel fırınlarda bu durum söz konusu olmadığından köpürme işlemi daha kısa sürede tamamlanmaktadır. Isıtma süresi aşıldığında ise geleneksel yöntemlerde olduğu gibi köpük yapıda hücre büyümesi ve drenaj gibi hatalar meydana gelmektedir. Laboratuvar ölçeğinde yapılan bu çalışmalar, geliştirilmesi halinde TM yöntemini daha ekonomik ve ergiyik yöntemlere nazaran daha rekabetçi hale dönüştürecektir [Cambroner ve ark., 2010]. Bu yöntemle düzgün geometrilere sahip parçalar (Resim 3.2) üretilebildiği gibi karmaşık şekilli parçalarda üretilebilmektedir [Banhart, 2000a; Banhart, 2001, Baumgärtner ve ark., 2000; Degischer ve Kriszt, 2002]. Alman firmaları Schunk, ALM ve Avusturya firması Alulight tarafından ticari amaçla kullanılan bu yöntemin ticari ismi *Foam-in-Al* veya *Alulight* olarak bilinmektedir.



Resim 3.2. TM yöntemi ile üretilmiş Al köpük parçalar

TM yöntemi ile Al köpük ile doldurulmuş çelik tüplerin üretimi de mümkündür. Köpürtücü madde tozları ve alüminyum tozları çelik tüpler içerisinde doğrudan preslenerek alüminyumun ergime derecesinin altında bir sıcaklıkta ısıtılarak köpük oluşumu sağlanmaktadır. Bu yöntemde herhangi bir bağlayıcı veya sabitleme işlemi yapılmamaktadır. Üretilen bu tüplerin çelik tüplere nazaran enerji sönümleme kabiliyetleri oldukça yüksektir [Zare ve Manesh, 2011]. Benzer şekilde sıcak toz

ekstrüzyon yöntemi ile köpürtme işlemi birleştirilerek Al köpük üretimi gerçekleştirilebilmektedir (Şekil 3.5). Bu yöntemde Al tozları ile  $TiH_2$  tozlarından oluşan karışım çelik bir kalıp içerisinde doğrudan ekstrüze edilmekte ve aynı anda kalıp ısıtılarak köpük oluşumu sağlanmaktadır [Shiomi ve ark., 2010]. Elde edilen Al köpüğün gözenek morfolojisi kalıp başlangıcında ve sonunda birbirinden farklılık göstermektedir.

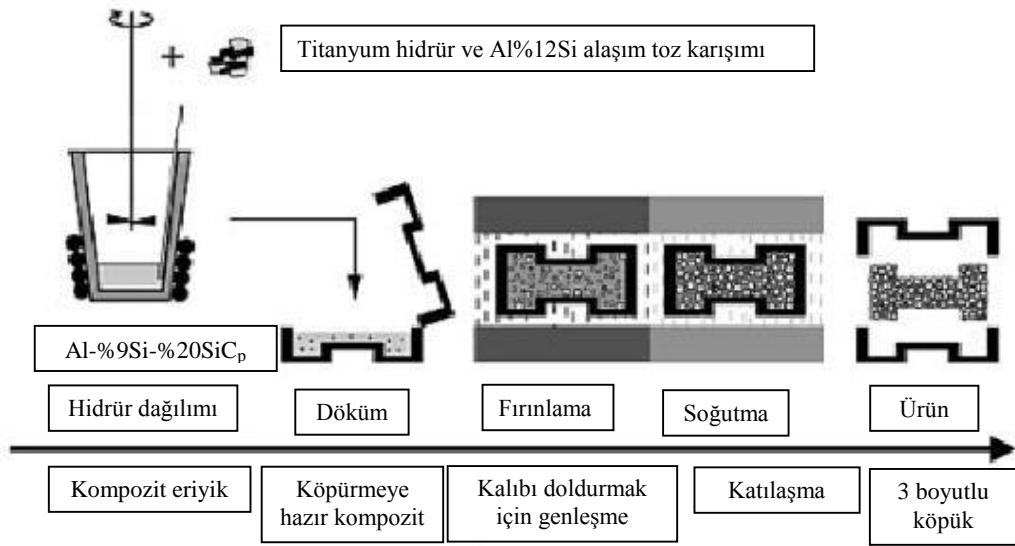


Şekil 3.5. Sıcak toz ekstrüzyon yöntemi ile Al köpük üretimi [Shiomi ve ark., 2010]

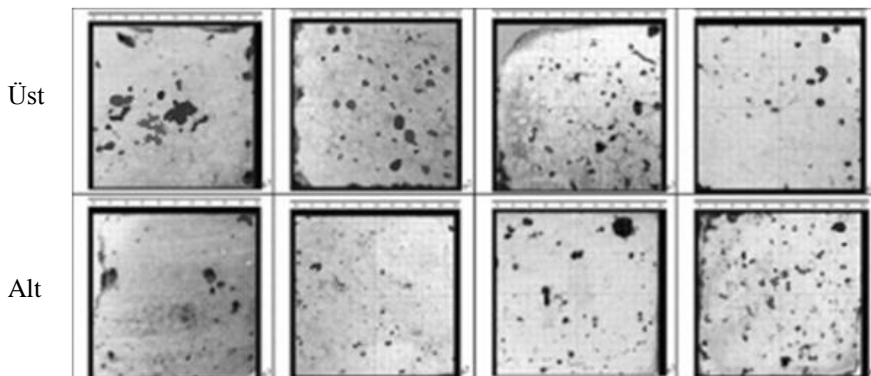
### 3.2.2. Yarı-katı ergiyik yöntem

TM ve ergiyik yöntemlerin entegrasyonu sonucu oluşturulan bu yöntemde ilk olarak köpürtücü madde ısıtılma tabii tutulmakta ve özel bir karıştırma tekniği kullanılarak ergiyik içerisinde homojen olarak dağıtılmaktadır [Gergely ve Clyne, 2000; Li ve ark., 2010]. Ayrıca yarı-katı eriyik metalin yüksek viskozite özelliğinden dolayı işlem sürecinde ergiyik içerisinde koyulaştırıcı ilave maddeler katılmamaktadır. Böylece doğrudan ve etkili bir şekilde köpürebilir numuneler üretilebilmektedir

(Şekil 3.6). Elde edilen ürünler istenilen sıcaklıklarda rahatlıkla köpürtülebildiği gibi kolaylıkla da kesilebilmektedir. Yöntem diğerlerine kıyasla düşük maliyete sahip olup, köpük üretimi daha kısa sürede gerçekleştirilmektedir [Li ve ark., 2010]. Ancak işlem parametrelerinin dikkatli seçilmesi gerekmektedir. Bu yöntem ile üretilen malzemeler Resim 3.3'te verilmektedir. Elde edilen ürünlerin kesitlerine bakıldığında alt ve üst bölgelerde farklı boyutlarda gözenekler oluşmuştur [Li ve ark., 2010].



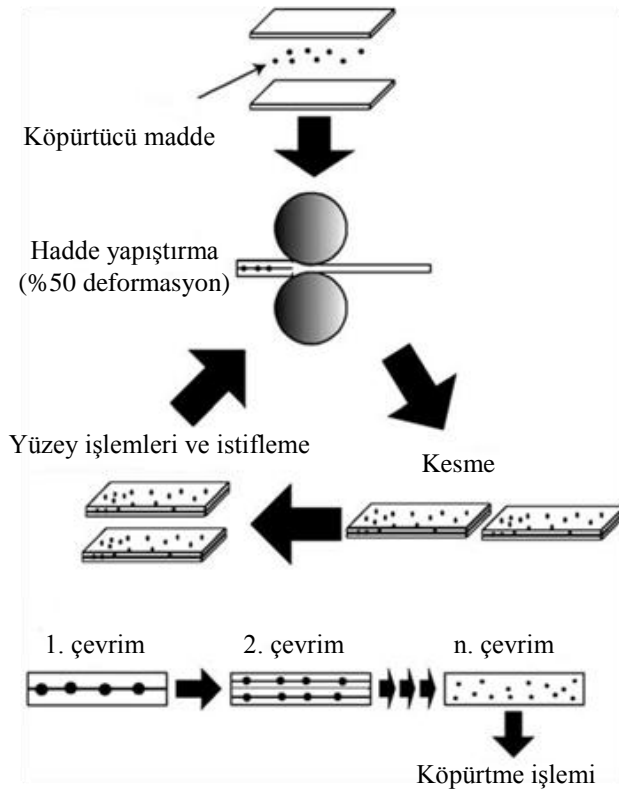
Şekil 3.6. Yarı-katı ergiyik (FORMGRIP) yöntem [Gergely ve Clyne, 2000]



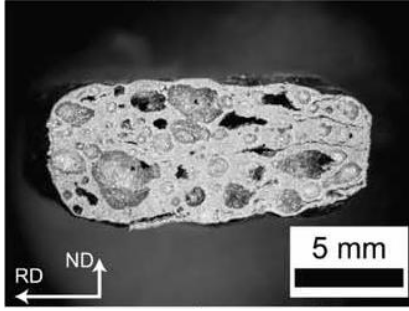
Resim 3.3. Köpürebilir malzemelerin kesitleri [Li ve ark., 2010]

### 3.2.3. Birikmiş hadde yapıştırma tekniği

Kapalı gözenekli Al köpük üretimi için birikmiş hadde yapıştırma tekniği son on yıl içerisinde geliştirilmiş yeni bir üretim yöntemidir. Bu yöntem ile köpürtücü madde tozu içeren alüminyum malzemeler rahatlıkla üretilebilmektedir. Şekil 3.7’de gösterildiği gibi bu yöntemde iki Al levha arasında  $TiH_2$  tozları değişik oranlarda homojen şekilde dağıtılarak farklı katmanlarda %50 oranda haddelenmiş ve kesilerek iki parça köpürebilir malzeme haline getirilmiştir. Daha sonra bu parçalar üst üste istiflenerek tekrardan haddeleme işlemi yapılmıştır. Birkaç istifleme ve haddeleme işleminden sonra metal matris içerisine köpürtücü madde homojen olarak dağılmaktadır. Bu işlemler neticesinde elde edilen köpürebilir malzemeler TM tekniğinde olduğu gibi yüksek sıcaklıklarda köpürtme işlemine tabi tutulmaktadır. Yöntemde %40 gözenekliliğe sahip Al köpükler üretilebilmektedir (Resim 3.4) [Kitazono ve ark., 2004]. Homojen olmayan hücre yapılarından dolayı anizotropik deformasyon davranışı sergilemektedirler [Kitazono ve ark., 2007].



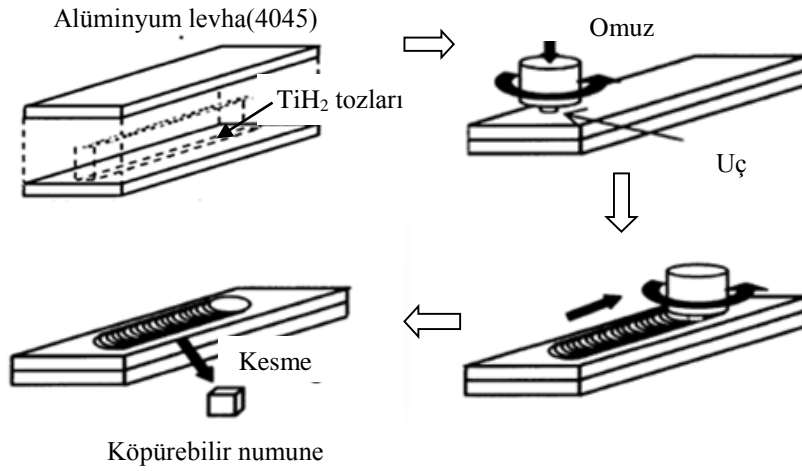
Şekil 3.7. Birikmiş hadde yapıştırma tekniği [Kitazono ve ark., 2004]



Resim 3.4. Birikmiş hadde yapıştırma tekniği ile üretilmiş Al köpüğün gözenek yapısı [Kitazono ve ark., 2007]

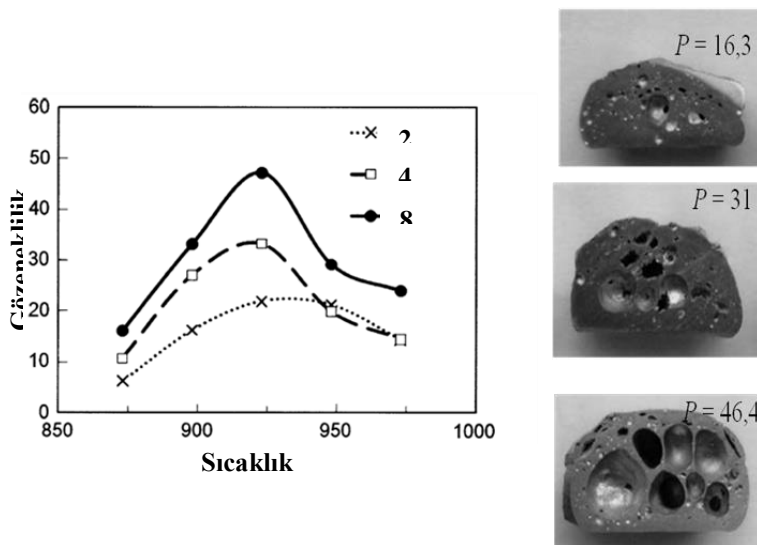
### 3.2.4. Sürtünme karıştırma kaynak tekniği

Yöntem alın altına sabitlenmiş iki levhaya yüksek devirde dönen omuzlu bir pim daldırılarak, kaynak yapılmak istenen uzunluk boyunca belirli bir hızda ilerletilmesinden ibarettir [Mishra ve Ma, 2005]. Bu yöntemle ilgili detaylı bilgi sürtünme karıştırma kaynağını konu alan bölümde verilmiştir. Burada kaynak işleminden çok, bu yöntem ile köpürebilir malzemelerin hazırlanması üzerine odaklanılmıştır. Sürtünme karıştırma kaynak (SKK) yöntemi ile kapalı gözenekli metalik köpük üretimi Şekil 3.8’de gösterildiği gibi ilk olarak Al levhaların arasına köpürtücü maddenin ( $TiH_2$ ) yerleştirilmesi ile başlamaktadır. Daha sonra üst üste istiflenen levhalara yüksek devirde dönen (1000 rpm) vida uçlu omuzlu bir pim daldırılarak levha boyunca ilerletilmektedir. Bu işlem aynı yer üzerinde birkaç pasoda gerçekleştirilmekte ve köpürebilir malzemeler üretilmektedir [Hangai ve Utsunomiya, 2009a].



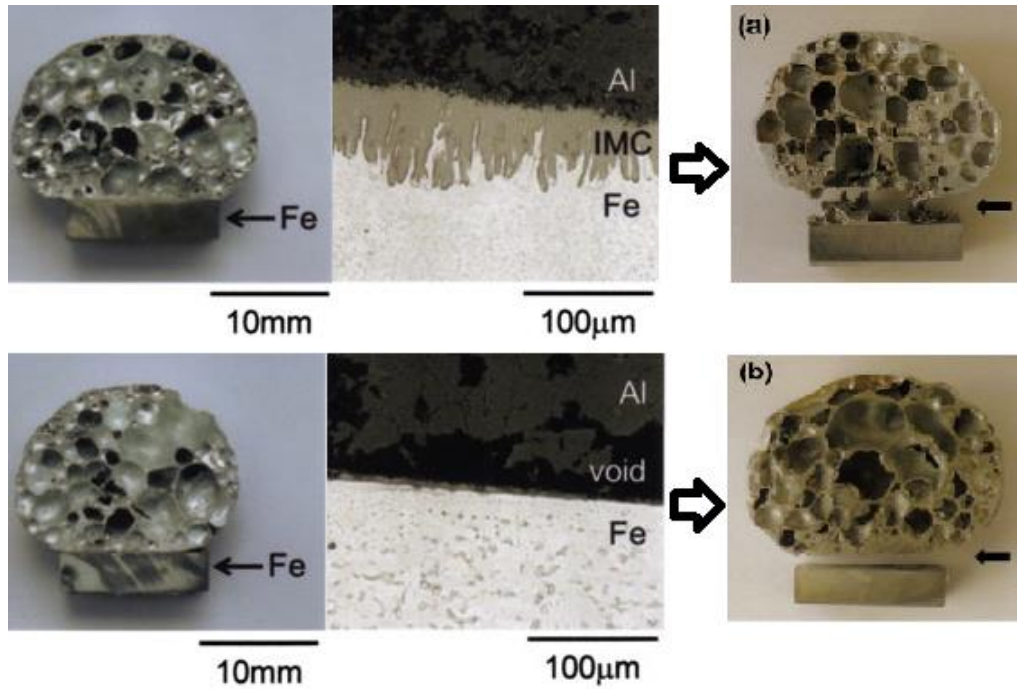
Şekil 3.8. SKK ile köpürebilir malzeme üretimi [Hangai ve Utsunomiya, 2009a]

İkinci aşamada ise toz metalurjisi ve birikmiş hadde yapıştırma tekniklerinde olduğu gibi köpürtme işlemi gerçekleştirilmektedir. Üretim aşamasında paso sayısı oldukça önemli rol oynamaktadır. Paso sayısı arttıkça köpürtücü madde matris içerisinde daha homojen bir dağılım sergilemektedir. Dolayısıyla köpürtme işlemi sonrası köpük yapının gözeneklilik oranı ( $P$ ) artmaktadır (Şekil 3.9) [Hangai ve Utsunomiya, 2009a]. Ayrıca pimin dönme hızının köpürme davranışı üzerine etkisi olduğu Hangai ve arkadaşları (2010) tarafından belirtilmiştir.



Şekil 3.9. Çok pasoda birleştirilmiş malzemelerde gözeneklilik-köpürtme sıcaklığı arasındaki ilişki [Hangai ve Utsunomiya, 2009a]

Bu yöntemde nispeten daha ucuz olan Al levhalar başlangıç malzemesi olarak kullanılabilirdiği gibi kalıp dökümle imal edilmiş Al alaşımlarından da gözenekli malzeme üretimi mümkündür. Ancak gözeneklilik oranı %50-60 civarındadır [Hangai ve Utsunomiya, 2009b; Hangai ve ark., 2010b]. Ayrıca çelik levhalar ile Al köpüklerin birleştirilmesi de sağlanabilir (Resim 3.5). Bu işlem için Al köpük ile çelik levha arasında iyi bir yapışma bağı oluşturulması gerekmektedir. Hangai ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada iki malzeme ara yüzeyinde birkaç mikron kalınlığında Al-Fe metallerearası bileşik oluşmuştur. Ara yüzeyde oluşan bu katmanın kırılma dayanımı köpüğe nazaran daha yüksek çıkmıştır. Dolayısıyla darbe testine maruz kalmış numunelerin bazılarında kırılma köpükte olurken bazılarında ise ara yüzeyde olmuştur. Bunun sebebi ise karıştırıcı pimin çelik levhaya yeterince nüfus etmemesi ve yeterli kalınlıkta ara yüzeyin oluşturulmamasıdır [Hangai ve ark., 2010c]. Yöntem yüksek hızda gerçekleştirilen basit bir işlem olduğundan yüksek verimlilik sağlayabilir [Hangai ve Utsunomiya, 2009a].



Resim 3.5. Alüminyum köpük/çelik levha bileşiminin kesiti [Hangai ve ark., 2010c]

#### 4. KAPALI GÖZENEKLİ ALÜMİNYUM KÖPÜKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Metalik köpüklerin mekanik özellikleri sahip oldukları gözeneklerin şekli, boyutu ve yüzey alanına bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Bu özellikler ise daha çok köpüğün bağlı yoğunluğundan ve metal matrisin özelliğinden etkilenmektedir [Uzun ve ark., 2013]. Köpüklerde basma dayanımı, eğme dayanımı ve Young modülü yoğunluk artışı ile birlikte hızla artmaktadır. Diğer taraftan yaşlandırılabilir alaşımlar ile köpüğün dayanımı optimize edilebilmektedir [Lehmhus ve Banhart, 2003; Yu ve ark., 1998]. Al matris içerisinde Si ve Mg gibi alaşım elementlerinin varlığı çökelti sertleşmesi oluşturmasından dolayı köpüklerin mekanik davranışlarına fayda sağlamaktadır [Benouali ve ark., 2002]. Diğer taraftan Al alaşımlarında kırılma fazların varlığı köpüklerin gerilme anında kırılma bir davranış sergilemelerine yol açmaktadır [Blazy ve ark., 2004]. Bütün bu örneklemeler köpüğün bağlı yoğunluğu ve metal matrisin özelliği ile ilgilidir. Genellikle, mekanik özellik yansımaları temelde eğilme ve gerilme ile ilgilidir [Banhart, 2001]. Yüksek miktarda bölgesel gerilmelere maruz kalan hücre yapısı düşük akma dayanımına sahiptir. Bunun tersine eğilme olmadan hücre duvarlarındaki gerilim, sistemi rijit ve mukavemetli hale getirmektedir [Evans ve ark., 1999]

##### 4.1. Mikroyapısal Özelliklere Bağlı Mekanik Özellikler

Al köpüklerin mekanik performansı, mikroyapısal özelliklere ve hücre geometrisine bağlı olarak değerlendirilmektedir. Mikroyapısal parametreler hücre duvarı kalınlığı ve kenar geometrisini içermektedir. Öte yandan geometrik özellikler ise hücre şekli, hücre boyutu ve boyut dağılımı, hücre yapısındaki hataları ve kusurları içermektedir [Benouali ve ark., 2002]. Köpüklerin mekanik özelliklerini etkileyen en önemli mikroyapısal özellik, katı oranı ya da bağlı yoğunluktur ( $\rho_r$ ). Bağlı yoğunluk hesaplamalarında Eşitlik 4.1'de verilen formül kullanılmaktadır. Bu formülde  $\rho^*$  ve  $\rho_s$  sırasıyla köpüğün ve hücre metalinin yoğunluğunu ifade etmektedir. Metalik köpükler, genellikle 0,03 ile 0,3 aralığında bağlı yoğunluklara sahiptir [Gibson, 2000].

$$\rho_r = \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right) \quad (4.1)$$

Al köpüklerin hücre boyutları genellikle 2 mm ile 10 mm arasında değişmektedir. Bununla birlikte köpüklerin mekanik özellikleri mutlak oranda hücre boyutuna bağlı olmayıp aynı zamanda hücre duvarı uzunluğunun, kalınlığa oranına karşı da duyarlıdır [Gibson, 2000]. Hücre boyutundaki dağılım ise tek başına baskın bir faktör değildir. Kapalı gözenekli köpükler nispeten geniş bir hücre boyutu aralığına sahiptirler. Buna rağmen içerisinde eş eksenli hücreleri olan malzemeler ile benzer özellik sergilerler [Evans ve ark., 1999]. Metalik köpüklerin hücre şekli en ve boy oranı 1,5 olana kadar eş eksen ile elips arasında değişmektedir. Hücre duvarı şekli ise köpüğün mekanik davranışını etkilemektedir. Yüksek eğimli hücreler, kıvrımlar, eliptik hücreler veya hücreler arası bağlantılar deformasyon davranışını belirleyici unsurlardandır [Bart-Smith ve ark., 1998; Sugimura ve ark., 1997]. Hücre duvarındaki olası kavis beklenenin altında mekanik özellik sağlayabilir [Gibson, 2000]. Hücre duvarı kompozisyonu ise köpüğün özelliklerinde değişime neden olmaktadır. Hücre duvarı üzerindeki sertlik ölçümü gibi deneyler matris içerisinde çökeltileri tanımlamak ve akma dayanımını belirlemek için yapılmaktadır [Sugimura ve ark., 1997].

#### 4.1.1. Boyutsal etkiler

Hücre malzemeler için malzemenin mikroyapısal uzunluk ölçeği hücre boyutudur. Bu şekilde numune ya da kompozisyonun makroskobik boyutları belirlendiğinde özelliklerinin belirlenmesi üzerine boyut etkileri de ortaya çıkmaktadır. Köpüklerin mekanik testlerinde numune boyutu (hücre boyutu ile ilgili) önemli bir özelliktir. Ayrıca boyut etkisi birkaç hücre içeren (tipik olarak  $d \sim 2-6$  mm) bileşenlerin tasarımı içinde önem arz etmektedir. Andrews'e göre kapalı gözenekli Alporas köpükler için Young modülü ve plastik çökme dayanımı numune boyutunun (L) hücre boyutuna (d) oranındaki artış ile birlikte bir plato seviyesi artmıştır. Bu plato değerlerine ise Young modülü için  $L/d=6$  ve basma dayanımı için  $L/d=5$ 'te ulaşılmıştır. Kayma dayanımı için boyut etkisi, hücre boyutunun en az iki katı kalınlığında olan

numuneler de önemsiz olduğu vurgulanmıştır [Andrews ve ark., 2001]. Rakow ve Waas (2005) tarafından yapılan bir çalışmada ise bulk malzemelerin kayma özelliklerinin, kayma düzlemi içerisinde her bir boyutta 18 ya da daha fazla ortalama hücre çapına sahip ergiyik yöntemle üretilmiş Al köpük numuneler için kabul edilebilir seviyede olduğu belirtilmiştir.

#### 4.2. Alüminyum Köpükler İçin Mikromekanik Modeller

Karmaşık hücre geometrisi kapalı gözenekli köpüklerin mekanik davranışının modellenmesini oldukça güçleştirmektedir. Bundan dolayı köpüğün birçok özelliği yoğunluğa ve metal matrisin özelliğine bağlı olarak değişmektedir. Çoğu özelliğin tipik bir güç yasası (Eşitlik 4.2) ile uyumlu olduğu savunulmaktadır [Baumeister ve ark., 1997].

$$A(\rho) = c(\rho^n) \quad (4.2)$$

Burada, A; değişken, c; sabit,  $\rho$ ; yoğunluk ve n; genellikle 1,5 - 2 arasında kullanılan bir değer [Baumeister ve ark., 1997].

Diğer bir yaklaşım katı hücre duvarı ve köpüğün bağlı yoğunluğuna bağlı özelliklerin boyutsal değişkenler kullanarak nasıl elde edildiğini göstermektedir. Açık hücreli köpüklerde hücreler ilk olarak eğilme ile deforme olmaktadır. Kapalı hücreli köpüklerde ise eğilmeye ek olarak düzlemsel hücre yüzeylerindeki gerilmelerde katkı sağlamaktadır [Gibson, 2000]. Kapalı hücreli köpüklerde, Young modülü için Eşitlik 4.3'te verilen denklemden faydalanılmaktadır. Bu denklemde hücre kenar eğilimi (eşitliğin ilk terimi) ve düzlemsel hücre yüzeyindeki gerilmenin (eşitliğin ikinci terimi) boyutsal analizi kullanılmıştır.

$$\frac{E^*}{E_s} = c_1 \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^2 + c'_1 \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right) \quad (4.3)$$

Burada köpüğün bağıl modülleri (köpüğün elastisite modülü  $E^*$ , hücre duvarı malzemesinin elastisite modülüne  $E_s$  orantılanmıştır) bağıl yoğunluk ( $\rho^*/\rho_s$ ) ile orantılıdır.  $C_1$  ve  $C'_1$  ise hücre geometrisi ile ilgili sabitlerdir. Voroni modeli sonlu elemanlar analizinde kapalı hücre için  $C_1=C'_1 \sim 0,32$  olarak önerilmiştir [Simone ve Gibson, 1998].

Kapalı gözenekli köpüklerde hücre yüzeylerindeki gerilme, dayanıma ilave bir katkı sağlamaktadır. Bunun için gerekli olan gerilme köpüğün bağıl yoğunluğu ile doğrusal orantılıdır. Boyutsal değişkenler katı hücre malzemelerinin akma dayanımı ( $\sigma_{ys}$ ) ile ilişkili olarak plastik çökme gerilmesini ( $\sigma_{pl}^*$ ) vermektedir (Eşitlik 4.4).

$$\frac{\sigma_{pl}^*}{\sigma_{ys}} = c_3 \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{3/2} + c'_3 \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right) \quad (4.4)$$

14 yüzeyle tetrakaidekahedral bir birim hücrenin sonlu elamanlar analizi için Eşitlik 4.5'te verilen formül önerilmektedir.

$$\frac{\sigma_{pl}^*}{\sigma_{ys}} = 0,33 \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^2 + 0,44 \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right) \quad (4.5)$$

Düşük bağıl yoğunluklara sahip köpüklerde ise denklemin ikinci kısmı yüzeylerin aksenal dayanımları ile ilgili olduğundan daha baskındır. Bundan dolayı ilk kısım elimine edilebilir (Eşitlik 4.6)[ Gibson, 2000].

$$\frac{\sigma_{pl}^*}{\sigma_{ys}} \approx 0,44 \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right) \quad (4.6)$$

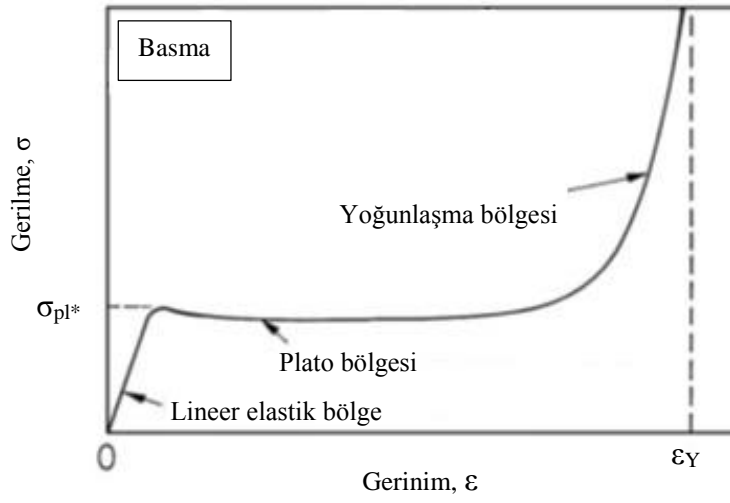
Kapalı hücreli köpükler için kayma mukavemeti ( $\tau_{pl}^*$ ) akma kıstası ile elde edilebilir (Eşitlik 4.7) [Gibson, 2000].

$$\frac{\tau_{pl}^*}{\sigma_{ys}} = 0,23 \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^2 + 0,30 \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right) \quad (4.7)$$

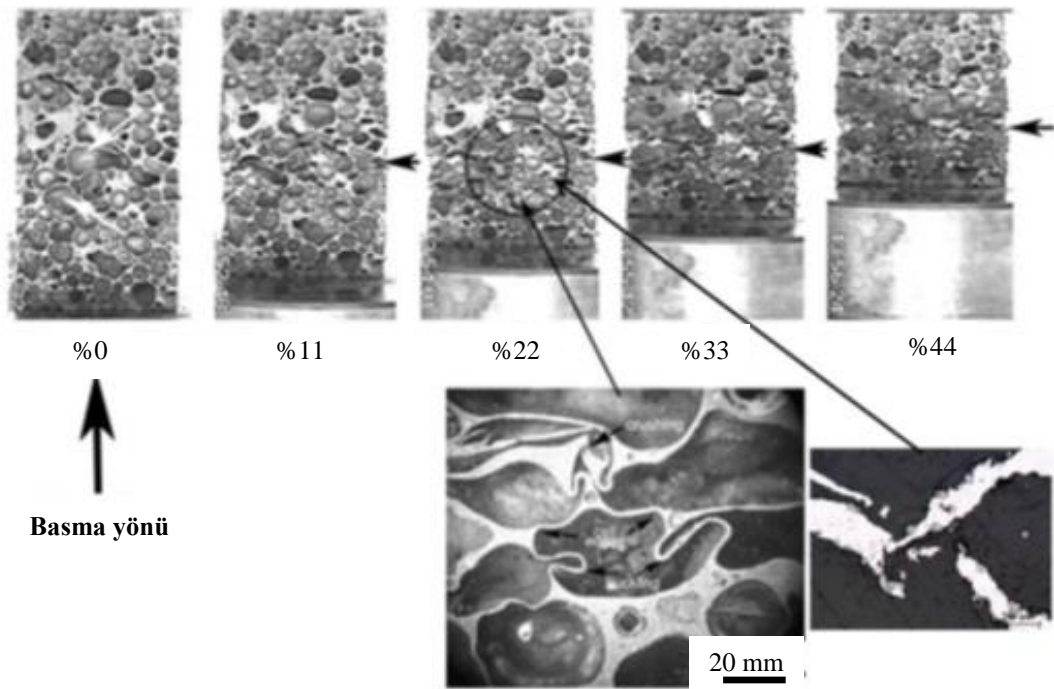
Kapalı gözenekli köpüklerin özellikleri aynı bağıl yoğunluğa sahip açık hücreli köpüklerin özellikleri ile çok yakın olduğu tespit edilmiştir. Fakat mikroyapıdaki hataların bir sonucu olarak bu özellikler zayıflamakta ve hücre duvarlarındaki eğilme önemli bir faktör haline gelmektedir [Gibson, 2000].

### 4.3. Alüminyum Köpüklerin Basma Davranışı

Al köpüklerin basma davranışı enerji sönümlenme özelliklerinden dolayı kapsamlı bir araştırma konusu haline gelmiştir. Basma deformasyonu yalnızca sünek bir işlem değil aynı zamanda bölgesel deformasyon bantlarını içinde bulunduran kırılmayı da içermektedir. Numune boyunca köpük ezilme süreci gerilme bantlarının yayılması, çoğalması ve oluşumu ile gerçekleşir [Bart-Smith ve ark., 1998]. Bu gerilme bantları monolitik malzemelerde kayma bandı veya boyun verme olarak alışılmış plastik deformasyon etkisinden farklıdır. Metalik köpüklerde bu gerilme bantları elastik olmayan basma sürecinin başlangıcında yer alır ve büyük miktarda basma gerilmelerini düşürür. Bunun anlamı malzemede hücre duvarlarının eğilmesi veya kırılması gibi plastik deformasyon mekanizmalarının oluşmasıdır [Beals ve Thompson, 1997; Benouali ve ark., 2002]. Şekil 4.1'de basma yükü altında olan metalik köpüğün tipik bir gerilme - gerinim eğrisi verilmiştir [Gibson and Ashby, 1997]. Bu eğri üzerinde köpüğün üç farklı deformasyon davranışı gösterilmektedir. Deformasyon esnasında düşük gerinim değerlerinde köpük öncelikli olarak lineer elastik davranış sergilemektedir. Bu bölgede deformasyon hücre duvarlarının eğilmesi ve/veya genişlemesi ile kontrol edilmektedir. Daha sonra artan gerinim ile birlikte uzun bir plato bölgesi oluşur. Bu bölgede hücreler üzerinde oluşan yerel deformasyon çökmeyen bölgelere doğru devam etmektedir (Resim 4.1). Dolayısıyla bu bölgede gerilmelerde düşme ve yükselme gözlenmektedir. Daha sonra hücre duvarlarının tamamen çökmesi ile yoğunlaşma bölgesi başlamaktadır. [Gibson and Ashby, 1997].



Şekil 4.1. Eşekseli sıkışma altında olan bir köpüğün gerilme-geinim eğrisi [Gibson and Ashby, 1997]



Resim 4.1. Farklı gerilmeler altında Al köpüğün deformasyonu ve bölgesel deformasyon bantındaki hücre yapısı [Güden ve Yüksel, 2006]

Metalik köpüklerin mekanik özelliklerini belirleme üzerine yapılan çalışmaların çoğu dayanım ve rijitliği belirlemek için basma testleri üzerine yoğunlaşmıştır. TM yöntemi ile üretilmiş Al köpüklerin basma dayanımı ve elastik özellikleri yoğunluk artışı ile birlikte artmaktadır [Koza ve ark., 2003]. Benzer yöntem ile üretilmiş farklı

tip Al köpüklerin (Alulight – Alporas) deformasyon davranışı karşılaştırıldığında ise yoğunluk dağılımındaki homojensizliğin anahtar bir faktör olduğu ortaya çıkmaktadır [Kriszt ve ark., 2000]. Alulight ve Fraunhafer kapalı gözenekli köpüklerde plastik çökme gerilmesi ve Young modülü değerleri ideal tetrakaidekahedral (14 yüzeyle) hücre modeli ile tahmin edilen değerlerin çok daha altındadır. Bunun nedeni hücresel yapıdaki kusurlar, yoğunluk değişimleri, hücre duvarı eğilmesi ve kıvrımı ile ilgilidir [Andrews ve ark., 2001]. Banhart ve Baumeister (1998) tek eksenli basma testi ile Al<sub>6</sub>Si<sub>4</sub>Cu alaşımının deformasyon davranışını incelemişlerdir. TM yönteminde köpürme yönünden dolayı yöne bağımlılık ve kapalı dış yüzeylerin etkileri tartışılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre köpüğün güvenilirliğini geliştirmek için üretim yöntemlerinde ileri düzeyde modifikasyona ihtiyaç duyulmaktadır. Bu durum yüksek oranda üretilebilirlik ve düşük hata olasılığı talep eden yüksek performans uygulamaları için gereklidir.

Al köpüklerde seramik parçacıklar köpüğün kararlılığını artırmak ve mekanik özellikleri iyileştirmek amacı ile matris içerisine ilave edilmektedir. Fakat özellikle TM yöntemi ile üretilmiş Al alaşımlı köpüklerin hücre yapısı ve mekanik davranışı üzerine seramik parçacıkların etkisini belirlemek için yapılan çalışmalar sınırlıdır. Kennedy ve Asavavisitchai (2004b) tarafından yapılan çalışmaya göre TiB<sub>2</sub> parçacık ilavesi ile Al köpüklerin hücre duvarlarındaki incelmeden dolayı lineer genleşme oranı artmıştır. Ayrıca parçacık ilavesinin köpüğün kararlılığı üzerine önemli bir etkiye sahip olmadığı belirtilmiştir. Çalışmada ayrıca kompozit köpüğün verilen bir gerinim oranında saf Al köpüğe kıyasla daha fazla dayanıma sahip olduğu ve daha fazla enerji sönmülediği vurgulanmıştır. Benzer şekilde araştırmacılar bu defa Al köpüğe ilave edilen farklı türde seramik parçacıkların (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC, TiB<sub>2</sub>) köpüğün genleşmesi ve kararlılığı üzerine etkilerini incelemişlerdir. Araştırma sonucuna göre yaklaşık 10 µm boyutundaki seramik parçacıkların genleşme oranlarını artırdığı, fakat yalnızca SiC parçacıklarının sistemin çekimsel drenajını düşürdüğü ve kararlılığı artırdığı belirtilmiştir [Kennedy ve Asavavisitchai, 2004a]. Bununla birlikte Al köpükte hacimsel oranda %8.6 SiC ilavesi köpüğün basma dayanımı artmıştır. Fakat çökme sürecinde saf Al köpüğe nazaran biraz daha gevrek kırılma özelliği sergilemiştir [Elbir ve ark., 2003]. Ai-bin ve arkadaşları (2012) tarafından

yapılan çalışmada ise  $\text{CaCO}_3$  (köpürtücü madde) kullanılarak TM yöntemi ile üretilen  $\text{Al}_{2024}+\text{SiC}$  kompozit köpüklerde parçacık ilavesi ile köpüklerin basma dayanımları ve enerji sönümlenme kapasitelerinin arttığı, beraberinde daha gevrek deformasyon davranışı sergiledikleri vurgulanmıştır. Esmaelzadeh ve arkadaşları (2006)  $\text{AlSi7}$  köpüklere %10'a kadar değişik boyutlarda (3, 8 ve 16  $\mu\text{m}$ ) SiC ilave ederek köpüğün mekanik özellikleri, hücre yapısı ve köpürme davranışı üzerine parçacık ilavesinin etkisini belirlemişlerdir. Deneysel sonuçlara göre parçacık boyutundaki azalma ve/veya miktardaki artış drenajı düşürmüş, hücre yapısını ise düzensiz hale getirmiştir. Ayrıca kompozit köpüklerin ( $\text{AlSi7}+\text{SiC}$ ) basma dayanımı  $\text{AlSi7}$  köpüklere nazaran hafif düşmüştür. Mahmutyazıcıoğlu ve arkadaşları (2013) tarafından yapılan bir çalışmada ise TM yöntemi ile üretilmiş  $\text{Al6061}$  köpüklere  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ilavesinin çökme gerilmesi üzerine önemli bir etkiye sahip olmadığı belirtilmiştir. Araştırmacılar bunun nedenini Al matris içerisinde çok az miktarda  $\text{Al}_2\text{O}_3$  parçacıklarının gömülü olmasına ve geri kalan kısmın yetersiz ısılatmadan dolayı hücre duvarı dışında kalmasına bağlamaktadır.

## 5. Al-B<sub>4</sub>C METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELER

Al matrisli kompozit malzemelerin üretiminde matris ve takviye elemanına bağlı olarak uygulanabilecek pek çok üretim yöntemi mevcuttur. Kullanılan en yaygın üretim yöntemleri katı faz ve sıvı faz üretim yöntemleridir. Bu bölümde ise katı faz üretim yöntemleri arasında yer alan TM yöntemi ve bu yöntem ile üretilmiş Al-B<sub>4</sub>C metal matrisli kompozit malzemeler hakkında bilgi verilmiştir.

TM yöntemi, seri şekilde aynı ürünün üretilmesine ve kalıp boşlukları sayesinde doğrudan net şekilli parça üretime imkân tanımaktadır. Yöntem genel olarak matris alaşımı ve takviye elemanı tozlarının karıştırılmasını, karışım tozların preslenmesini ve sinterlenmesini içermektedir. Ancak günümüzde yüksek performanslı TM parçaların elde edilebilmesi için üretim proseslerine ilaveten yoğunlaştırma işlemleri de uygulanabilmektedir. Bu işlemler, kalıntı gözeneklerin yok edilmesi için gerilme ve sıcaklığın aynı anda uygulanması ile gerçekleşmektedir. Eğer yapı içerisinde gözenekler büyük veya gaz dolu ise ve aynı zamanda malzeme sinterlemeye direnç gösteriyor ise gözeneklerin giderilmesi zorlaşabilir. Bu durumda uygulanabilecek dış basınç gözeneklerin kapanmasına yardımcı olacaktır. Böylece yüksek yoğunlukta malzemeler elde edilecektir. Sıcak izostatik presleme, toz dövme, patlamalı sıkıştırma, ekstrüzyon ve haddeleme gibi işlemler ile yoğunlaştırma yapılabilmektedir [German, 2007].

Al matrisli kompozit (AMK) malzemelerde takviye elemanı olarak kullanılan B<sub>4</sub>C, elastiklik modülü, korozyon direnci, aşınma direnci, sertlik ve ısıl kararlılık gibi özellikleri yüksek olan hafif bir malzemedir. [Jung ve Kang, 2004; Kennedy, 2002; Khan ve ark., 2006; Toptan, 2011]. Ancak AMK malzeme üretiminde, SiC ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tozları B<sub>4</sub>C tozlarına kıyasla daha fazla tercih edilmektedir. Bunun da sebebi B<sub>4</sub>C tozlarının maliyetinin yüksek olması, yüksek sertliğinden dolayı kompozitin sıkıştırılabilirlik veya ekstrüzyon kabiliyetini sınırlamasıdır [Mohanty ve ark, 2008; Zhang ve ark., 2004]. Buna rağmen aşınma ve hafifliğin birlikte istendiği uygulamalarda özellikle Al-B<sub>4</sub>C kompozit malzemeler cazip hale gelmektedir. Al-B<sub>4</sub>C metal matrisli kompozitlerde matris içerisindeki takviye elemanının kimyasal

uyumu önemli bir problem olarak görülebilir. Literatürde B<sub>4</sub>C ile Al arasındaki ara yüzey reaksiyonları hakkında bilgi verilmektedir [Guo, 2012; Halverson ve ark., 1989; Viala ve ark., 1997]. Farklı koşullar altında Al, B ve C içeren birçok ikili veya üçlü bileşenler tanımlanmıştır. Fakat Al-B<sub>4</sub>C sisteminin reaksiyon mekanizması özellikle yüksek sıcaklıklarda (>1000°C) hala net olarak anlaşılmış değildir. Al-B<sub>4</sub>C kompozitlerle ilgili yapılmış daha önceki bir çalışmada Halverson ve arkadaşlarına göre 800-900°C arasında 24 saat ısıtılma işlemi sonrası çoğunlukla reaksiyon ürünü olarak AlB<sub>2</sub> ve Al<sub>3</sub>BC fazları oluşmaktadır. Isıl işlem süresinin artmasıyla AlB<sub>2</sub> yerine AlB<sub>12</sub> fazının da oluşabileceği belirtilmiştir. Isıl işlem sonrası ise yapıda nihai olarak AlB<sub>12</sub> ve Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> fazlarına rastlanabilmektedir. Fakat 900-1000°C arasında termodinamik olarak AlB<sub>12</sub>C<sub>2</sub> fazı, AlB<sub>12</sub> fazından daha kararlı olduğu vurgulanmıştır. 1200-1400°C arasında ise Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> ve AlB<sub>24</sub>C<sub>4</sub> fazlarının kararlı olabileceği belirtilmiştir. Ancak araştırmacılar istenmeyen Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> fazından kaçınmak için B<sub>4</sub>C-Al kompozitlerde 1200°C'nin altında işlem yapılması önermektedir [Halverson ve ark., 1989]. Diğer bir çalışmada Viala ve arkadaşları 627-1000°C sıcaklıkları arasında Al-B<sub>4</sub>C kompozitlerin reaksiyon mekanizmasını kapsamlı bir şekilde araştırmışlardır. Araştırmaya göre alüminyumun ergime noktasında reaksiyon miktarı belirgin bir şekilde artmıştır. 660-868°C sıcaklıklar arasında Al<sub>3</sub>BC ve AlB<sub>2</sub> fazları, 868°C'nin üstünde ise Al<sub>3</sub>B<sub>48</sub>C<sub>2</sub>(β-AlB<sub>12</sub>) ve Al<sub>3</sub>BC fazları oluşmuştur [Viala ve ark., 1997]. Bununla birlikte, sistemin faz kompozisyonu başlangıç malzemesine, proses öncesi B<sub>4</sub>C'e uygulanan ısıtılma veya kimyasal işlemlere, proses sıcaklığına ve süresine bağlı olarak değişkenlik göstermektedir [Arslan ve ark., 2003].

Literatürde Al-B<sub>4</sub>C toz metal malzemeler üzerine yapılan çalışmaların sıvı-faz üretim yöntemlerine kıyasla azlığı dikkat çekmektedir. TM yöntemi ile üretilen Al-B<sub>4</sub>C kompozit malzemeler üzerine yapılan çalışmaların çoğu da üretilen malzemelerin mekanik özelliklerini belirlemeye yöneliktir. TM yöntemi kullanılarak sıcak izostatik presleme ile üretilmiş B<sub>4</sub>C takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerde parçacık miktarındaki artışın aşınma direncini önemli ölçüde artırdığı araştırmacılar tarafından belirtilmiştir [Akin, 2006; Karabulut, 2011; Tang ve ark., 2008;]. Diğer bir araştırmada ise Meydanoğlu ve arkadaşları (2006) parçacık boyutundaki değişimin düşük kayma hızında aşınma miktarı üzerine bir etkisinin olmadığını, yüksek hızda

ise kaba parçacıkların daha iyi aşınma direnci sergilediğini vurgulanmıştır. Zhang ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmaya göre sıcak presleme ve ekstrüzyon gibi iki farklı işlemle üretilen Al6092-B<sub>4</sub>C kompozit malzemelerin mukavemeti, artan parçacık hacim oranları ile birlikte artmıştır [Zhang ve ark., 2004]. Lillo tarafından yapılan bir çalışmada ise TM yöntemi kullanılarak sinterleme ve sıcak izostatik presleme ile üretilmiş Al matrisli B<sub>4</sub>C takviyeli kompozit malzemelerin mikroyapı ve mekanik özellikler arasındaki ilişki incelenmiştir. Çalışma sonucu %10 B<sub>4</sub>C takviyeli Al matrisli kompozit malzemelerde ısıl işlem sonrası yapı içerisinde topaklanmış B<sub>4</sub>C parçacıkları ve gözeneklere rastlanmıştır. Buna bağlı olarak numunelerde düşük çekme mukavemeti ve süneklik elde edilmiştir. Ekstrüzyon sonrası ise numunelerde B<sub>4</sub>C parçacıklarının yeniden dağıldığı, gözeneklerin yok olduğu ve mekanik özelliklerinin geliştiği vurgulanmıştır [Lillo, 2005]. Benzer sonuçlar diğer araştırmacıların yapmış olduğu çalışmada da belirtilmiştir [Cambroner ve ark., 2003]. Topçu ve arkadaşları B<sub>4</sub>C takviyeli Al esaslı kompozit malzemelerin mekanik özellikleri üzerine yaptıkları çalışmada 10 µm boyunda ağırlıkça %5-10-15 ve 20 oranlarında B<sub>4</sub>C parçacıkları kullanmıştır. Mekanik alaşımlama yöntemi ile karıştırılan tozlar 250 Mpa basınç altında preslenmiş ve farklı sıcaklıklarda koruyucu atmosfer altında sinterlenmiştir. Parçacık miktarı ve sinterleme sıcaklığının mekanik özellikleri üzerine etkisinin incelendiği bu çalışmada bütün parçacık oranlarında sinterleme sıcaklığı yoğunluğu artırmıştır. Matris içerisinde homojen olarak dağılmış B<sub>4</sub>C miktarı ise sertlik değerlerini artırmış, darbe direncini düşürmüştür [Topçu ve ark., 2009]. Diğer taraftan benzer üretim yöntemleri ile Al-B<sub>4</sub>C sistemlerinin üretilmesinde üretim parametrelerinin optimizasyonu için yapılan çalışmalar da mevcuttur [Abejonar ve ark., 2007]. Onoro ve arkadaşları (2009) sıcak ekstrüzyonla ürettikleri kompozit malzemelerin yüksek sıcaklıklarda mekanik özellikleri üzerine takviye elamanının etkisini araştırmışlardır.

## 6. METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN KAYNAĞI

### 6.1. Toz Metal Parçaların Kaynaklanabilirliği

Toz metal parçaların kaynağı mikroyapılarındaki gözeneklerden ve bağıl yoğunluklarından dolayı diğer dövme ve döküm malzemelere kıyasla farklılık arz etmektedir [Chawla ve Deng, 2005; Kurt ve ark., 2004]. Malzeme seçimi, parça tasarımı ve işlem planı seçiminde iki önemli faktör göz önünde bulundurulmalıdır. Bunlar kaynak işlemi sırasında gözeneklerdeki kirlenme potansiyeli ve çatlamalara neden olabilecek kalıntı gerilimlerdir. Toz metal parçaların kaynak işleminde birkaç fiziksel özellik ön plana çıkmaktadır. Oluşacak gerilmelerin seviyesini belirleyen bu özellikler ısı iletkenlik, sertleşebilirlik ve ısı genleşmedir [Hamill, 2007].

Isı iletkenlik; gözeneklilik miktarına bağlıdır. Yapı içerisindeki gözenek ısı yalıtıcı olarak görev almakta ve ısı transferini yavaşlatmaktadır. Dolayısıyla fazla miktarda gözeneklilik oranındaki değişim ısı transfer mekanizmasını ve gerekli ısı enerjisini etkilemektedir.

Sertleşebilirlik; mikroyapısal bir dönüşüm dağılımı ve yoğunlukla ilgili olan bir özelliktir. Örneğin karbonun sertleşebilirlik üzerine önemli ölçüde etkiye sahip olduğu bilinmektedir. Yüksek miktarda karbon ve yeterli miktarda soğuma oranı, menevişlenmiş martensit oluşumu sağlayabilmektedir. Yüksek gerilme şartlarında bu sonuçlar çatlakları oluşturabilir.

Isı genleşme; kimyasal kompozisyonu farklı olan malzemelerin birleştirilmesinde metallerin ısıtılması ve soğutulması esnasında meydana gelen hacimsel değişimlerdir. Bu değişimler kaynak ara yüzeyinde çatlaklar için önemli bir potansiyel oluşturmaktadır [Hamill, 2007].

Diğer metalik malzemelerin birleştirilmesinde olduğu gibi toz metal malzemelerin birleştirilmesinde de katı-hal ve ergitmeli kaynak yöntemleri başarılı bir şekilde kullanılmaktadır. Düşük yoğunluklu gözenekli parçalar genellikle ergimiş kaynak

metali ve katılma gerilmesi içermeyen işlemler ile birleştirilmektedir. Bu parçaların kırılma tokluğu zayıf olduğundan büzülen kaynak metali tarafından oluşan gerilmeler malzeme tarafından absorbe edilememektedir. Genellikle bu parçaların birleştirilmesinde difüzyon kaynağı, sürtünme karıştırma kaynağı, sürtünme kaynağı sinter bağı ve sert lehim gibi teknikler kullanılmaktadır [Jayabharath ve ark., 2007; Kurt ve ark., 2007b; Contreras ve ark., 2002; Arık ve ark., 2005; Kurt ve ark., 2007a; Kurt ve ark., 2004]. Buna karşın orta ve yüksek yoğunluktaki toz metal parçaların birleştirilmesinde gazaltı kaynak teknikleri, elektron ışın kaynağı, plazma ark kaynağı ve lazer kaynağı gibi ergitmeli kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. [Kurt ve ark., 2004; Kurt ve Ateş, 2007c; Hamill, 2007; Correa ve ark., 2008; Correa ve ark., 2009]. Çizelge 6.1'de Toz metal parçaların birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemleri niteliksel olarak değerlendirilmiştir [Selçuk ve ark., 2010].

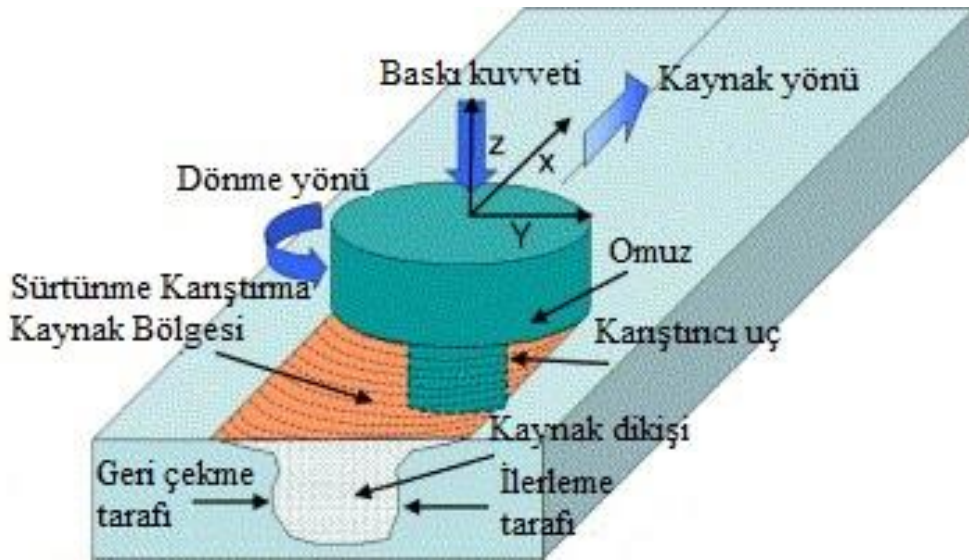
Çizelge 6.1. Toz metal parçaların birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemlerinin niteliksel olarak değerlendirilmesi [ Selçuk ve ark., 2010].

| Birleştirme teknikleri | Çarpılma | Geometrik sınırlama | Gözeneklilik | Maliyet | Tipik uygulamalar   |
|------------------------|----------|---------------------|--------------|---------|---|
| Ark kaynağı            | Y/O      | Y/O                 | Y/O          | O/D     | Demir esaslı ve demir içermeyen malzemeler                                  |
| Lazer kaynağı          | O/D      | O/D                 | Y/O          | Y/O     | Demir esaslı ve demir içermeyen malzemeler                                  |
| Elektron ışın kaynağı  | O/D      | O/D                 | Y/O          | Y/O     | Toz metal süper alaşımlar   |
| Nokta direnç kaynağı   | O/D      | O/D                 | O/D          | O/D     | Demir esaslı malzemeler   |
| Sürtünme kaynağı       | O/D      | O/D                 | O/D          | Y/O     | Al esaslı toz metal parçalar, metal matrisli kompozitler                    |
| Lehimleme              | O/D      | O/D                 | O/D          | O/D     | Demir esaslı: toz metal – toz metal parçalar veya Toz metal-Dövme alaşımlar |
| Difüzyon kaynağı       | O/D      |                     | O/D          | O/D     | Demir esaslı malzemeler, hafif malzemeler, Ti, metal matrisli kompozitler   |

Yüksek (Y), Orta (O) ve Düşük (D)

## 7. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI

Sürtünme karıştırma kaynağı İngiliz kaynak enstitüsü tarafında 1991 yılında geliştirilmiş bir yöntemdir. Günümüzde Al, Mg, Pb ve Cu gibi oksijene ilgisi yüksek olan malzemelerin birleştirilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Yöntem alın altına sabitlenmiş iki levhaya yüksek devirde dönen omuzlu bir pimin daldırılarak, kaynak yapılmak istenen uzunluk boyunca belirli bir hızda ilerletilmesinden ibarettir (Şekil 7.1) [Mishra ve Ma, 2005].



Şekil 7.1. Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin çalışma prensibi [Mishra ve Ma, 2005]

Yöntem aynı veya farklı kimyasal bileşene sahip metallerin birleştirilmesine de olarak sağlamaktadır. Chen ve Nakata (2009) tarafından yapılan bir çalışmada birleştirilmesi zor olan Al ve Ti alaşımları bu yöntemle bileştirilmiştir. Kaynak işlemi sırasında ısı girdisi az olduğundan kaynak bölgesinde çok düşük miktarlarda ısıl stres ve geometrik çarpılmalar meydana gelmektedir. Buna rağmen karışım etkisi ile kaynak bölgesinde genellikle ince taneli mikroyapılar oluşmaktadır [Mishra ve Ma, 2005]. Bu yapı kaynağın mekanik özelliklerine olumlu yönde katkı sağlamaktadır. Dahası, ergitme kaynaklarında olduğu gibi sıvı kaynak havuzu oluşmadığından ilave metal veya koruyucu gaz gibi gereksinimlere ihtiyaç duyulmamaktadır. Bütün bu ilgi çekici avantajlardan dolayı SKK yöntemi özellikle

Al alaşımlarının kaynağında geniş miktarda kabul görmüş ve birçok endüstriyel uygulamada önemli bir teknik haline gelmiştir [Guo, 2012].

### 7.1. Kaynak Parametreleri

SKK yönteminde takım üzerindeki dikey baskı, takımın eğim açısı, ilerleme hızı ve dönme hızı gibi çeşitli parametreler işlemin kontrolü için kullanılmaktadır. Bu parametreler işlem sürecinde malzeme akışını ve sıcaklık profilini tayin etmektedir. Dolayısıyla kaynağın mekanik özellikleri ve mikroyapısal dönüşümler buna bağlı olarak değişmektedir [Mishra ve Ma, 2005]. Çizelge 7.1’de SKK yöntemi üzerine işlem parametrelerini etkileri özetlenmiştir.

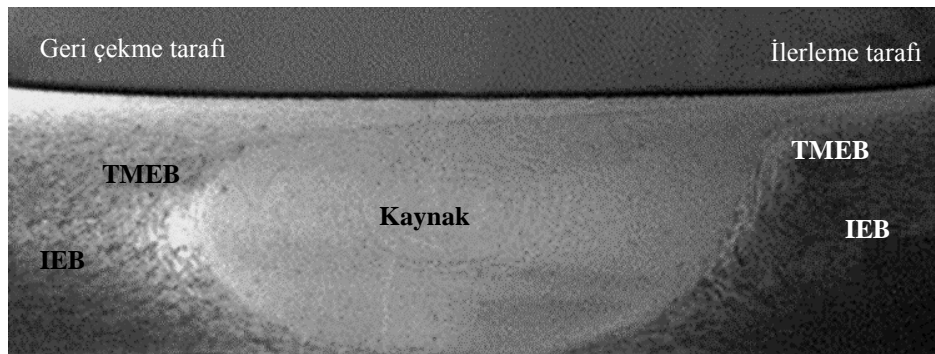
Çizelge 7.1. SKK üzerine işlem parametrelerinin etkileri [Mishra ve Ma, 2005]

| Kaynak parametresi                                 | Etkileri   |
|--|--|
| Takım ilerleme hızı                                | Kaynak hızındaki artış ile birlikte sıcaklık düşmektedir   |
| Takım dönme hızı                                   | Dönme hızındaki artış ile birlikte sıcaklık artmaktadır  |
| Eğim açısı   | Uygun eğim açısı ileriden geriye malzeme transferine etkili bir şekilde yardımcı olabilir  |
| Dikey baskı veya karıştırıcı pimin batma derinliği | Gereğinden fazla yüksek baskı aşırı ısınmaya, yanmaya ve bağlantının incelmeye yol açarken, gereğinden fazla düşük baskı ise yetersiz ısınmaya, iç boşluklara veya yüzeysel yarıkların oluşumuna neden olabilir. |
| Ön ısıtma  | Yüksek ergime derecesine sahip malzemelerin yumuşamasına yardımcı olabilir   |
| Soğutma  | Düşük ergime derecesine sahip malzemelerde aşırı tane büyümesini ve çökelti çözülümünü engelleyerek yardımcı olabilir.   |

## 7.2. Alüminyum Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı

### 7.2.1. Mikroyapısal gelişim

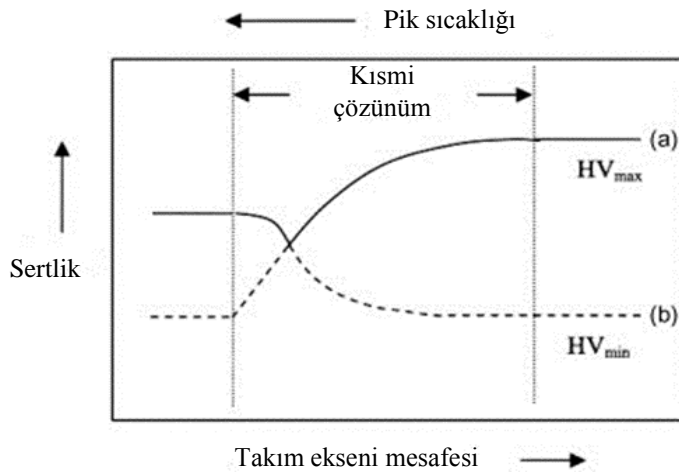
Sürtünme karıştırma kaynağında mikroyapısal gelişim, malzemelerin çeşitli özelliklerini tayin eden en önemli unsurlardan bir tanesidir. Al alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağında kaynak bölgesi Resim 7.1’de gösterildiği gibi üç farklı bölgeden oluşmaktadır. Bunlar kaynak dikişi, termomekanik olarak etkilenmiş bölge (TMEB) ve ısıdan etkilenmiş bölgedir (IEB) [Lippold ve Ditzel, 2003; Mishra ve Ma, 2005]. Karışım bölgesi, takım geçişi ile ilgili yeniden kristalleşmiş bölgedir. TMEB ise kendine özgü bir özelliğe sahiptir. Bu bölgede malzeme tane incelmeleri olmadan makro boyutta deformasyona uğramıştır. Bunun nedeni kuvvet ve sıcaklığın bu bölgede yeniden kristalleşmeyi teşvik edecek ölçüde yeterince yüksek olmamasıdır. Buna karşın IEB deformasyonun olmadığı fakat bazı metalurjik değişimlerinin gerçekleştiği bir bölgedir. Gerçekte tane yapısındaki farklılık dışında alaşımın kompozisyonuna ve sıcaklık profiline bağlı olarak bu üç bölgenin tamamında eş zamanlı olarak metalurjik dönüşümler gerçekleşmektedir [Lippold ve Ditzel, 2003].



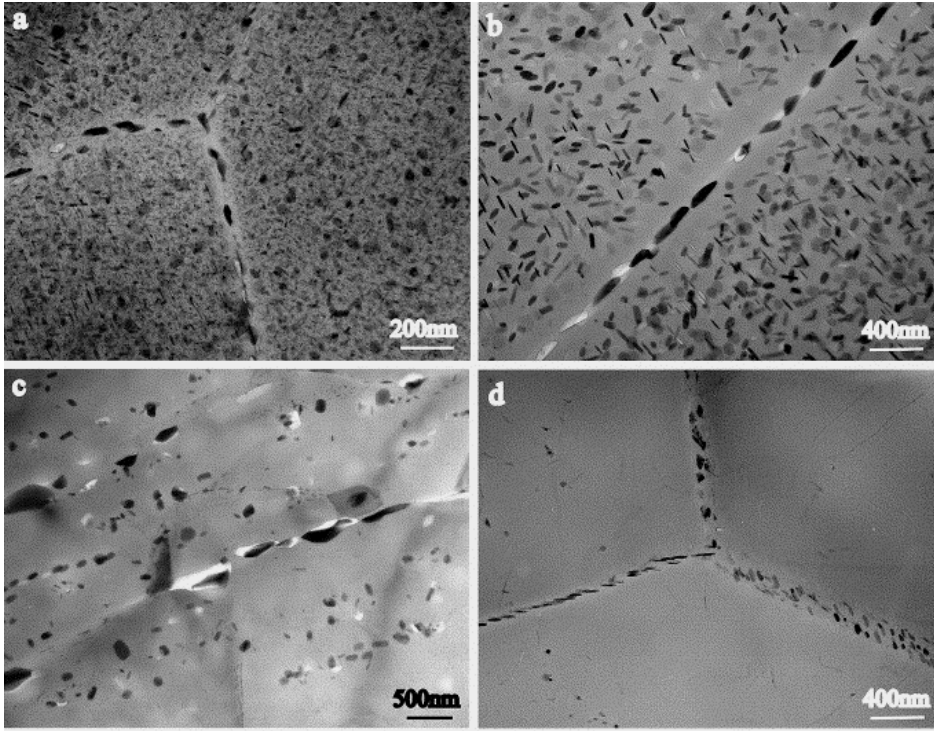
Resim 7.1. SKK ile birleştirilmiş (vida dişli uç, 400 dev/dak, 51 mm/dak) Al7075-T651 alaşımının kaynak bölgesine ait makroyapı resmi [Mishra ve Ma, 2005].

SKK yöntemi, iş parçası üzerinde ısıl bir döngü oluşturarak kaynak bölgesinde yumuşamaya neden olmaktadır. Nandan ve arkadaşları bu yumuşamayı değerlendirmek için sistematik bir diyagram kullanmışlardır (Şekil 7.2). Bu

diyagramda  $HV_{min}$  ve  $HV_{max}$  çözüldürme işlemi ve çökelti sertleşmesi durumlarındaki sertlikleri temsil etmektedir. Araştırmacılar SKK sürecinde yerel sıcaklığa bağlı olarak çökelti oluşumunu ve bozunumunu tanımlamışlardır. Buna göre kaynak sürecinde açığa çıkan ısı, sertlikte maksimum seviyeden ( $HV_{max}$ ) minimum seviyeye ( $HV_{min}$ ) bir düşüşe neden olmuştur (Şekil 7.2a). Buna karşın ısıl döngünün soğuma evresinde tekrardan bazı çökeltilerin oluşumu, sertlik değerini minimum seviyenin ötesinde bir değere ulaştırmıştır (Şekil 7.2b) [Nandan ve ark., 2008]. Sürtünme karıştırma kaynağında mikroyapısal gelişim üzerine yapılan birkaç çalışmada da benzer sonuçlara vurgu yapılmıştır. Resim 7.2’de verilen SKK ile birleştirilmiş AA7050-T651 alaşımının kaynak bölgelerine ait geçirmeli elektron mikroskop görüntüleri her bir bölgeye ait tipik çökelti dağılımlarını göstermektedir [Su ve ark., 2003].



Şekil 7.2. Yaşlandırılabilir Al alaşımlarında çökelti oluşumu ve çözünümünü gösteren sistematik bir diyagram [Nandan ve ark., 2008]

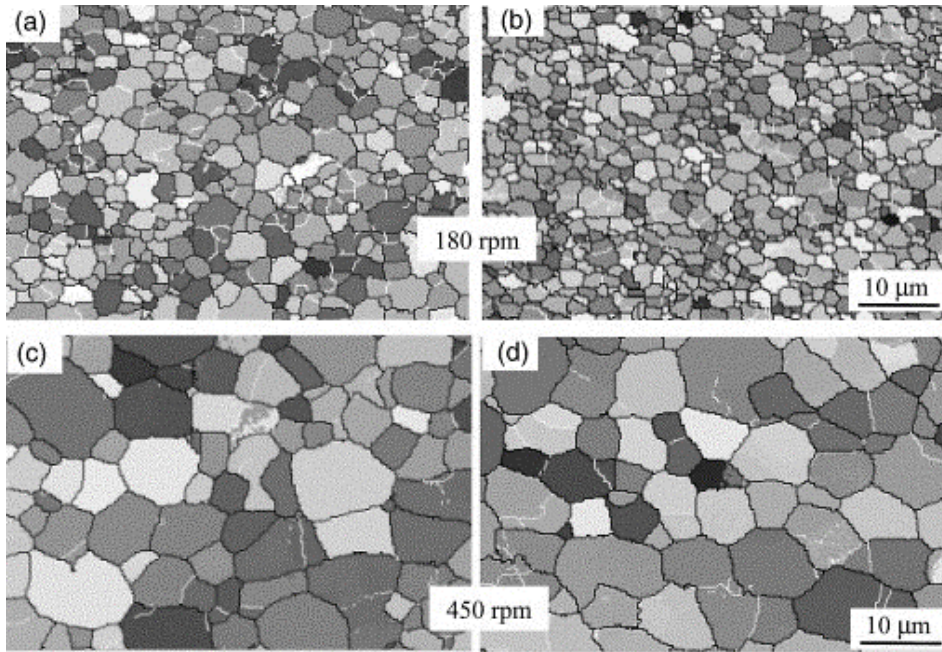


Resim 7.2. AA7050-T651 alaşımının her bir kaynak bölgesine ait tipik çökelti dağılımı; (a) Ana malzeme, (b) IEB, (c) TMEB I, (d) TMEB II [Su ve ark., 2003]

### 7.2.2. Kaynak parametrelerinin etkileri

SKK yönteminde nihai özellikleri ve mikroyapısal gelişimleri belirleyici ana faktörlerden bir tanesi iş parçası üzerindeki ısıl döngüdür. Bu özellik işlem parametrelerindeki herhangi bir değişiklik ile şüphesiz değişmektedir. Bu durumda malzemenin mikroyapı ve özellikleri de etkilenmektedir. Isıl işlem uygulanabilen ve uygulanamayan Al alaşımlarının her ikisi için kaynak bölgesindeki tane boyutunun dönme hızındaki artış veya ilerleme hızındaki azalış ile birlikte arttığı araştırmacılar tarafından belirtilmiştir [Hassan ve ark., 2003a; Hassan ve ark., 2003b; Sato ve ark., 2007; Hirata ve ark., 2007]. Resim 7.3'te tane yapısı üzerine dönme hızının etkisini gösteren iyi bir mikroyapı örneği verilmiştir. Burada 180 mm/dak dönme hızında karışım bölgesindeki ortalama tane boyutu oldukça ince iken, karışım bölgesi etrafında ortalama 1,7  $\mu\text{m}$ 'dir. Buna karşın 450 mm/dak dönme hızında ise ortalama tane boyutu 6  $\mu\text{m}$ 'dir. Bu sonuçlar kaynakta meydana gelen termomekanik bir döngü ile açıklanabilir [Hassan ve ark., 2003a]. Daha önce Çizelge 6.1'de belirtildiği gibi

kaynak esnasında pik sıcaklığı, dönme hızı ve kaynak ilerleme hızı ile kontrol edilebilmektedir. İşlem parametrelerine bağlı olarak elde edilen bu sonuçlar dinamik yeniden kristalleşmiş tane yapısı oluşumuna sebebiyet vermektedir. Benavides ve arkadaşları (1999) sıcaklık artışı ile tane boyutundaki artışı engellemek için farklı bir yöntem uygulamışlardır. Araştırmacılar orijinalinde 10  $\mu\text{m}$  tane boyutuna sahip olan numunelerin kaynak başlangıç sıcaklığını 30°C'den -30°C'ye düşürerek 0,8  $\mu\text{m}$  boyutlarında oldukça ince tane yapısı elde etmişlerdir. Burada pik sıcaklığı 330°C sıcaklıktan 140°C sıcaklığa kadar düşmüştür.



Resim 7.3. Sabit ilerleme hızında ve farklı devirlerde birleştirilmiş Al alaşımının kaynak bölgesine ait mikroyapı görüntüleri; (a ve c) kaynak merkezi (b ve d) kaynak dikisine yakın bölgeler [Hassan ve ark., 2003a]

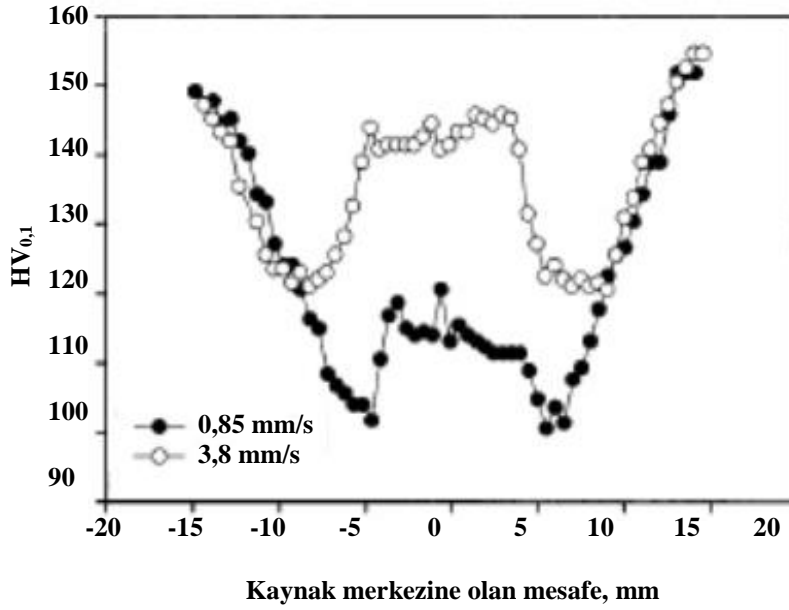
### 7.2.3. Mekanik özellikler

Sürtünme karıştırma kaynağının iş parçası üzerinde önemli mikroyapısal değişikliklere neden olduğu daha önceden belirtilmişti. Bu bölümde ise SKK ile birleştirilmiş Al ve alaşımlarının sertlik ve çekme özellikleri hakkında bilgi verilmiştir.

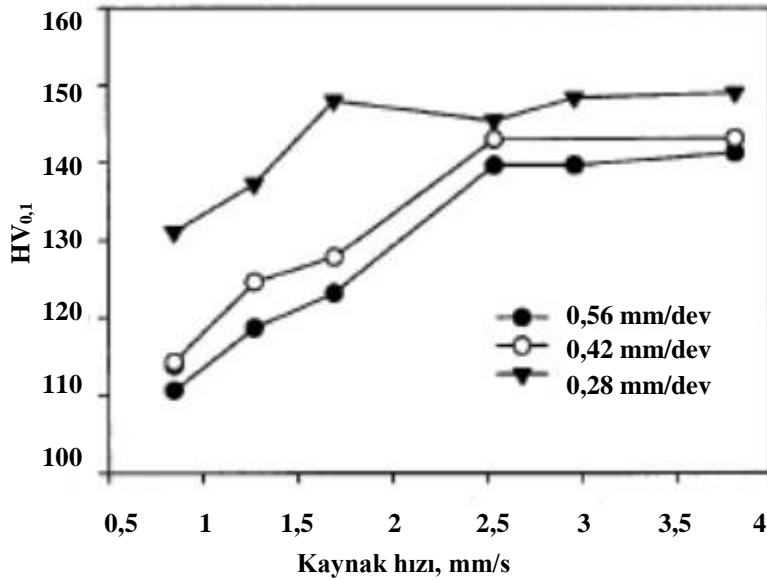
### Sertlik profili

SKK ile birleştirilmiş malzemelerin mekanik özelliklerinin değerlendirilmesinde öncelikli olarak sertlik verileri değerlendirilmektedir. Sertlik verileri birleştirilen malzemenin kompozisyonuna, kaynak başlangıç sıcaklığına ve kaynak parametrelerine bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Genelde SKK yönteminde kullanılan Al alaşımları iki şekilde sınıflandırılır. Bunlar ısıl işlem uygulanabilen ve uygulanamayan alaşımlardır. Isıl işlem uygulanabilen malzemelerin sertlik profili genellikle W şeklindedir. Burada IEB’de sertlik değerleri minimum seviyede iken merkezde daha yüksektir. Bununla birlikte kaynak bölgesinin bir ucundan diğer ucuna sertlik değerleri ana malzemeye kıyasla oldukça düşüktür. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlar için sertlik dağılım sonuçlarını ise aynı mantıkla açıklamak güç gibi gözükmemektedir [Sato ve ark., 1999; Hassan ve ark., 2003b; Reynolds ve ark., 2005].

Isıl işlem uygulanabilen Al alaşımların sürtünme karıştırma kaynağında sertlik profilindeki değişim daha çok çökelti oluşumuyla ilgilidir. Bundan dolayı kaynak profilinin W şeklinde olması şaşırtıcı değildir. Önemli olan nokta burada Şekil 7.3’te gösterildiği gibi kaynak parametrelerinin sertlik profili üzerine bazı etkilere sahip olmasıdır. Reynolds ve arkadaşları (2005) AA7050 alaşımlarının kaynağında sertlik profili ile kaynak parametreleri arasında mükemmel bir ilişki kurmuşlardır. Araştırmacılara göre Şekil 7.4’te gösterildiği gibi sabit bir kaynak adımında (kaynak hızının dönme hızına oranı) ilerleme hızındaki artış ile birlikte kaynak dikişindeki ortalama sertlik değeri artmaktadır. Buradan kaynak esnasında ısı girdisindeki artış ile birlikte ortalama dikiş sertliğinin arttığı sonucuna varılabilir.



Şekil 7.3. Aynı kaynak adımında ( kaynak hızının, dönme hızına oranı; 0,42 mm/dev) ve farklı ilerleme hızında birleştirilmiş kaynakların sertlik profili [Reynolds ve ark., 2005].



Şekil 7.4. Ortalama dikiş sertliği üzerine kaynak hızı ve kaynak adımının etkisi [Reynolds ve ark., 2005].

Diğer taraftan ısıtıl işlem uygulanamayan Al alaşımlarında sertlik ağırlıklı olarak tane boyutuna ve dislokasyon yoğunluğuna bağlıdır. Tavlanmış Al alaşımları için sürtünme karıştırma kaynağının sertlikte önemli bir değişime neden olmadığı

belirtilirken, gerilme ile sertleştirilmiş alaşımlarda ise daha yumuşak bölgelere rastlanmaktadır [Liu ve ark., 2003; Flores ve ark., 1998]. Buna rağmen Satio ve arkadaşları (2001) tarafından yapılan bir çalışmada haddelenmiş ve tavlanmış AA1050 alaşımlarının her ikisinde de kaynak bölgesinde sertlikte artış gözlemlenmiştir. Diğer bir çalışmada ise Kwon ve arkadaşları (2003) farklı dönme hızlarında (560 dev/dak – 1840 dev/dak) SKK ile birleştirilmiş soğuk haddelenmiş AA1050 alaşımının kaynak bölgesindeki sertlik değişimini incelemişlerdir. Araştırma sonuçlarına göre takım dönme hızındaki düşüş ortalama sertlik değerini yaklaşık %50 oranında artırmıştır. Bununla birlikte kaynak bölgesi tane yapısının ana malzemeye kıyasla oldukça ince olduğu ve dislokasyon yoğunluğunun düştüğü tespit edilmiştir.

#### Çekme özellikleri

Ergitmeli kaynaklara göre sürtünme karıştırma kaynakları, mekanik özelliklerin çok az miktarda zayıfladığı ve genellikle çok ince taneli mikroyapıları ile karakterize edilmektedir. SSK ile birleştirilmiş Al malzemelerin çekme özellikleri üzerine yapılan çalışmaların çoğu yaşlandırılmış veya gerilme ile sertleştirilmiş alaşımlar üzerine yoğunlaşmıştır. Yapılan bu çalışmaların çoğunda bağlantının verimi %100'ün altında ve %60'ın üzerindedir. Çizelge 7.2'de bazı sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiş malzemelerin çekme özelliği verilmiştir. Daha önceden bahsedildiği gibi SKK ile birleştirilmiş parçaların mekanik özellikleri ve mikroyapısal gelişimleri işlem parametlerine bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Bu yüzden optimum parametreler (kaynak ilerleme hızı ve dönme hızı gibi) çok sayıda deneysel etkinliğin sonucu elde edilebilir.

Çizelge 7.2. SKK ile birleştirilmiş bazı Al alaşımlarının çekme özelliği

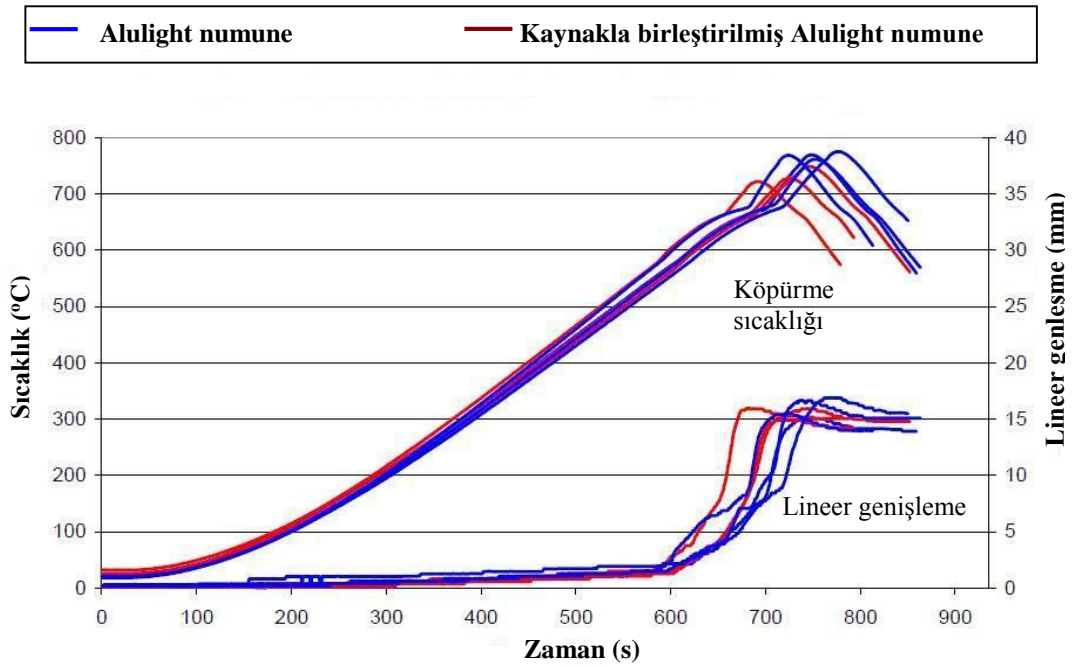
| Ana malzeme              | Maksimum çekme dayanımı (MPa) | Uzama (%) | Kaynak verimi (%) | Kaynak                  |
|--------------------------|-------------------------------|-----------|-------------------|-------------------------|
| AA6082-T6                | 21-270                        | 10-11,6   | -                 | Cavaliere ve ark., 2008 |
| AA6061-T651              | 211-243                       | 8,1-8,8   | 69-79             | Liu ve Ma, 2008         |
| AA6061-T651              | 186-217                       | 8,5-11,8  | 60-70             | Ren ve ark., 2007       |
| AA2219-T6                | 225-336                       | 5-7,3     | 54-80,8           | Liu ve ark., 2006       |
| Soğuk haddelenmiş AA1050 | 123-202                       | -         | 90,6-146          | Kwon ve ark., 2003      |
| AA1050-H24               | 72-85                         | 9,5-20,3  | 62,3-73,6         | Liu ve ark., 2003       |

Hasson ve arkadaşları (2003b) AA7010-7651 alaşımı için en iyi çekme özelliği ve optimum SKK koşullarını belirlemişlerdir. Araştırmacılara göre çekme özellikleri üzerine çökeltilerin belirgin bir etkiye sahip olduğu vurgulanmıştır. Benzer etki mikroyapısal gelişim üzerine de görülmüştür. Diğer taraftan literatürde ısı işlem uygulanmayan alaşımların çekme özellikleri üzerine işlem parametrelerinin etkileri de belirtilmektedir. Kwon ve arkadaşları (2003) tarafından yapılan çalışmada soğuk haddelenmiş AA1050 levhaların SKK sonrası mekanik özellikleri incelenmiştir. Araştırma sonuçlarına göre farklı dönme hızlarında birleştirilmiş numunelerde ortalama çekme dayanımı dönme hızındaki düşüş ile birlikte önemli derecede artmıştır (123 MPa'dan 202 MPa'a). Benzer eğilim sertlik değerlerinde de gözlemlenmiştir. Bu arada diğer bir çalışmada ise sabit dönme hızında ve (1500 dev/dak) farklı ilerleme hızlarında (1,7-13,3 mm/s) SKK ile birleştirilmiş AA1050-H24 levhalarda akma dayanımının ilerleme hızındaki artış ile birlikte hafif miktarda arttığı, maksimum çekme dayanımının ise (UTS) 6,7 mm/s'de elde edildiği tespit edilmiştir [Liu ve ark., 2003].

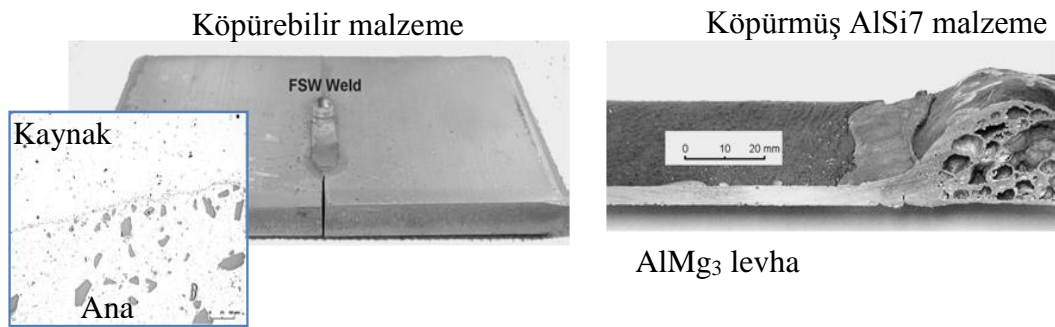
### 7.3. Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Sürtünme Karıştırma Kaynağı

Sürtünme karıştırma kaynağı, Al alaşımlarında olduğu gibi metal matrisli kompozit (MMK) malzemeler içinde uygun bir birleştirme yöntemidir. SKK ile birleştirilmiş B<sub>4</sub>C takviyeli AA6061 kompozit malzemelerin çekme dayanımının TIG kaynağına nazaran daha fazla olduğu Nelson ve arkadaşları (2000) tarafından belirtilmektedir. Buna karşın ana malzemeye oranla SKK ile birleştirilmiş kompozit malzemelerin çekme dayanımı yaklaşık %60 ile %84 arasında değişmektedir [Marzoli ve ark., 2006; Chen ve ark., 2009; Ceschini ve ark., 2007a]. Bu oran kaynak sonrası uygun bir yapay yaşlandırma işlemi ile %81 - %93 seviyelerine çıkartılabilir [Nakata ve ark., 2003; Chen ve ark., 2009]. Ancak birleşimlerin yüzde uzaması SKK sonrası önemli ölçüde düşmektedir. Bundan dolayı AA6xxx serisi MMK malzemelerin çekme dayanımlarını artırmak için kaynak sonrası T6 ısıl işlemine gerek duyulmayabilir. Diğer taraftan Chen ve arkadaşları (2009) B<sub>4</sub>C takviyeli AA6063 kompozit malzemelerin sürünme karıştırma kaynağında düzensiz tane büyümesi gözlemlenmiştir. Araştırma sonucuna göre bu özellik birleşimin mekanik özelliklerini önemli ölçüde düşürmüştür. Kaynak öncesi ana malzemedeki parçacık dağılımı kaynak sonrası karışım bölgesindeki parçacık dağılımını etkilemektedir. Ana malzemedeki homojen dağılım karışım bölgesinde de benzer sonuçların elde edilmesine katkı sağlamaktadır [Nakata ve ark., 2003; Chen ve ark., 2009]. Fakat bazı araştırmacılar yapmış olduğu çalışmalarda karışım bölgesinde homojen dağılım elde etmelerine rağmen parçacıklarda kırılmalar gözlemlenmiştir [Marzoli ve ark., 2006; Ceschini ve ark., 2007a]. Literatürde TM yöntemi ile üretilmiş köpürebilir malzemelerin birleştirilmesi ve köpürme davranışlarının incelenmesi yönünde yapılan çalışma sayısı neredeyse yok denecek kadar azdır. Kramer ve arkadaşları (2006) tarafından yapılan çalışmada sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiş köpürebilir malzemelerin köpürme davranışı incelenmiştir. Araştırmaya göre kaynaklı ve kaynaklı olmayan numuneler karşılaştırıldığında köpürme sıcaklığı, köpürme süresi ve lineer genişleme oranları arasında, çok fazla miktarda farklılığın ortaya çıkmadığı sonucuna varılmıştır (Şekil 7.5) [Kramer ve ark., 2006]. Köpürebilir malzemelerin SKK ile birleştirilmesinde kaynak bölgesi ana malzemeye nazaran daha ince taneli yapıya sahiptir. Ancak bu bölgede köpürmeye yönelik önemli bir

farklılık oluşmamaktadır. Bu yöntemle benzer malzemeler birleştirilebildiği gibi geleneksel Al levhalar ile köpürebilir malzemelerde birleştirilebilmektedir (Resim 7.4) [Dörfler ve ark., 2003, Horn, 2001].



Şekil 7.5. Köpürtme deney sonuçları [Kramer ve ark., 2006]



Resim 7.4. SKK ile birleştirilmiş köpürebilir malzemeler [Horn, 2001]

### 7.3.1. Mikroyapısal gelişim

Sürtünme karıştırma kaynağı süresince MMK malzemelerde mikroyapısal değişimler matris malzemesindeki ile benzerlik göstermektedir. Bu malzemelerde de dinamik yeniden kristalleşme ile ince ve eşksenel taneler oluşmaktadır. Karışım bölgesi

genellikle gözenek ve/veya kimyasal reaksiyonlardan yoksundur. Bunlara rağmen MMK malzemelerin mikroyapısı üzerine kaynak parametrelerinin etkisi ile ilgili literatürde çok az sayıda çalışma mevcuttur.

### Parçacık dağılımı

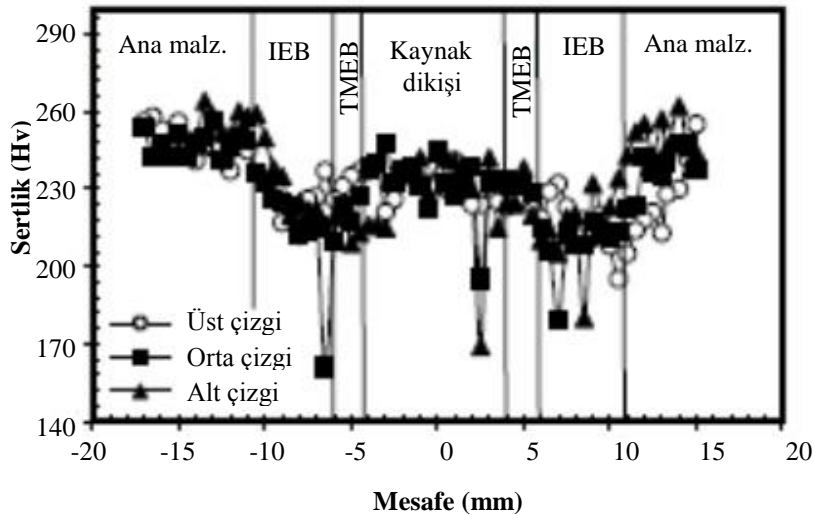
SKK ile birleştirilecek kompozit malzemelerde takviye elemanı parçacıklar matris içerisinde rastgele dağılmış şekilde, topaklanmış halde veya homojen dağılımlı olarak bulunabilir. Fakat SKK sonrası kaynak bölgesindeki parçacık dağılımı ana malzemeye oranla genellikle daha homojendir. Bunun nedeni ise kaynak bölgesindeki aşırı plastik deformasyon ve malzeme akışıdır [Chen ve ark., 2009; Amirizad ve ark., 2006; Feng ve ark., 2008, Izadi ve ark., 2013]. Karışım bölgesindeki bu özellik malzemenin mekanik özelliklerine belirli oranda katkı sağlamaktadır. Baxter ve arkadaşı (2001) tarafından yapılan bir çalışmada SKK ile kaynak bölgesinde SiC parçacıklarının kırıldığı ve küçük parçacık oranının önemli ölçüde arttığı belirtilmiştir. Benzer sonuçlara birkaç araştırmacı tarafından yapılan çalışmada da rastlanmaktadır [Uzun, 2007; Feng ve ark., 2008]. Diğer taraftan SKK ile kırılma yalnızca SiC parçacıklarında değil aynı zamanda  $Al_2O_3$  parçacıklarında da gözlenmiştir [Ceschini ve ark., 2007a; Nakata ve ark., 2003; Cavaliere ve ark., 2004]. Buna rağmen Chen ve arkadaşları (2009) tarafından SKK ile birleştirilmiş  $B_4C$  takviyeli AA6063 malzemelerde kaynak bölgesindeki parçacıkların şeklinde ve boyutlarında önemli bir değişimin olmadığı belirtilmiştir.

### **7.3.2. Mekanik özellikler**

Geçtiğimiz on yıl içerisinde SKK ile birleştirilmiş MMK malzemelerin mekanik özelliklerinin değerlendirilmesi üzerine yalnızca birkaç çalışma yapılmıştır. Özellikle TM yöntemi ile üretilmiş kompozit malzemeler için bu çalışmalar oldukça azdır [Kurt ve ark., 2007; Uzun, 2007; Feng ve ark., 2008, Bozkurt ve ark., 2012].

### Sertlik profili

Genellikle yaşlandırma ile sertleştirilmiş MMK malzemelerin sertlik değerleri Al matris alaşımlarında olduğu gibi SKK sonrası düşmektedir. Bunun nedeni kaynak esnasında oluşan ısıl çevrimin çökeltilerde çözünmeye yol açmasıdır [Chen ve ark., 2009; Uzun, 2007; Nami ve ark., 2011]. TM yöntemi ile üretilmiş kompozit malzemelerin sertlik değerlerine bakıldığında gözenekliliğin ve mikroyapısal değişimin önemli bir role sahip olduğu Kurt ve arkadaşları (2007) tarafından yapılan çalışmada belirtilmiştir. Dolayısı ile kaynak parametreleri ve malzeme üzerinde oluşan ısıl döngü birleşimin sertlik profilinin değiştirmektedir. SKK ile birleştirilmiş AA2124/SiC kompozit malzemelerin kaynak kesiti boyunca minimum sertlik değerleri IEB’de elde edilmiştir. Şekil 7.6’da gösterildiği gibi bu bölgedeki sertlik düşüşü tavlama işleminin bir sonucu olarak ortaya çıkmıştır [Uzun, 2007]. Diğer taraftan Feng ve arkadaşları (2008) tarafından yapılan çalışmada ise AA2009/SiC kompozit malzemelerde sertlik profilinin uygulanan T4 ısıl işlemi ile değiştiği belirtilmektedir. Kaynak bölgesindeki sertlik artışının SiC parçacıklarındaki kırılma ve tane incelmelerinden kaynaklandığı vurgulanmıştır.



Şekil 7.6. SKK ile birleştirilmiş AA2124/SiC/25p kompozit malzemedeki sertlik profilleri [Uzun,2007]

### Çekme özellikleri

SKK ile birleştirilmiş çoğu malzemenin çekme dayanımı ana malzemeye oranla daha düşüktür. Bunun nedeni temelde SKK ile meydana gelen mikroyapısal değişimlerdir. Bu değişimler matrisin aşırı yaşlanması, tane küçülmesi ve/veya parçacık incelmeleri şeklindedir [Ceschini ve ark., 2007b]. SKK ile birleştirilmiş malzemelerin çoğunda %62 ile %87 arasında kaynak verimi elde edilmektedir. Nelson ve arkadaşları (2000) Al-B<sub>4</sub>C kompozit malzemelerin SKK ve ergiyik kaynak yöntemlerini karşılaştırdıklarında, SKK yönteminin %22 daha fazla çekme dayanımına sahip olduğu belirtilmiştir. Kalaiselvan ve arkadaşı (2013) tarafından yapılan çalışmada ise TM yöntemi ile üretilmiş AA6061-B<sub>4</sub>C kompozit malzemelerin çekme dayanımı üzerine kaynak parametrelerinin etkisi belirlenmiştir. Araştırma sonuçlarına göre 1000 dev/dak dönme hızında ve 1,3 mm/s ilerleme hızında diğer kaynak parametrelerine göre %12 daha fazla çekme dayanımı elde edilmiştir. Diğer taraftan SKK ile birleştirilmiş AA2124/SiC/25<sub>P</sub> metal matrisli kompozit malzemeler için kaynak parametrelerinin önemli role sahip olduğu Bozkurt ve arkadaşları (2012) tarafından vurgulanmıştır. Araştırma sonuçlarına göre kaynağın verimi sabit dönme hızında ilerleme hızındaki artış ile birlikte düşmüştür. Maksimum çekme dayanımı 1120 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında elde edilmiştir. Çizelge 7.3'te SKK ile birleştirilmiş MMK malzemelerin mekanik özellikleri özetlenmiştir.

Çizelge 7.3. SKK ile birleştirilmiş MMK malzemelerin çekme özelliği

| Ana malzeme                                   | Başlangıç tavrı | Maksimum çekme dayanımı (MPa) | Uzama (%) | Kaynak verimi (%) | Kaynak                     |
|---|-----------------|-------------------------------|-----------|-------------------|----------------------------|
| AA6063-<br>%6 B <sub>4</sub> C                | T5              | 172                           | 2,5       | 62                | Chen ve ark.,<br>2009      |
| AA6063-<br>%10,5 B <sub>4</sub> C             | T5              | 176                           | 2,5       | 62                | Chen ve ark.,<br>2009      |
| A356-%15<br>SiC                               | Döküm           | 186                           | -         | 134               | Amirizad ve<br>ark., 2006  |
| AA2009-<br>%15 SiC                            | Ekstrüze        | 325                           | 2         | 105,5             | Feng ve ark.,<br>2008      |
| AA6061-<br>%10 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | T6              | 250                           | 3,3       | 78                | Nakata ve ark.,<br>2003    |
| AA7005-<br>%10 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | T6              | 299                           | 1,2       | 80,8              | Ceschini ve<br>ark., 2007a |

## 8. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

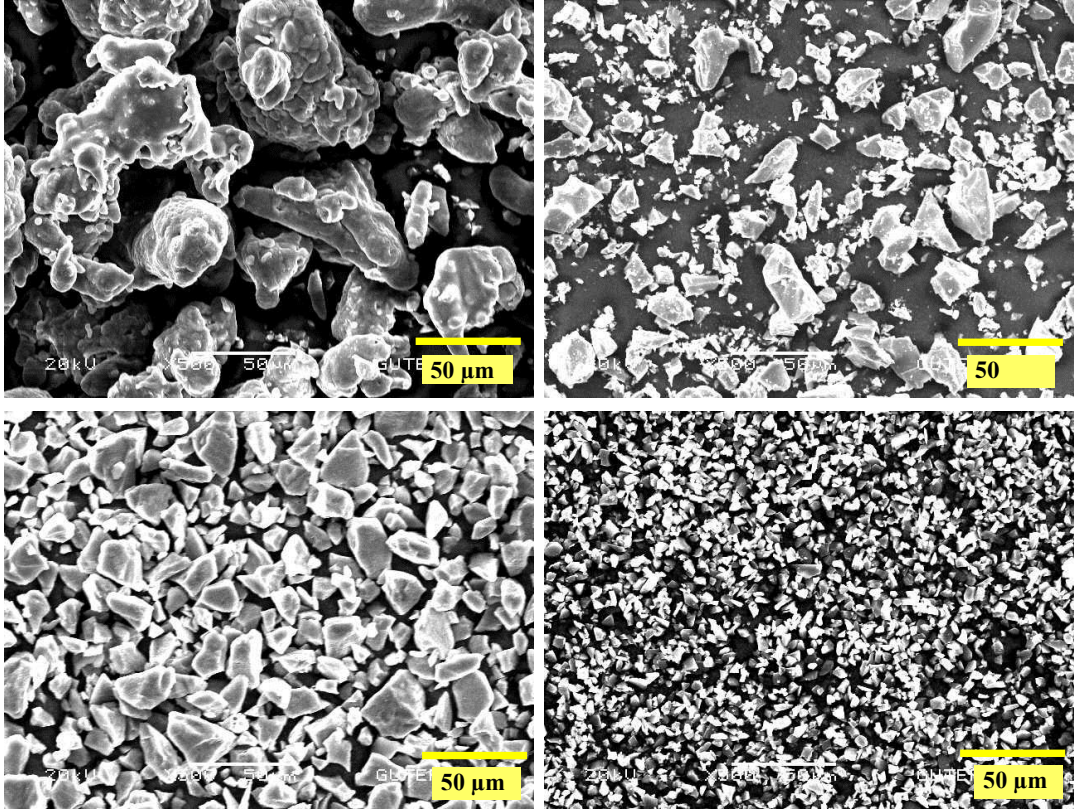
Bu çalışmada; TM yöntemi ile üretilen alüminyum köpüklerdeki tasarımsal ve boyutsal sınırlamaların köpürtme öncesi malzemelerin sürtünme karıştırma kaynağı kullanılarak birleştirilmesi ile aşılması hedeflenmiştir. Yapılan çalışmada B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin köpürme davranışları belirlenmiş ve kaynak parametrelerinin köpürme öncesi ve sonrası birleştirme bölgesine ve nihai ürüne olan etkileri mekanik, makro ve mikroyapısal olarak karakterize edilmiştir.

### 8.1. Malzeme

Deneysel çalışmalarda köpürebilir malzeme üretimi için matris malzemesi olarak Al, köpürtücü madde olarak TiH<sub>2</sub>, alaşım elementi olarak Si ve takviye elemanı olarak da B<sub>4</sub>C tozları kullanılmıştır. Resim 8.1’de tozların taramalı elektron mikroskop (SEM) görüntüleri gösterilmiştir. Tozların ayrıntılı fiziksel özellikleri ise Çizelge 8.1’de verilmiştir.

Çizelge 8.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan tozların fiziksel özellikleri

| Toz              | Temin edildiği yer              | Parçacık boyutu<br>( $\mu\text{m}$ ) | Parçacık şekli                     | Safılık<br>(%) |
|------------------|---------------------------------|--------------------------------------|------------------------------------|----------------|
| Al               | Ecka Granules                   | <160                                 | Düzensiz                           | 99,0           |
| TiH <sub>2</sub> | Sigma-Aldrich                   | <44                                  | Düzensiz ve açısız                 | 98,0           |
| Si               | Atlantic Equipment<br>Engineers | <10                                  | Keskin köşeli ve düzgün<br>yüzeyle | 99,9           |
| B <sub>4</sub> C | Nurol Teknoloji                 | <10                                  | Köşeli                             | -              |

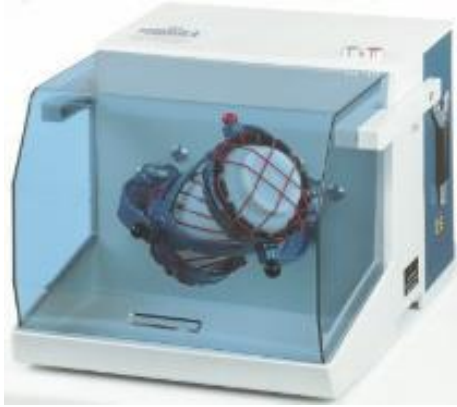


Resim 8.1. Al köpük üretiminde kullanılan tozların SEM görüntüleri

## 8.2. Köpürebilir Malzeme Üretimi

### 8.2.1. Tozların karıştırılması

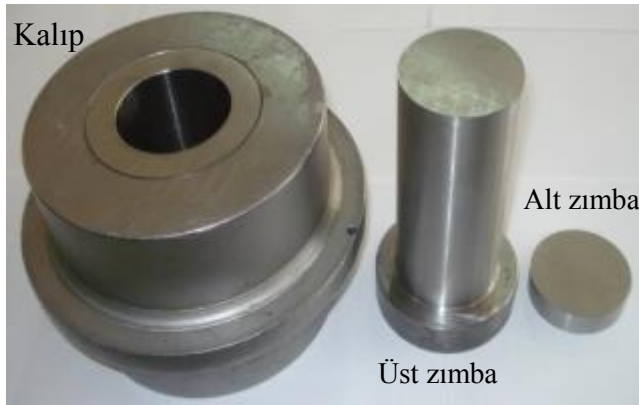
$B_4C$  takviyeli/takviyesiz köpürebilir malzeme üretimi için Al tozları içerisine ağırlıkça %1 oranında  $TiH_2$ , %7 oranında Si ve %0-2-4-6 oranlarında  $B_4C$  tozları ilave edilerek Resim 8.2' de verilen Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan turbula marka T2 F tipi üç boyutlu karıştırıcı ile 30 dakika süreyle karıştırılmıştır.



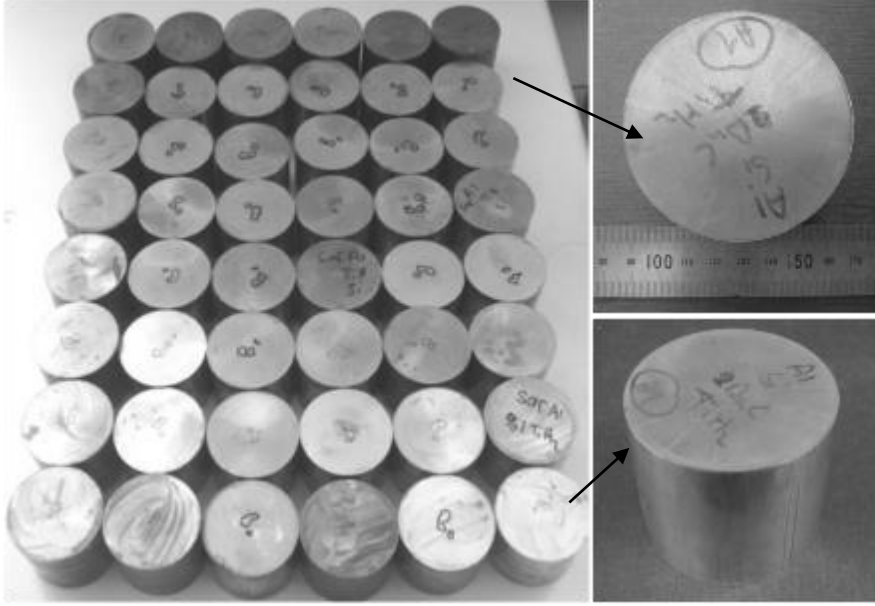
Resim 8.2. Turbula T2 F tipi üç boyutlu toz karıştırıcı

### 8.2.2. Presleme işlemi

Karışım tozlar Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan 150 ton basma kapasitesine sahip özel yapım hidrolik pres yardımıyla 400 MPa basınç altında çelik bir kalıp (Resim 8.3) içerisinde soğuk olarak tek yönlü sıkıştırılmıştır. Sıkıştırma sonrası 62 mm çapında, 80 mm uzunluğunda silindirik TM blok numuneler üretilmiştir (Resim 8.4).



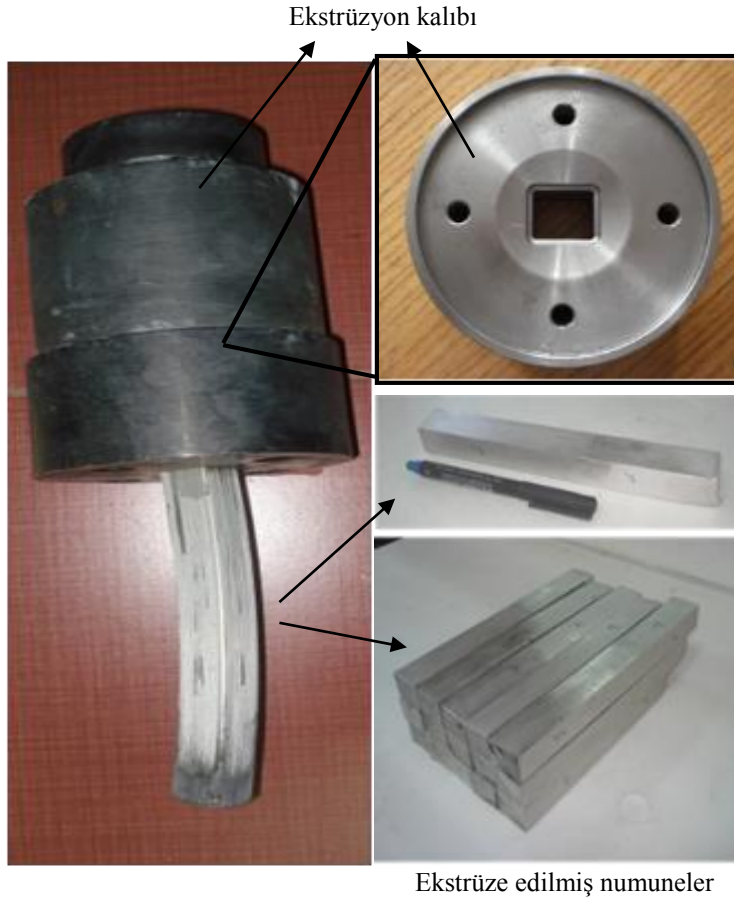
Resim 8.3. Toz sıkıştırma kalıp seti



Resim 8.4. Sıkıştırma sonrası elde edilen TM blok numuneler

### 8.2.3. İkincil (Yoğunlaştırma) İşlemler

TM blok numuneleri levha haline getirilebilmek amacı ile ekstrüzyon ve haddeleme gibi yoğunlaştırma işlemleri uygulanmıştır. Ekstrüzyon işlemi için ilk olarak blok numuneler ve ekstrüzyon kalıbı fırın içerisinde 550°C sıcaklıkta 1 saat bekletilmiştir. Daha sonra blok numuneler kalıp içerisine yerleştirilmiş ve Resim 8.5'te gösterildiği şekilde 1/4 oranında ekstrüze edilmiştir. Ekstrüzyon sonrası 25x30 mm<sup>2</sup> kesit alana sahip numuneler elde edilmiştir.



Resim 8.5. Ekstrüzyon işlemi için kullanılan kalıp ve işlem sonrası elde edilen numuneler

Ekstrüzyon işleminden sonra numuneler protherm PLF 120/12 tipindeki fırın içerisinde  $550^{\circ}\text{C}$  sıcaklıkta 20 dakika bekletilmiş ve haddeleme işlemine tabi tutulmuştur. Levha kalınlığını 5 mm'ye düşürmek amacı ile yapılan haddeleme işlemi beş çevrimde gerçekleştirilmiştir. Her çevrim için numuneler fırında  $550^{\circ}\text{C}$  sıcaklıkta 20 dakika bekletilmiştir. Çevrim sonrası numunelerin ortalama deformasyon oranlarındaki değişim Çizelge 8.2'de verilmiştir. Bu oran numunelerin kesit yüksekliğindeki değişim ile belirlenmiştir. Resim 8.6'da haddeleme işlemi sonrası levha haline getirilen köpürebilir malzeme gösterilmektedir.

Çizelge 8.2. Haddeme işlemleri sonrası numunelerdeki deformasyon oranları

| TM Blok numune                   | Numune Kodu    | 1.     | 2.     | 3.     | 4.     | 5.     | Deformasyon (%) |
|----------------------------------|----------------|--------|--------|--------|--------|--------|-----------------|
|                                  |                | Çevrim | Çevrim | Çevrim | Çevrim | Çevrim |                 |
| Takviyesiz Al                    | B <sub>0</sub> | 21     | 28     | 48     | 69     | 79     |                 |
| %2 B <sub>4</sub> C takviyeli Al | B <sub>2</sub> | 20     | 31     | 50     | 68     | 79     |                 |
| %4 B <sub>4</sub> C takviyeli Al | B <sub>4</sub> | 20     | 28     | 49     | 70     | 78     |                 |
| %6 B <sub>4</sub> C takviyeli Al | B <sub>6</sub> | 21     | 31     | 50     | 69     | 79     |                 |

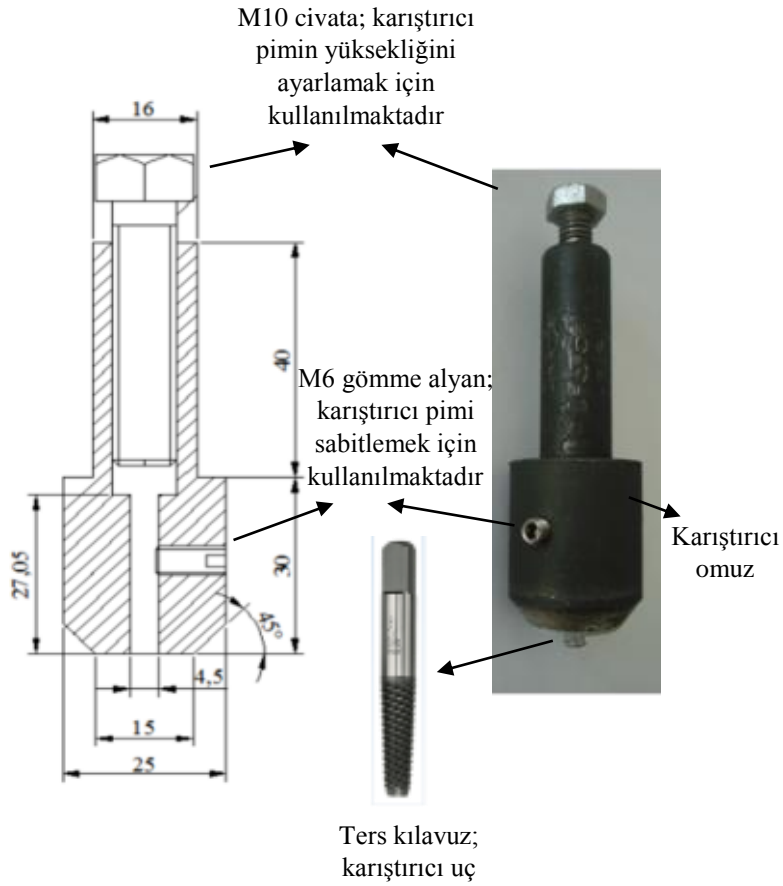


Resim 8.6. Haddeme işlemleri sonrası levha haline getirilen köpürebilir malzeme

### 8.3. Sürtünme Karıştırma Kaynağı

#### 8.3.1. Karıştırıcı takım tasarımı

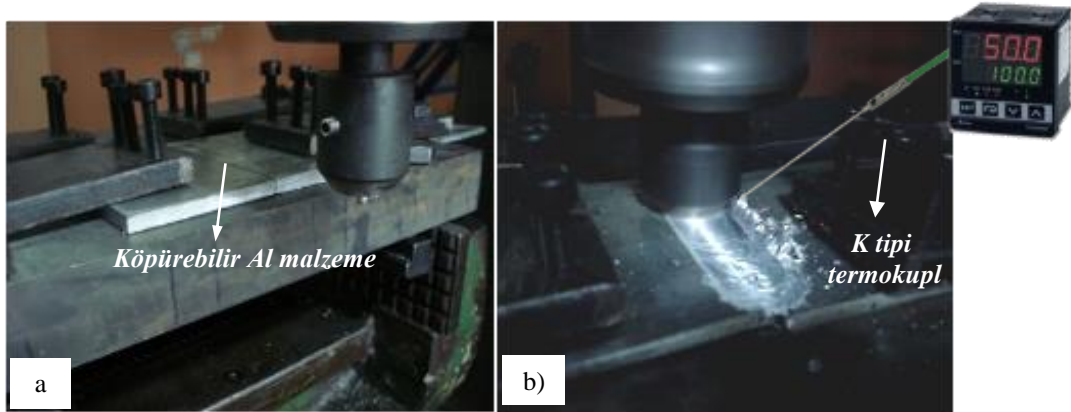
Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) ile Al ve alaşımlarının birleştirilmesinde karıştırıcı takım/uç olarak AISI 4140 ve AISI 4340 türü transmisyon çeliklerinin yanı sıra sıcak iç takım çelikleri ve bazı tür yüksek hız çelikleri tercih edilmektedir. Pilot deneyler sonucunda karıştırıcı omuz malzemesi olarak Böhler W302 sıcak iş takım çeliği tercih edilmiştir. Resim 8.7’de verilen ölçülere göre tasarlanan bu malzeme takım aşınmasını minimize edebilmek için ısıtılma tabii tutulmuş ve sertlik değeri 52 HRC’ye ulaşmıştır. Karıştırıcı uç olarak da makine sanayinde sıklıkla kullanılan ters kılavuz tercih edilmiştir.



Resim 8.7. Karıştırıcı takımın şematik görünümü ve resmi

### 8.3.2. Kaynak işlemi

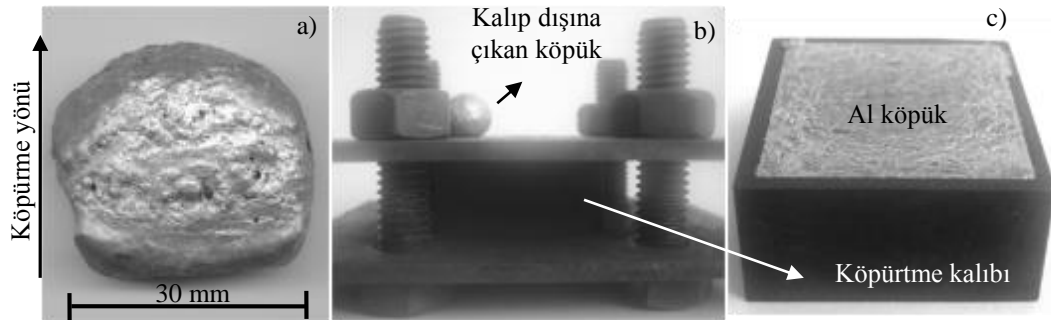
SKK işlemi için sanayi tipi freze kullanılmıştır. İşlem sürecinde karıştırıcı ucunun dönme hızı 1250, 1600 ve 2000 devir/dak, ilerleme hızı ise 40, 63 ve 80 mm/dak olarak belirlenmiştir. Kaynak işlemi öncesi 5 mm kalınlığındaki köpürebilir Al levhalar Resim 8.8a'da gösterilen şekilde alın altına getirilerek freze tezgâhına sabitlenmiştir. Daha sonra belirlenen parametrelerde kaynak işlemi için karıştırıcı omuz köpürebilir malzemeye 0,1 mm daldırılmıştır. Sabit dalma derinliğinde yapılan kaynak işlemi esnasında deney numunelerindeki sıcaklık artışı kaynak başlangıç noktasına 25 mm uzaklıkta yüzeye yerleştirilen K tipi termokupl ile ölçülmüştür (Resim 8.8b).



Resim 8.8. Kaynak işlemi için kullanılan freze tezgahı; a) Kaynak öncesi ön hazırlık, b) Kaynak işlemi

#### 8.4. Köpürtme İşlemi

B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz köpürebilir numuneler 30x30x5 mm ölçülerinde hazırlanmış ve farklı sıcaklıklarda (690°C, 710°C, 730°C ve 750°C) köpürtme işlemlerine tabi tutulmuştur. Her köpürtme işlemi için en az beş numune kullanılmıştır. Köpürtme işleminde köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme özelliklerini belirlemek için öncelikli olarak serbest köpürtme yapılmıştır (Resim 8.9a). Daha sonra optimum deney parametrelerine göre hazırlanan köpürtme kalıpları kullanılarak köpürtme işlemleri gerçekleştirilmiştir (Resim 8.9b ve c).

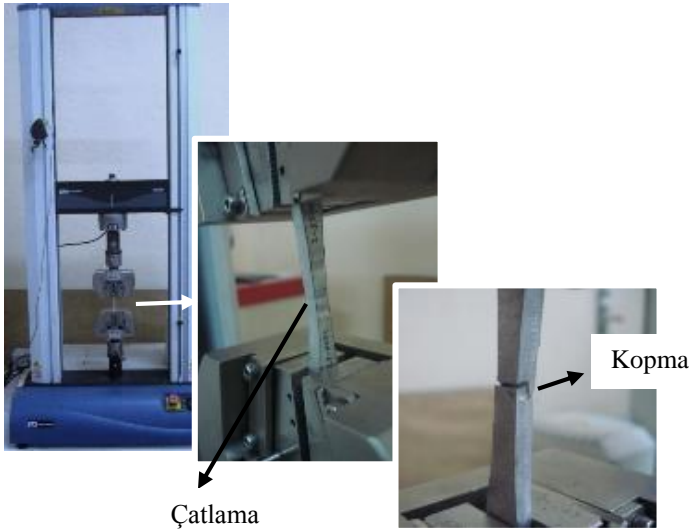


Resim 8.9. Serbest (a) ve kalıpta köpürtülmüş (b ve c) numuneler.

## 8.5. Mekanik Testler

### 8.5.1. Kaynaklı birleştirmelere uygulanan çekme testi

Bu çalışmada kaynaklı numuneler ile ana malzemenin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla yapılan çekme testleri, TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Teknoloji Merkezinde bulunan Instron 3369 marka çekme basma cihazında yapılmıştır. Çekme testi 1 mm/dak deformasyon hızında gerçekleştirilmiştir. Kaynak yönüne dik olarak hazırlanan çekme numuneleri ASTM E8 standartlarına göre hazırlanmıştır. Resim 8.10'da çekme numuneleri ve testi gösterilmiştir.

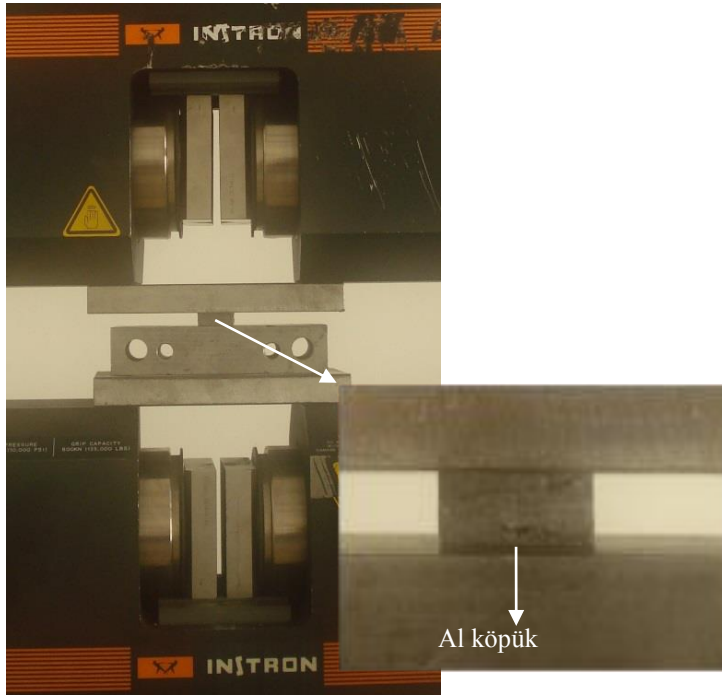


Resim 8.10. Çekme testi düzeneği

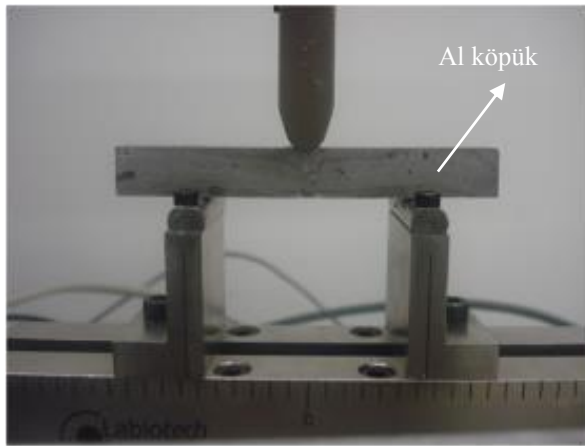
### 8.5.2. Alüminyum köpüklere uygulanan basma ve eğme testleri

Kaynaklı/kaynaksız köpürebilir malzemelerden üretilmiş AlSi7 köpüklerin basma davranışlarını incelemek amacıyla yapılan bu çalışmada numuneler Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan Instron 8503 marka cihazda test edilmiştir (Resim 8.11). 30x30x14 mm boyutlarında hazırlanmış olan köpük numunelerin basma testleri 1 mm/dak deformasyon hızında gerçekleştirilmiştir. Eğme testleri ise kaynaklı malzemelerde

olduğu gibi Instron 3369 marka test cihazında yapılmıştır (Resim 8.12). 110x15x14 mm boyutlarında hazırlanmış köpük numunelerin eğme tesleri için 1 mm/dak deformasyon hızı kullanılmıştır. Kaynaklı birleştirilmiş numunelerde yk kaynak yüzeyinden uygulanmıştır. Deney düzeneği ASTM E290 standartına göre hazırlanmıştır.



Resim 8.11. Basma testi düzeneği



Resim 8.12. Eğme testi düzeneği

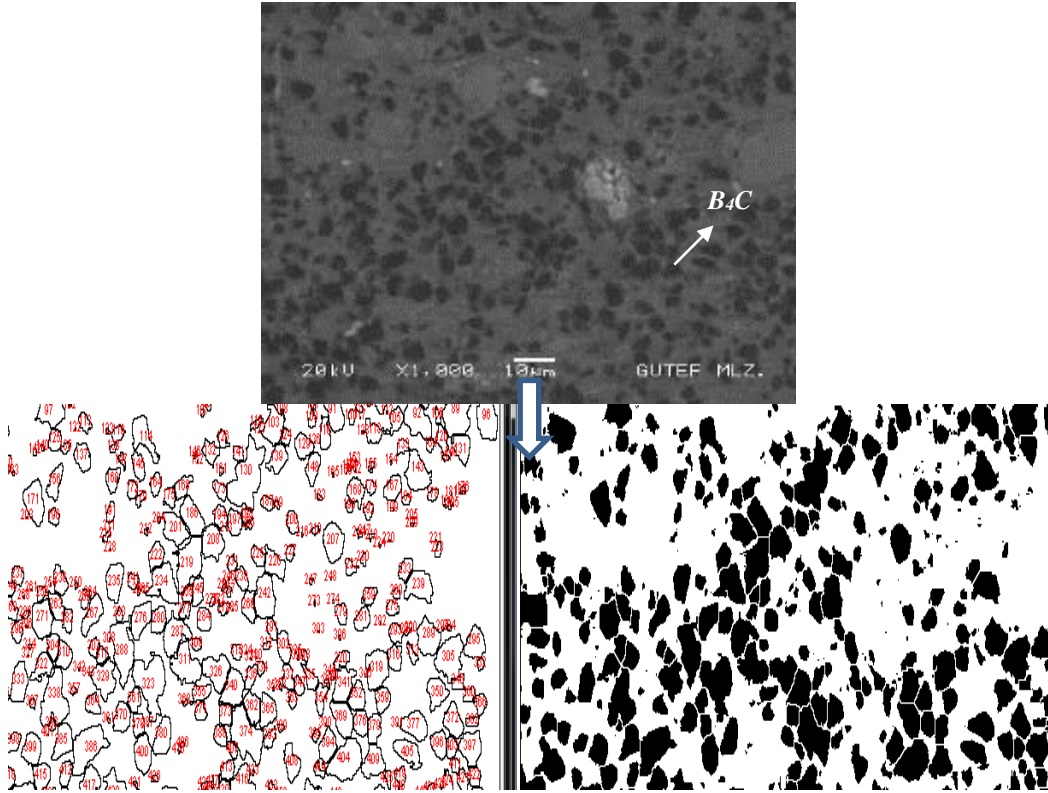
### 8.5.3. Sertlik ölçümü

Sertlik ölçümleri Shimadzu (HVM-2 serisi) marka mikro sertlik cihazında yapılmıştır. Kaynakla birleştirilmiş köpürebilir malzemelerde sertlik ölçümleri ana malzeme ve kaynak bölgesinden 200 g yük ( $HV_{0.2}$ ) uygulanarak yapılmıştır. Mikro sertlik değerleri her numune için en az beş ölçümün ortalaması alınarak değerlendirilmiştir.

### 8.6. Mikroyapısal Analizler

Köpürebilir malzemeler ile bu malzemelerden üretilmiş Al köpüklerin mikroyapısal analizleri optik mikroskop, SEM ve XRD aracılığıyla karakterize edilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde Gazi Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarlarında bulunan Leica DFC 320 dijital kamera bağlantılı Leica DM 4000M marka optik mikroskop ve Jeol 6060 LV model taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. X ışınları difraksiyonu ile analiz için Kastamonu Üniversitesi, Fen Edebiyat Fakültesi, Fizik bölümü laboratuvarlarında bulunan Bruker AXS D8 Advance marka X-ray cihazı kullanılmıştır.

SKK ile birleştirilmiş köpürebilir malzemelerin karışım bölgesindeki parçacık boyutu değişimi optik mikroskop ve SEM görüntüleri üzerinden Imaje-J analiz programı ile belirlenmiştir. Resim 8.13'te %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzeme üzerinden alınan örnek bir görüntü analizi verilmiştir.



Resim 8.13. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzeme üzerinden alınan örnek bir görüntü analizi

### 8.7. Makroyapısal Analizler

Gözenek boyutu ve gözenek şeklinin karakterizasyonu için AlSi7 köpük numuneler ortadan kesilerek ara yüzeyler bir tarayıcı yardımı ile 1:1 oranında taranmıştır. Böylece Resim 8.14’teki gibi görüntü resimleri oluşturulmuştur. Bu resimler üzerinden yapılan ölçümler ile gözenek boyutu ve gözenek şekli (küresellik) hesaplanmıştır. Bu hesaplamalar Eşitlik 8.1, Eşitlik 8.2, Eşitlik 8.3 ve Eşitlik 8.4’te verilen formüllere göre yapılmıştır. Bu eşitliklerde kullanılan  $L_1$  ve  $L_2$ ; sırasıyla gözenek boyutunun enine ve boyuna uzunluğunu ifade etmekte,  $i$  ve  $n$  ise terimsel ifadelerdir.

$$\text{Gözenek boyutu } (Gb) = \frac{L_1+L_2}{2} \quad (8.1)$$

$$\text{Ortalama gözenek boyutu } (Gb_{\text{ort}}) = \frac{\sum_i^n Gb}{n} \quad (8.2)$$



$$\rho_n = \frac{m_h}{v} \quad (8.6)$$

Köpürme sonrası numunelerin genleşme oranları aşağıda verilen Eşitlik 8.7 kullanılarak hesaplanmıştır.

$$Hacimsel\ genleşme\ (HG) = \left( \frac{\left( \frac{m_k}{\rho_k} \right)}{\left( \frac{m_p}{\rho_p} \right)} \right) - 1 \iff (HG) = \left( \frac{v_k}{v_p} \right) - 1 \quad (8.7)$$

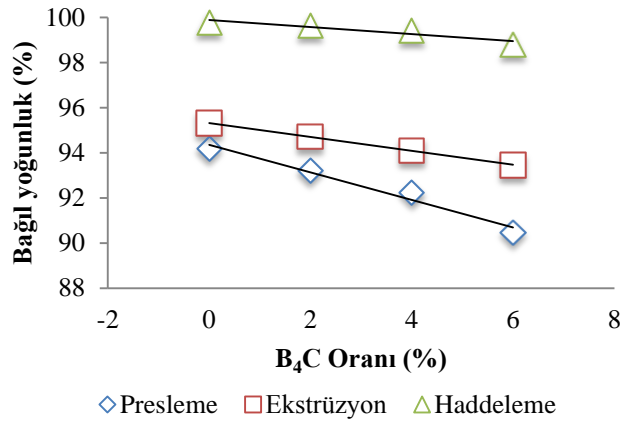
Bu eşitlikte  $\rho^*$ ; köpük yoğunluğu,  $v_k$ ; köpük hacmi,  $m_k$  köpüğün havadaki ağırlığı,  $\rho_p$ ; köpürebilir malzeme yoğunluğu,  $v_p$ ; köpürebilir malzeme hacmi ve  $m_p$ ; köpürebilir malzemenin havadaki ağırlığıdır.

## 9. DENEYSEL BULGULAR ve TARTIŞMALAR

### 9.1. B<sub>4</sub>C Takviyeli/Takviyesiz Köpürebilir AISi7 Malzemelerdeki Yoğunluk Değişimi

Al esaslı kompozit malzeme üretiminde özellikle yüksek yoğunluklu ve düşük gözenekliliğe sahip TM ürünleri elde etmek için sıkıştırma işlemlerine ilave olarak ekstrüzyon, haddeleme ve dövme gibi ikincil işlemler uygulanabilmektedir [Surappa, 2003]. Ancak bu işlemler esnasında üretilen ön şekil verilmiş malzemelerde meydana gelen deformasyon çatlama gibi problemleri de beraberinde getirmektedir. Abdel-Rahman ve El-Sheikh (1995) TM parçalarda deformasyon özelliği üzerine bağlı yoğunluğun etkisini açıklamaya çalışmıştır. Araştırmacılara göre yüksek bağlı yoğunluğa sahip malzemelerin deformasyonu için yüksek gerilmelere ihtiyaç duyulmaktadır.

Şekil 9.1’de ikincil işlemlere bağlı olarak B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz köpürebilir malzemelerin yoğunluk değişim grafiği gösterilmiştir. Grafiğe bakıldığında parçacık miktarındaki artışın numunelerin presleme sonrası bağlı yoğunluklarını yaklaşık %94’ten %90’a düşürdüğü görülmektedir. Buna karşın %4’lük bu yoğunluk farkı, ekstrüzyon ile birlikte yaklaşık %2’ye, haddeleme işlemi ile birlikte de %1’e düşmüştür. Her üç aşamada da B<sub>4</sub>C miktarındaki artış numunelerin bağlı yoğunluğuna azaltıcı yönde etki etmiştir. Fakat B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde haddeleme işleminin bağlı yoğunluk değerinde ortalama %5 artış sağladığı görülmektedir. B<sub>4</sub>C miktarındaki artış (%6) ile birlikte bu fark %8’e çıkmıştır. Dolayısıyla ikincil işlemlerin B<sub>4</sub>C içeren köpürebilir malzemelerin bağlı yoğunluk değerlerini artırıcı yönde etki ettiği söylenebilir.



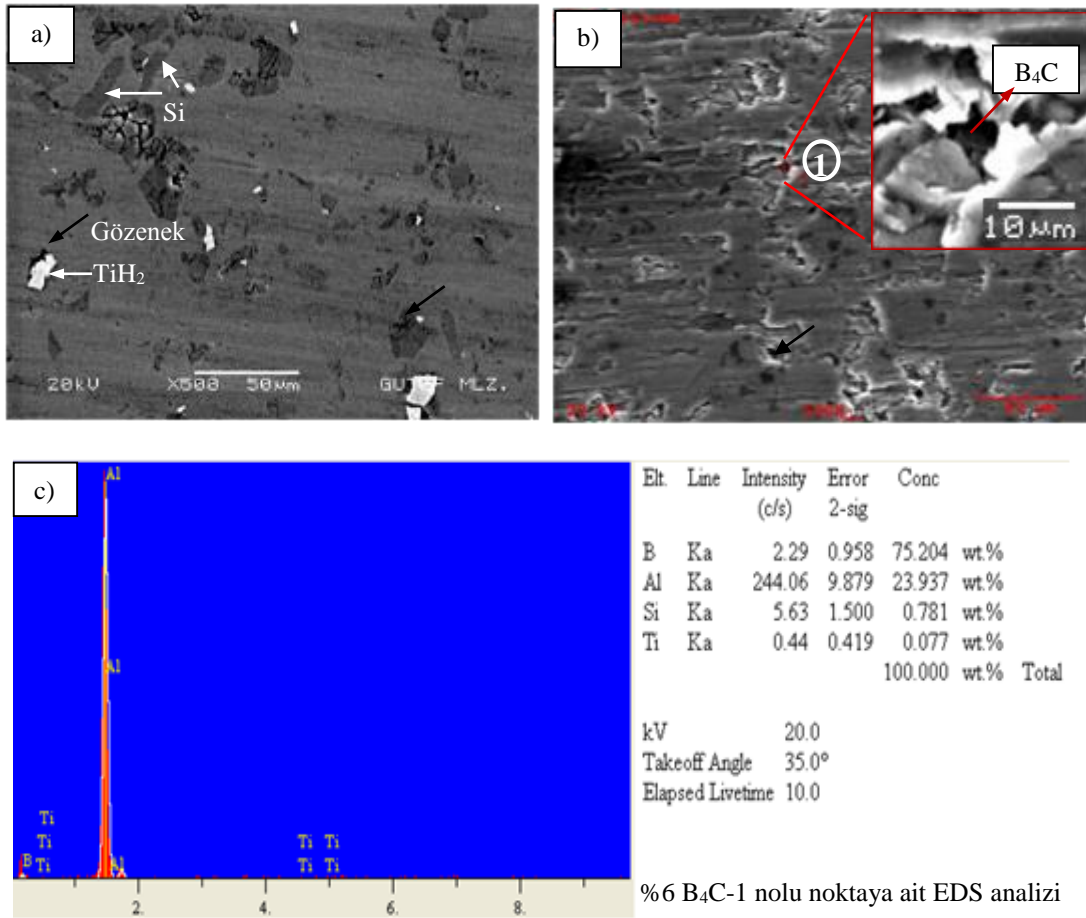
Şekil 9.1. İkincil işlemlere bağlı olarak numunelerdeki bağıl yoğunluk değişimi

Çizelge 9.1’de uygulanan ikincil işlemler neticesinde numunelerde elde edilen ortalama yoğunluk değişimleri verilmektedir. Presleme işleminden sonra uygulanan ekstrüzyon ve haddeleme işlemlerine bağlı olarak köpürebilir malzemelerin deformasyonunda meydana gelen artış bağıl yoğunlukta da bir artış sağlamıştır.

Çizelge 9.1. Köpürebilir malzemelerdeki yoğunluk değişimi

| TM Blok numune                   | Numune Kodu    | Yoğunlaştırma işlemi | Ham yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> ) | Bağıl yoğunluk (%) | Teorik yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> ) |
|----------------------------------|----------------|----------------------|-----------------------------------|--------------------|--------------------------------------|
| Takviyesiz Al                    | B <sub>0</sub> | Presleme             | 2,53                              | 94,19              | 2,686                                |
|                                  |                | Ekstrüzyon           | 2,56                              | 95,30              |                                      |
|                                  |                | Haddeleme            | 2,68                              | 99,78              |                                      |
| %2 B <sub>4</sub> C takviyeli Al | B <sub>2</sub> | Presleme             | 2,50                              | 93,21              | 2,682                                |
|                                  |                | Ekstrüzyon           | 2,54                              | 94,70              |                                      |
|                                  |                | Haddeleme            | 2,67                              | 99,65              |                                      |
| %4 B <sub>4</sub> C takviyeli Al | B <sub>4</sub> | Presleme             | 2,47                              | 92,23              | 2,678                                |
|                                  |                | Ekstrüzyon           | 2,52                              | 94,10              |                                      |
|                                  |                | Haddeleme            | 2,66                              | 99,42              |                                      |
| %6 B <sub>4</sub> C takviyeli Al | B <sub>6</sub> | Presleme             | 2,42                              | 90,46              | 2,675                                |
|                                  |                | Ekstrüzyon           | 2,50                              | 93,45              |                                      |
|                                  |                | Haddeleme            | 2,64                              | 98,80              |                                      |

Resim 9.1'de %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz preslenmiş numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS analiz değerleri verilmiştir. Resimlere bakıldığında B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde TiH<sub>2</sub> ve Si parçacıklarının çevresinde gözeneklere rastlanmaktadır (Resim 9.1a). Benzer durum %6 B<sub>4</sub>C içeren numunelerde de gözlenmektedir. Özellikle EDS analizi ile tespit edilen B<sub>4</sub>C parçacıklarının matris ile ara yüzey uyumunun yeterli olmadığı görülmektedir (Resim 9.1b-c).

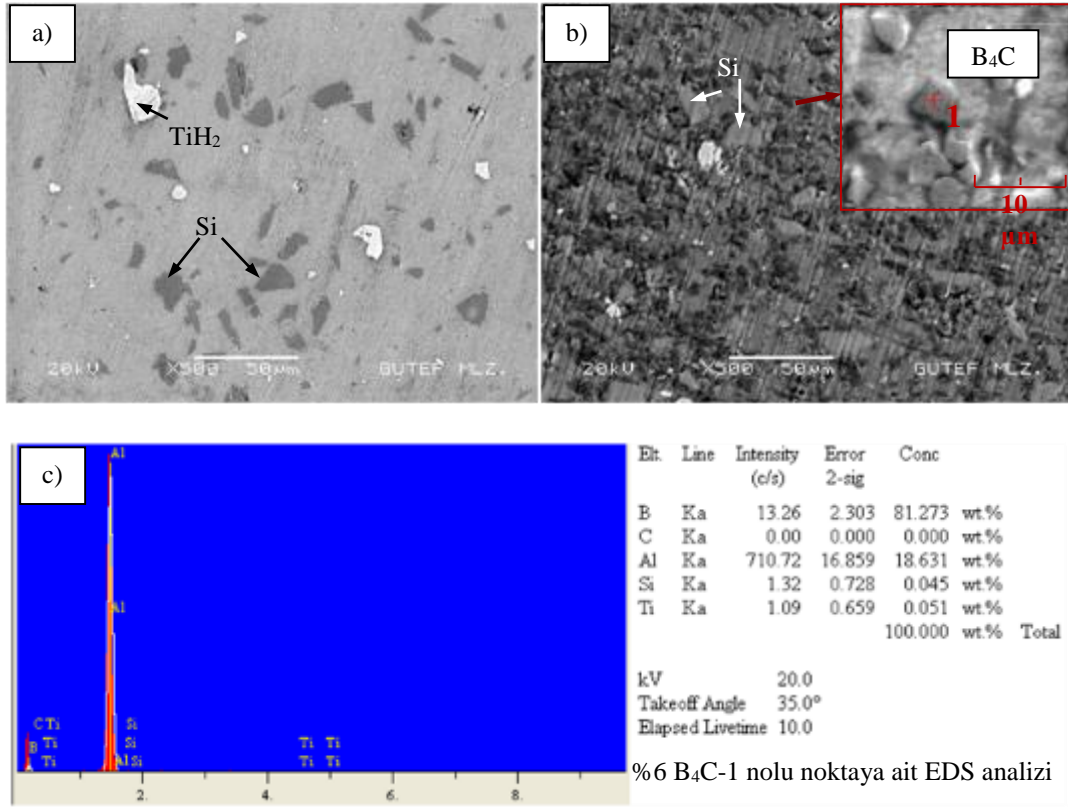


Resim 9.1. Preslenmiş numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS analizi

a) Takviyesiz, b) %6 B<sub>4</sub>C takviyeli, c) %6 B<sub>4</sub>C takviyeli -1 nolu noktaya ait EDS analizi

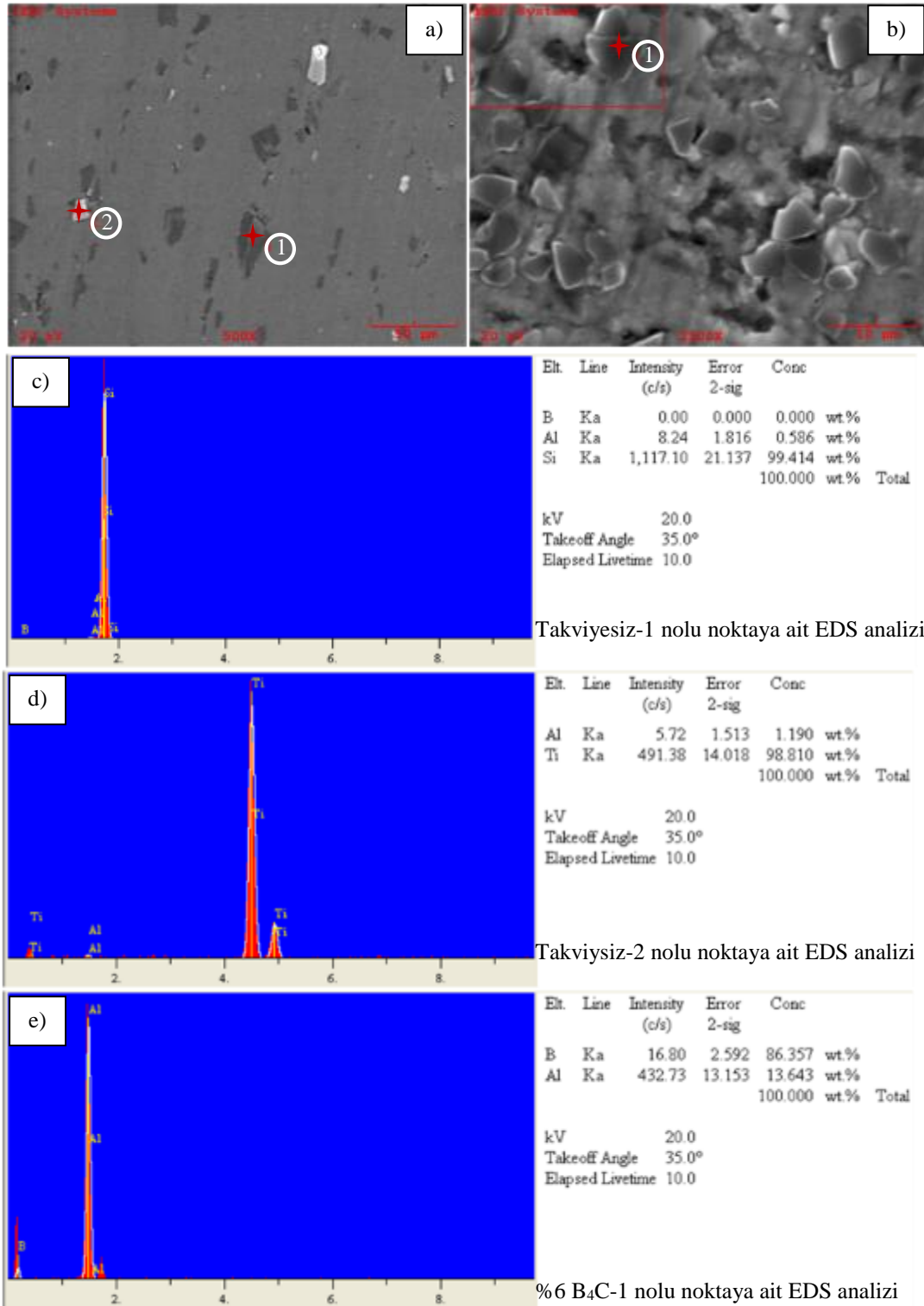
Resim 9.2'de %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz ekstrüze edilmiş numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları gösterilmiştir. Resimlere bakıldığında B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin yapısında bulunan TiH<sub>2</sub> ve Si parçacıklarının çevresinde preslenmiş numunelerde olduğu kadar gözeneğe rastlanmamaktadır (Resim 9.2a). Özellikle Si parçacıklarının matris ile ara yüzey uyumunun yeterli düzeyde olduğu

söylenbilir. Benzer şekilde %6 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde parçacıkların matris ile ara yüzey uyumunun presleme işlemine kıyasla geliştiği görülmektedir (Resim 9.2b-c). Bu durum bağıl yoğunluğu artırıcı yönde etki etmiştir.



Resim 9.2. Ekstrüze edilmiş numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS analizi  
a) Takviyesiz, b) %6 B<sub>4</sub>C takviyeli, c) %6 B<sub>4</sub>C takviyeli -1 nolu noktaya ait EDS analizi

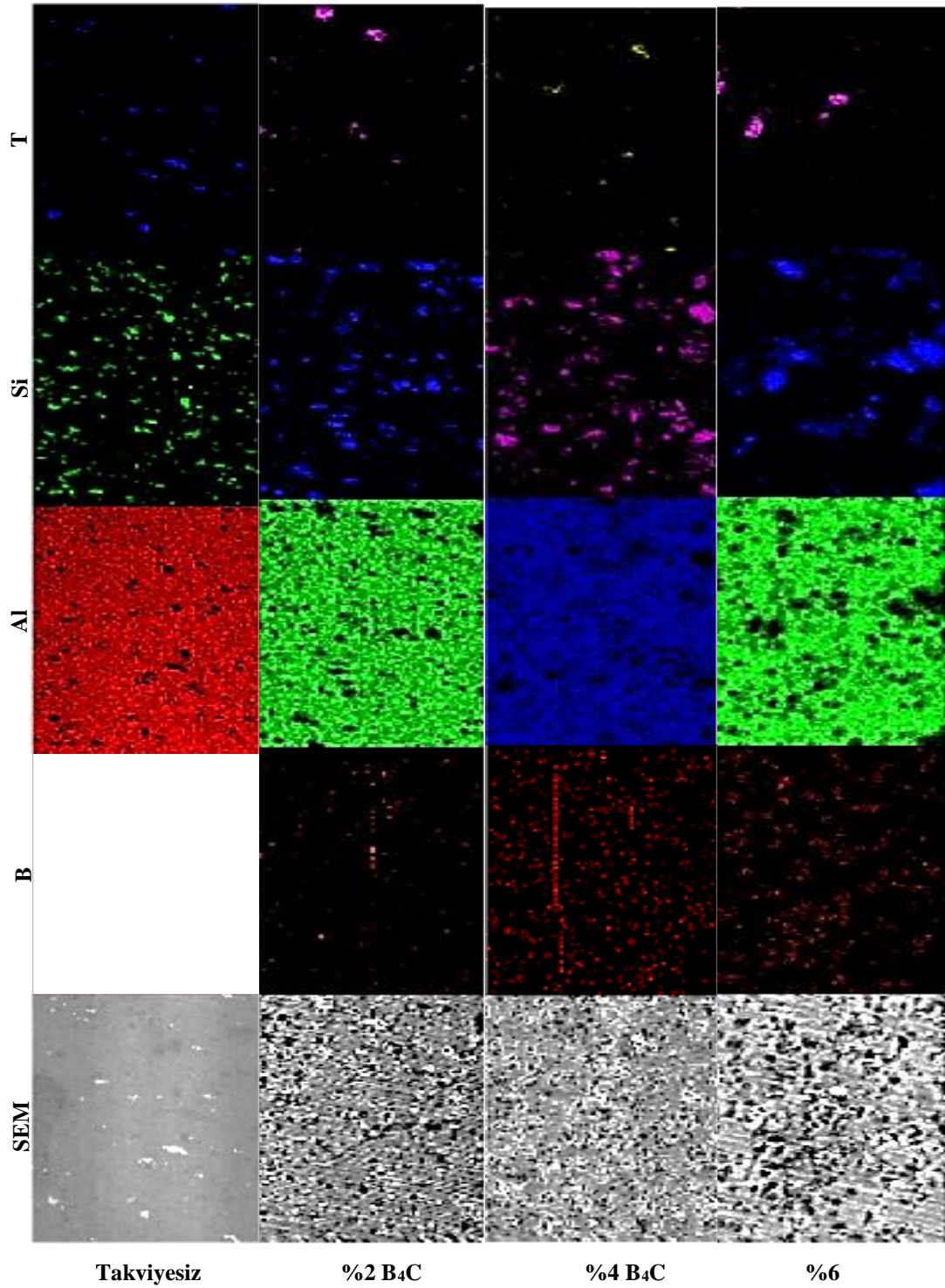
Resim 9.3'te %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz haddelenmiş numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS analiz sonuçları gösterilmiştir. Resimlere bakıldığında preslenmiş ve ekstrüze edilmiş numunelerdeki gözeneklerin haddeleme işlemi ile giderildiği ve parçacıkların haddeleme yönünde yönlendiği görülmektedir (Resim 9.3a,c,d). %6 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerin haddeleme sonrasına ait mikroyapı resimlerinde parçacıkların matris ile ara yüzey uyumunun presleme ve ekstrüzyona oranla geliştiği görülmektedir (Resim 9.3b,e).



Resim 9.3. Haddelenmiş numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS analizleri

a) Takviyesiz, b) %6 B<sub>4</sub>C takviyeli, c,d) Takviyesiz -1 ve 2 nolu noktalara ait EDS analizleri, e) %6 B<sub>4</sub>C takviyeli -1 nolu noktaya ait EDS analizi

Resim 9.4'te numunelerin SEM-EDS görüntüleri üzerinde yapılan elementel haritalamada her bir elemente ait renk dağılım değişkenliği görülmektedir. Buna göre B<sub>4</sub>C miktarındaki artış ile birlikte numunelerde parçacıkların Al matris içerisinde genel olarak homojen dağıldığı söylenebilir. Ancak, haddeleme işlemi esnasında numunelerin kesit alanındaki azalmadan dolayı hem parçacıkların birbirine yaklaştığı hem de yönlendiği de görülmektedir (Resim 9.3a). Bu durum deformasyon esnasında oluşan radyal kuvvetler sayesinde gerçekleşmiştir. Ayrıca köpürebilir malzemenin yapısında gözeneklerin önemli ölçüde azalmasını da sağlamıştır. Literatürde, köpürebilir malzemelerin haddeleme işlemine tabi tutulmasıyla dikkate değer ölçüde gözeneklerin veya çatlakların giderilerek köpürtücü maddenin matris içerisinde daha fazla muhafaza edilmesini sağlayacağı belirtilmiştir [Banhart, 2005]. Lee ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada ekstrüzyon sonrası soğuk haddeleme işlemi TiH<sub>2</sub> parçacıklarının kırılmasına ve matris ile parçacık ara yüzey bağının kopmasına neden olmuştur. Bu da köpürebilir malzemelerin köpürme kabiliyetini düşürmüştür [Lee ve ark., 2003]. Bu çalışmada ise haddeleme ile gözle görülebilir ölçüde parçacık kırılmasına rastlanmamıştır. Ayrıca matris ile parçacık ara yüzeyinin geliştiği gözlenmiştir. Bu durumun haddeleme işleminin 550°C'de gerçekleştirilmesinden ve artan şekillendirilebilirlik ile birlikte parçacıkların sünek matris içerisinde rahatlıkla yer değiştirmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Hadeleme sonrası köpürebilir malzemelerin bağıl yoğunlukları %98'in üzerine çıkmıştır. Paulin ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada köpürebilir malzemelerin sıkıştırılmasında en az %98 bağıl yoğunluğun köpürebilirlik açısından iyi sonuçlar verdiği belirtilmiştir [Paulin ve ark., 2011]. Köpürebilir malzemelere uygulanan tek bir sıkıştırma tekniği bile köpürme davranışını etkileyebilmektedir [Bonaccorsi ve Proverbio, 2006]. Oysaki bu çalışmada köpürebilir malzemelerin sıkıştırılabilmesi için ekstrüzyon ve haddeleme gibi ikincil işlemler kullanılmıştır. Bu işlemler köpürebilir malzemenin köpürebilirlik özelliğini artırsa bile kullanılan cihazlar ek maliyet getirebilir. Fakat çalışmanın amacı doğrultusunda özellikle TM yöntemi ile köpürebilir malzeme üretimindeki boyutsal sınırlamalar ve sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirme işlemi düşünüldüğünde bu işlemlerin gerekliliği daha da anlaşılır hale gelmektedir.

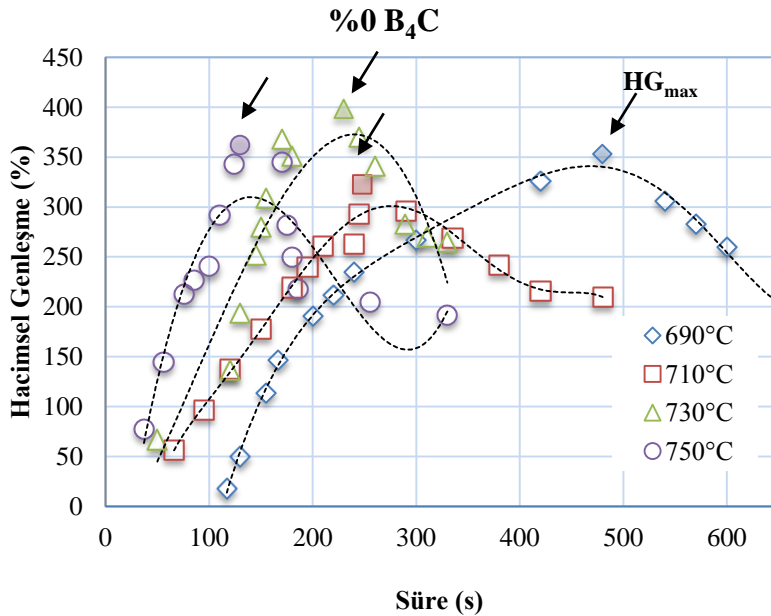


Resim 9.4. Haddelenmiş B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz köpürebilir malzemelere ait elementel haritalama örnekleri (Fast Map görüntüleri)

## 9.2. Köpürebilir Malzemelerin Genleşme Davranışı

### 9.2.1. Köpürebilir AlSi7 malzemeler

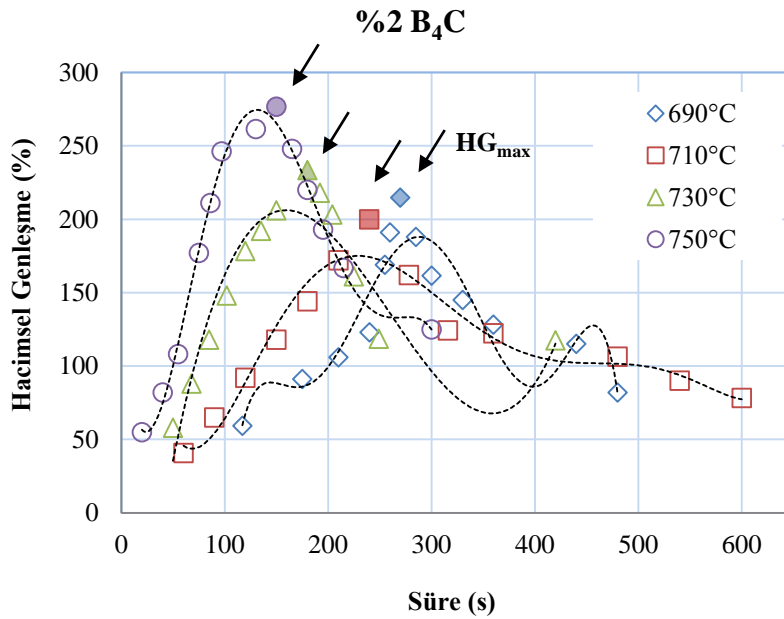
TM yöntemi ile üretilmiş köpürebilir malzemelerin genleşme özelliği sıkıştırma basıncı, köpürtme sıcaklığı ve ısıtma oranı gibi faktörlere bağlı olarak değişkenlik göstermektedir [Banhart, 2001]. İşlem parametrelerine bağlı olarak bu faktörler daha da genişletilebilir. Şekil 9.2’de B<sub>4</sub>C içermeyen köpürebilir Al malzemelere ait hacimsel genleşme - zaman grafiği gösterilmiştir. Grafiğe bakıldığında sıcaklığa bağlı olarak (690°C, 710°C, 730°C ve 750°C) B<sub>4</sub>C içermeyen köpürebilir malzemelerde maksimum hacimsel genleşme (HG<sub>max</sub>) değerleri sırasıyla %353, %323, %398 ve %362 olduğu görülmektedir. Ayrıca sıcaklık artışı ile birlikte numunelerin maksimum genleşme süreleri de kısalmıştır. Bu süre 690°C’de 480 s iken, 750°C’de 124 s olmuştur.



Şekil 9.2. B<sub>4</sub>C takviyesiz köpürebilir malzemelerin hacimsel genleşme - zaman grafiği

### 9.2.2. B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemeler

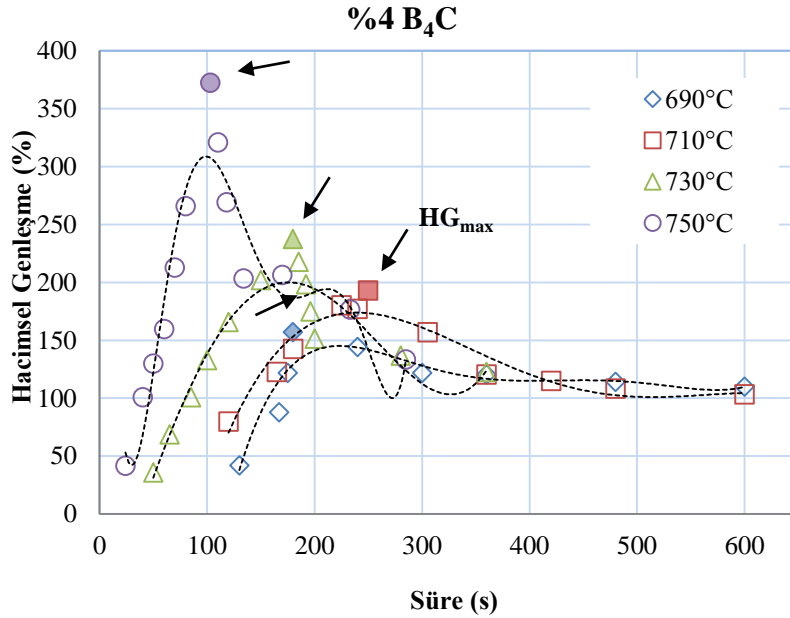
Şekil 9.3'te %2 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme - zaman grafiği gösterilmiştir. Grafiğe bakıldığında sıcaklık artışına bağlı olarak (690°C, 710°C, 730°C ve 750°C) köpürebilir malzemelerin maksimum genişleme değerlerinin sırasıyla %215, %200, %233 ve %277 olduğu görülmektedir. Bu değerler B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin HG<sub>max</sub> değerlerine kıyasla oldukça düşüktür. Dolayısıyla %2 oranında B<sub>4</sub>C ilavesi köpürebilir malzemelerin genişleme özelliğini olumsuz yönde etkilediği görülmektedir. Ayrıca sıcaklık artışı ile birlikte numunelerin maksimum genişleme süreleri de kısalmıştır. Bu süreler 690°C, 710°C, 730°C ve 750°C köpürtme sıcaklıkları için sırasıyla 270 s, 240 s, 180 s ve 150 s'dir.



Şekil 9.3. %2 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme - zaman grafiği

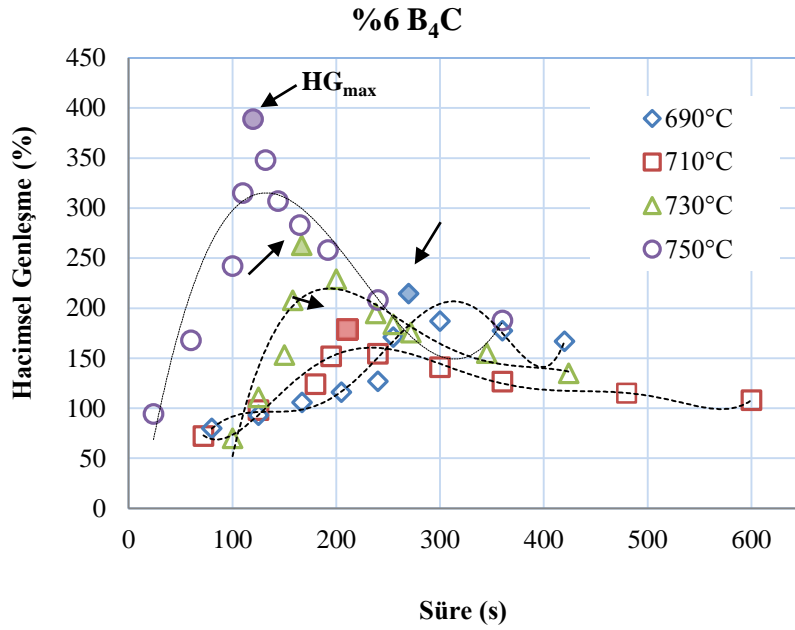
Şekil 9.4'te verilen %4 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme - zaman grafiğinde diğer numunelerde (%0 ve %2 B<sub>4</sub>C) olduğu gibi 750°C'de maksimum genişleme değerine ulaşıldığı görülmektedir. 690°C, 710°C, 730°C ve 750°C köpürtme sıcaklıkları için HG<sub>max</sub> değerleri sırasıyla %156, %177, %238 ve %372'dir. Bu değerler B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin HG<sub>max</sub> değerlerine nazaran

oldukça düşüktür. Ancak 730°C ve 750°C köpürtme sıcaklıklarında parçacık oranındaki artış (%2'den %4'e) hacimsel genişleme oranını da artırmıştır.



Şekil 9.4. %4 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme - zaman grafiği

Şekil 9.5'te %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme - zaman grafiği gösterilmiştir. Grafikte sıcaklık artışına bağlı olarak HG<sub>max</sub> değerlerinin arttığı görülmektedir. Bu değer 750°C'de %389 ile maksimum seviyeye ulaşmıştır. 690°C, 710°C ve 730°C köpürtme sıcaklıkları için HG<sub>max</sub> değerleri sırasıyla %214, %179 ve %262'dir. Bu değerler aynı sıcaklıkta köpürtülmüş B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin HG<sub>max</sub> değerlerine nazaran oldukça düşüktür. Fakat 750°C köpürtme sıcaklıklarında parçacık oranındaki artış (%0'dan %6'ya) hacimsel genişleme oranını da artırmış ve B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerle benzer genişleme oranlarına ulaşmıştır.

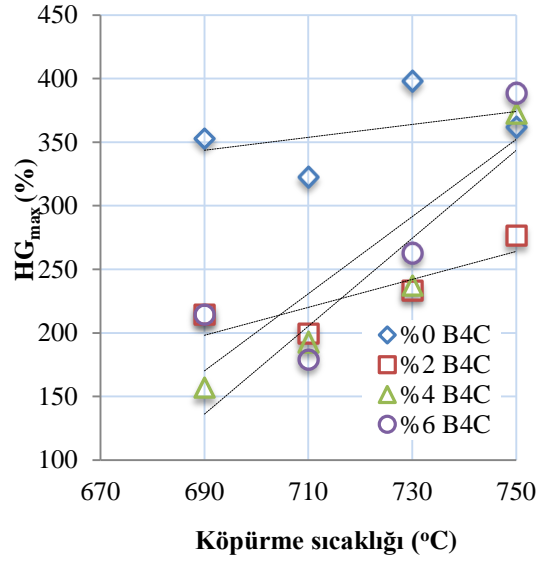


Şekil 9.5. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin hacimsel genişleme - zaman grafiği

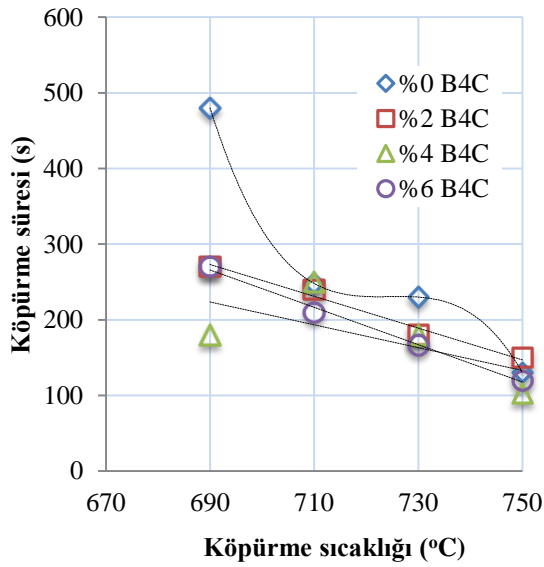
### 9.3. B<sub>4</sub>C İlavesi ve Köpürtme Sıcaklığının Genleşme Davranışı Üzerine Etkileri

Yapılan çalışmalarda, B<sub>4</sub>C içermeyen AlSi7 köpüklerin 690°C ila 750°C köpürtme sıcaklıkları arasında genişleme oranları ortalama %320 ila %400 arasında değişmiştir (Şekil 9.6). Elde edilen bu sonuçların literatürde yapılan çalışmalarda elde edilen sonuçlarla paralel olduğu tespit edilmiştir. Zira, Duarte ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmalarda 675°C ile 750°C köpürtme sıcaklıkları arasında AlSi7 köpükler için maksimum genişleme değerleri yaklaşık %320 ila %470 arasında değişmiştir [Duarte ve Banhart, 2000]. Araştırmacılar köpürtme sıcaklığının ve ısıtma hızının, Al köpüklerin kararlılığı ve maksimum genişmeleri üzerine etki ederek ergiyik metalin viskozitesini düşürdüğü ve yapı içerisinde gaz oluşumunu artırdığını belirtmişlerdir. Ancak B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin genişleme oranları AlSi7 köpüklere kıyasla daha düşüktür. Genişleme değerleri sıcaklıktaki artışa bağlı olarak artmıştır. Parçacık ilavesi ile köpürebilir malzemelerin genişleme davranışları düşük sıcaklıklarda zayıflamış, yüksek sıcaklıklarda ise artmıştır. Bu artış B<sub>4</sub>C içermeyen numunelere nazaran önemsiz gibidir. Çünkü 750°C'de B<sub>4</sub>C içermeyen köpürebilir malzemeler %362, %6 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde yaklaşık %389 maksimum

hacimsel genişleme değerlerine ulaşmıştır. Ayrıca köpürme sıcaklığındaki artış  $B_4C$  takviyeli/takviyesiz köpürebilir malzemelerin maksimum genişleme sürelerini düşürmüştür (Şekil 9.7). Bu düşüş  $B_4C$  içermeyen köpürebilir malzemelerde daha etkindir.

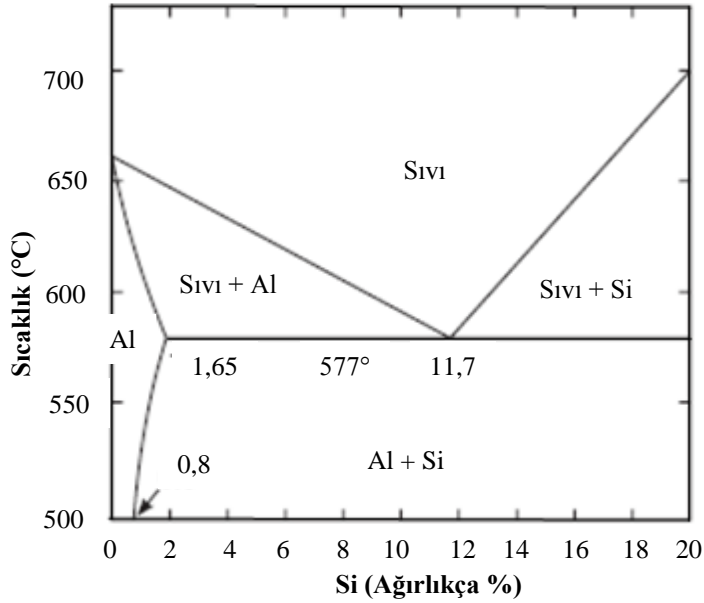


Şekil 9.6. Maksimum genişleme sergileyen  $B_4C$  takviyeli/takviyesiz köpürebilir malzemelerin köpürme sıcaklığı -  $HG_{max}$  grafiği



Şekil 9.7. Maksimum genişleme sergileyen  $B_4C$  takviyeli/takviyesiz köpürebilir malzemelerin köpürme sıcaklığı - köpürme süresi grafiği

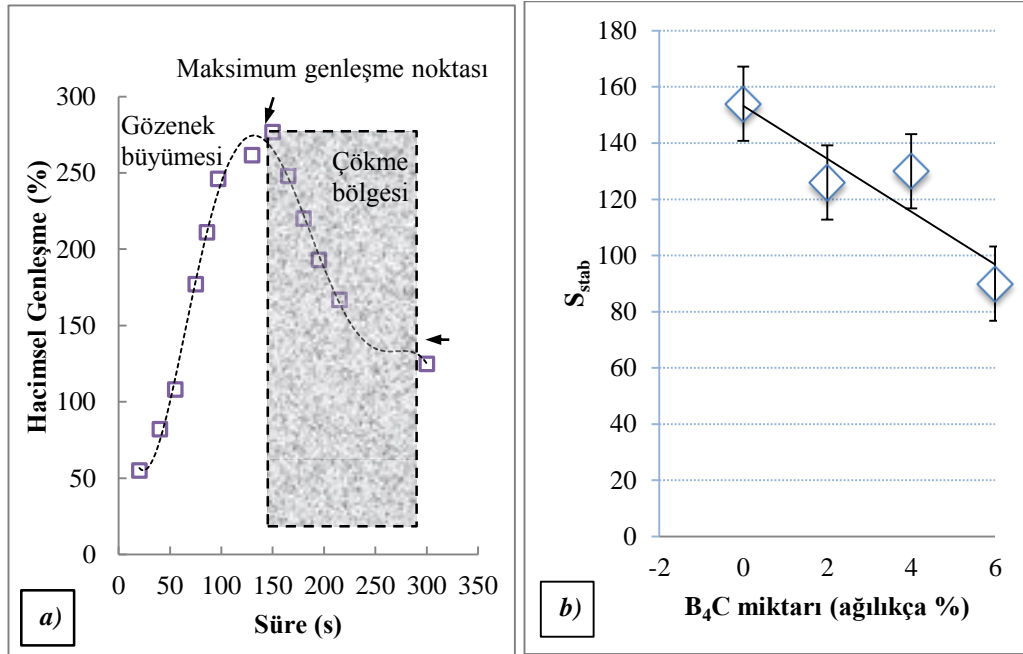
Esmaeelzadeh ve arkadaşının yapmış olduğu çalışmada farklı sıcaklıklarda köpürtülen AlSi7 ve AlSi7+SiC malzemelerin maksimum genleşme sürelerinin artan sıcaklık ile birlikte azaldığı belirtilmektedir [Esmaeelzadeh ve Simchi, 2008]. Yapı içerisindeki B<sub>4</sub>C parçacıkları metal akışını geciktirerek köpüğün genleşme oranını da düşürebilir. Bilindiği üzere ergiyik içerisinde dağılmış katı parçacıklar viskositeyi artırmaktadır [Güden ve Yüksel, 2006]. Dolayısıyla ergiyik Al içerisine katılan seramik parçacıklar sıvı akışını engelleyerek köpürme davranışını da etkilemektedir [Park ve Hur, 2003]. Türker ve arkadaşları (2008) saf Al köpüğe B<sub>4</sub>C ilave ederek kompozit köpüklerin köpürme davranışlarını incelemiştir. Araştırmacıların elde ettikleri sonuçlara göre B<sub>4</sub>C ilavesi, köpüğün genleşme davranışının zayıflamasına ve gözenek yapısında düzensizliğe neden olmuştur. Çinici (2012) tarafından yapılan çalışmada B<sub>4</sub>C takviyeli sandeviç köpüklerin üretiminde de benzer sonuçlara ulaşılmıştır. Diğer bir çalışmada ise Gökmen ve arkadaşları (2011) matris malzemesi Alumix 231 tozlarına B<sub>4</sub>C parçacıkları ilave ederek kompozit köpük üretmişlerdir. Bu çalışmada üretilen köpükler için B<sub>4</sub>C oranının kritik değeri %6 olarak belirtilmiştir. Araştırmacılar bunun nedenini %6'dan fazla parçacık ilavesinin gözenek morfolojisine ve köpürme davranışına olumsuz yönde etki etmesine bağlamışlardır. Şekil 9.8'de Al – Si faz diyagramı verilmiştir [Murray ve McAlister, 1984]. Silisyum ilavesi Al alaşımının ergime sıcaklığını düşürmekte ve 577±1°C sıcaklıkta ötektik yapı oluşturmaktadır. Bundan dolayı yüksek köpürtme sıcaklıklarında AlSi7 köpürebilir malzemelerde daha fazla genleşme oranları beklendiği gibi hücresel yapıda çökme olasılığında artar. Bu durumda ilave edilen B<sub>4</sub>C parçacıkları köpüğün kararlılığını artırarak, drenaj etkisini azaltabilir.



Şekil 9.8. Al – Si faz diyagramı [Murray ve McAlister, 1984].

Hücre duvarları ile plato sınırları arasındaki basınç farkını etkileyen parçacıklar metal akışındaki itici gücü değiştirerek köpüğün kararlılığını ve köpürebilirliğini geliştirmektedir [Babscan ve ark., 2003]. Dolayısıyla düşük sıcaklıklarda hem ergiyik viskozitesinin fazla olması hem de hücre duvarında  $B_4C$  parçacıklarının varlığı genleşme için gerekli olan itici kuvveti engelleyerek hacimsel genleşme oranlarını düşürmüş olabilir. Burada önemli olan nokta katı parçacıkların sıvı tarafından ıslatılabilirliği ve yüzey gerilimi etkisidir [Park ve Hur, 2003]. Diğer taraftan viskoziteki farklılık ıslatma açısını, yani sıvı ile katı arasındaki yapışkanlığı da etkileyebilmektedir [Kadoi ve Nakae, 2011]. Yüksek viskoziteden dolayı ergiyik sıvının akma direnci drenajı azaltmakta ve köpük daha kararlı hale gelmektedir. Hücre duvarlarındaki çökme ve ergiyik drenajın bir sonucu olarak köpüğün genleşme miktarındaki düşüş çökme bölgesini oluşturmaktadır. Şekil 9.9a'da verilen örnek bir hacimsel genleşme - zaman grafiğinde maksimum genleşme sonrası oluşan (150 saniye sonrası) çökme bölgesinin alanı Eşitlik 9.1'de verilen formül ile hesaplanmış ve köpüğün kararlılığı ile ilişkilendirilmiştir [Esmaelzadeh ve ark., 2006]. Buna göre  $750^\circ C$ 'de %6 oranında  $B_4C$  içeren köpüklerin diğerlerine oranla kararlılığının ( $S_{kararlılık}$ ) daha fazla olduğu söylenebilir (Şekil 9.9b). Bu grafikte  $S_{kararlılık}$  değeri ne kadar fazla olur ise köpüğün kararlılığı da o derece azalmaktadır.

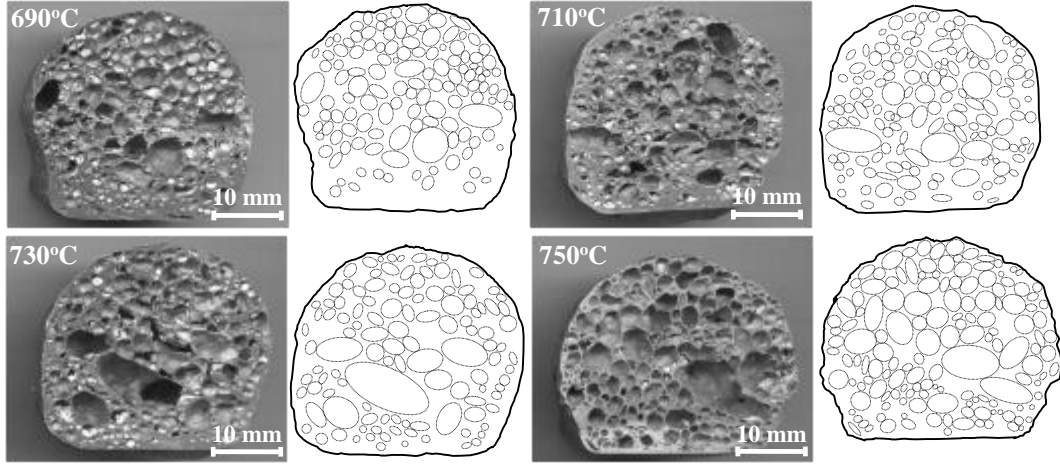
$$S_{\text{kararlılık}} = [HG_{\text{max}} \cdot x \cdot 150 - \int_{t_{HG_{\text{max}}}}^{t_{HG_{\text{max}} + 150}} Edt.] \cdot x \cdot 0,01 \quad (9.1)$$



Şekil 9.9. a) Hacimsel genişleme – zaman grafiği, b) B<sub>4</sub>C miktarına bağlı olarak köpük kararlılığındaki (S<sub>kararlılık</sub>) değişim

#### 9.4. AlSi7 Köpüklerin Gözenek Yapısı ve Dağılımı

Resim 9.5'te farklı sıcaklıklarda köpürtülmüş maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen köpürebilir AlSi7 malzemelerin gözenek yapıları gösterilmektedir. Resimlere bakıldığında, gözeneklerin homojen dağılım sergilediği ve artan sıcaklıkla birlikte numunelerin gözenek boyutlarının arttığı görülmektedir. Bununla birlikte köpürme işlemi esnasında birkaç gözenegin birleşmesi sonucu daha iri boyutlu gözeneklere de rastlanmaktadır. Özellikle 730°C ve 750°C sıcaklıklarda yapılan köpürme işlemlerinde iri gözenekler yapı içerisinde bölgesel olarak yer almıştır. Makro boyutta gözenek dağılımının 750°C'de daha homojen olduğu görülmektedir.

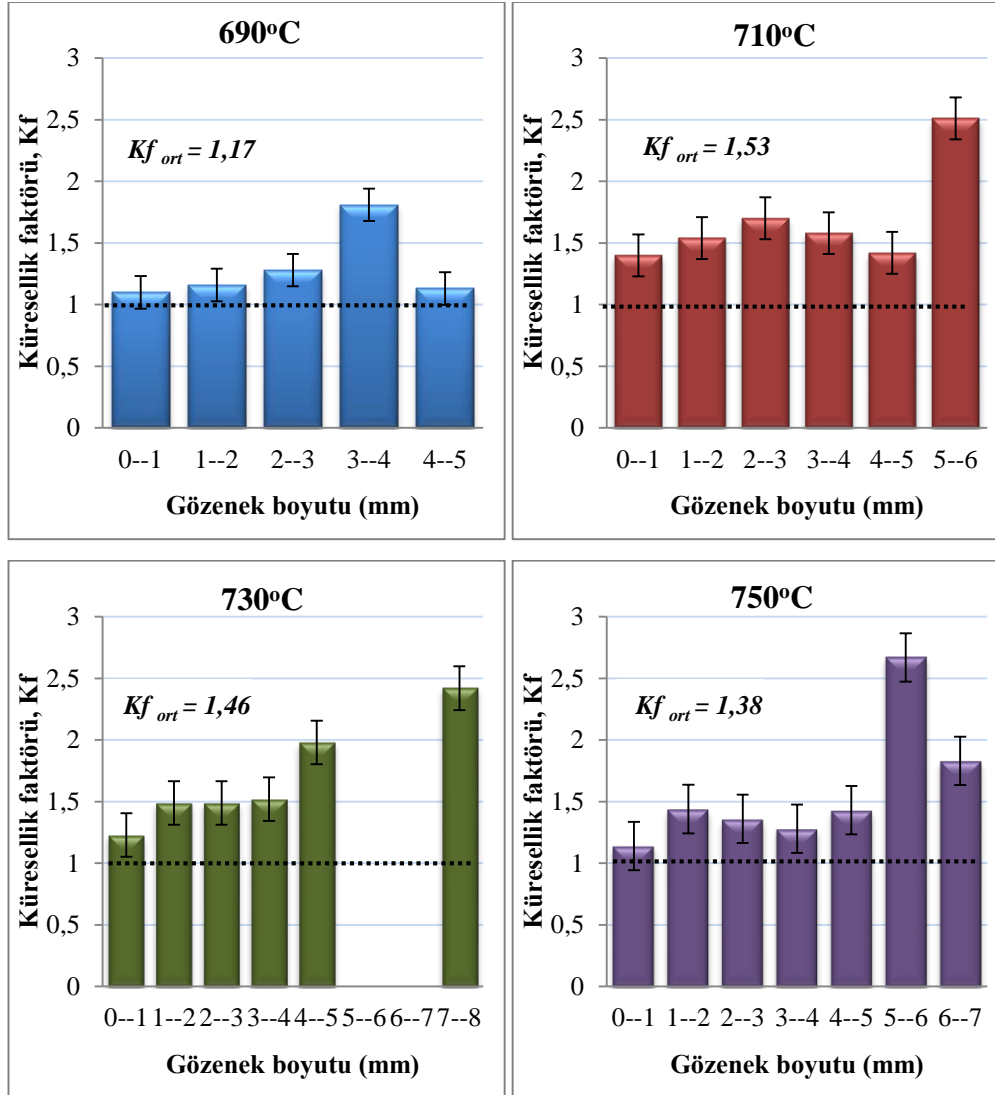


Resim 9.5. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen köpürebilir ALSi7 malzemelerin gözenek yapıları

Şekil 9.10'da farklı köpürtme sıcaklıklarında maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen numunelerde gözenek boyutu ( $G_b$ ) ile gözenek oranının ( $G_s$ ) ilişkilendirildiği grafikler verilmektedir. Grafiklere bakıldığında numunelerin tamamında genel olarak boyutları 1 mm ile 2 mm arasında değişen gözeneklerin mevcut olduğu görülmektedir. Ancak bu boyutlara sahip gözeneklerin % oranı artan sıcaklık ile birlikte değişmiştir. 690°C'de köpürtülen numunelerde bu boyutlardaki gözenek oranı %80 iken 750°C'de %50'dir. Fakat 750°C'de 1 mm ile 2 mm arasında değişen gözeneklerin oranı az olsa da, 2 mm'den daha büyük olan gözeneklerin oranları diğerlerine göre fazladır. Grafikler üzerinde gösterilen verilere bakıldığında 690°C, 710°C, 730°C ve 750°C sıcaklıklarda köpürtülen prefom malzemelerde ortalama gözenek boyutları sırasıyla 1,47 mm, 1,44 mm, 1,53 mm ve 1,93 mm'dir.



Örneğin 750°C’de köpürtülmüş numunelerde 5 mm ile 6 mm arasında değişen gözenek boyutları için küresellik faktörü oldukça yüksektir.



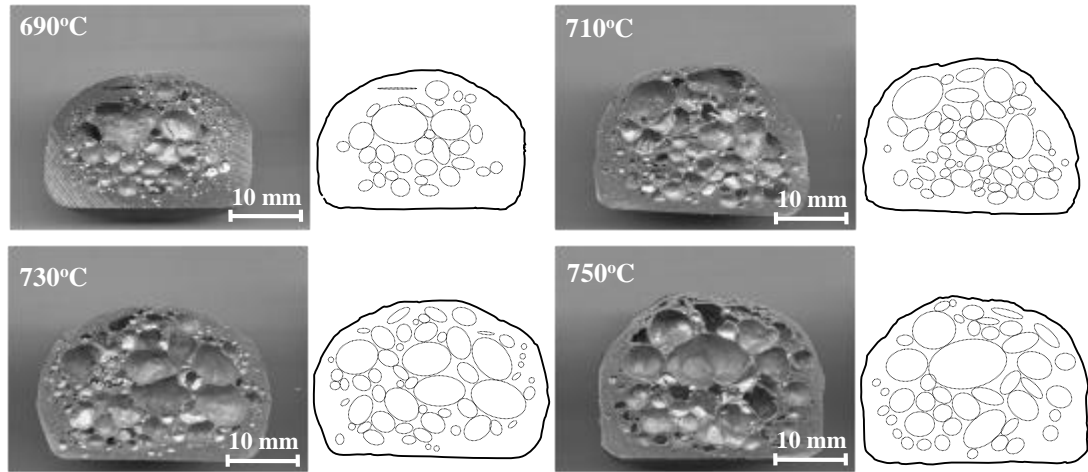
Şekil 9.11. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen AISi7 köpüklerin küresellik faktörü - gözenek boyutu grafikleri

## 9.5. B<sub>4</sub>C Takviyeli AISi7 Köpüklerin Gözenek Yapısı ve Dağılımı

### 9.5.1. %2 B<sub>4</sub>C takviyeli AISi7 köpükler

Resim 9.6’da farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %2 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AISi7 malzemelerin gözenek yapıları gösterilmektedir.

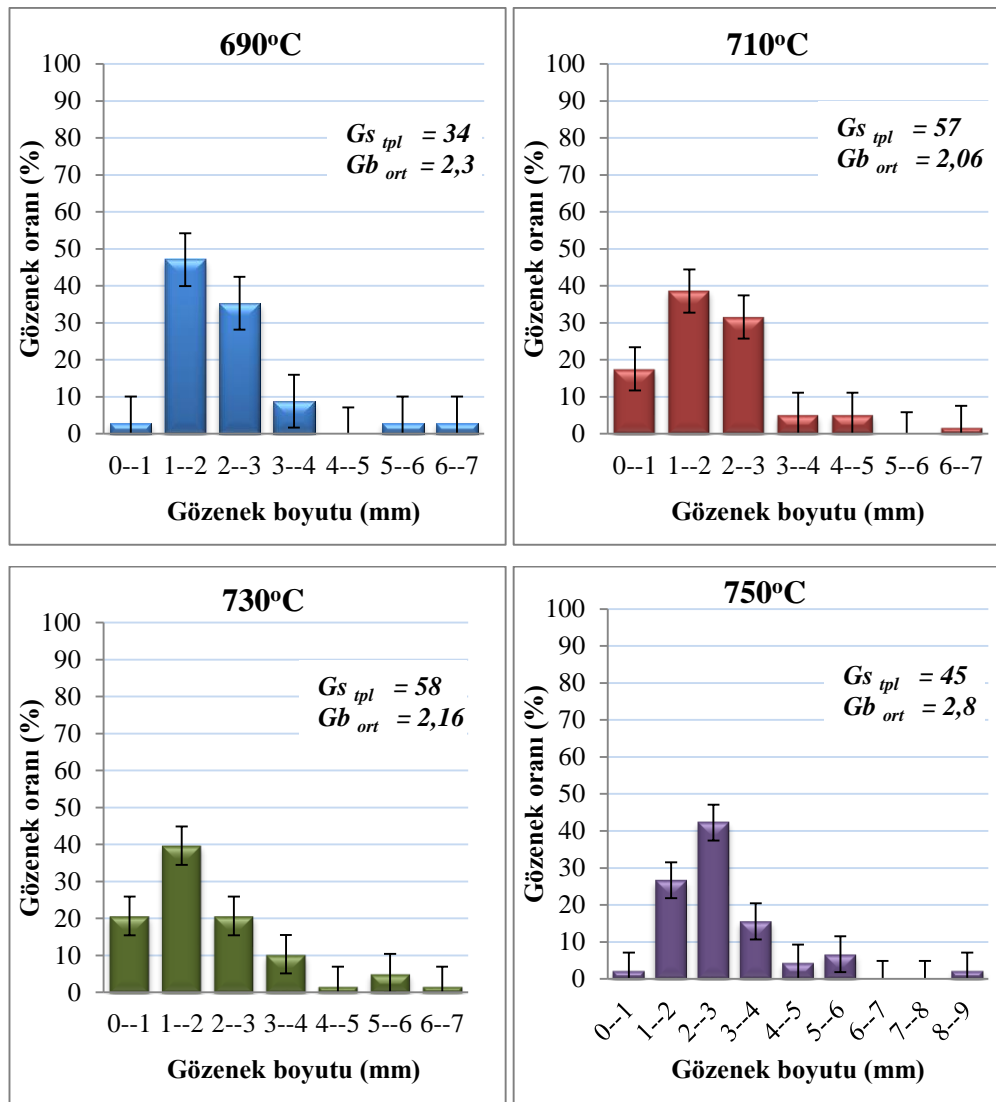
Resimlere bakıldığında artan sıcaklıkla birlikte numunelerde gözenek boyutlarının arttığı görülmektedir. Ancak 690°C’de köpürtülen numunelerin diğerlerine göre köpürme davranışının zayıf olduğu söylenebilir. Çünkü gözenek oluşumunun yalnızca merkezde gerçekleştiği ve numune cidarlarında gözenek içermeyen bölgelerin olduğu görülmektedir. Gözenek içermeyen bu bölgeler sıcaklık artışı ile incelmıştır. Gözenek oluşumu köpük yapının üst bölgelerinde ve özellikle köpürme yönünde artmıştır. Alt bölgelerde ince, üst bölgelerde (köpürme yönü) ise iri gözeneklere rastlanmaktadır. Sıcaklık artışı ile birlikte B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde olduğu gibi benzer şekilde birkaç gözeneğin birleşmesi sonucu daha iri boyutlu gözeneklere rastlanmaktadır.



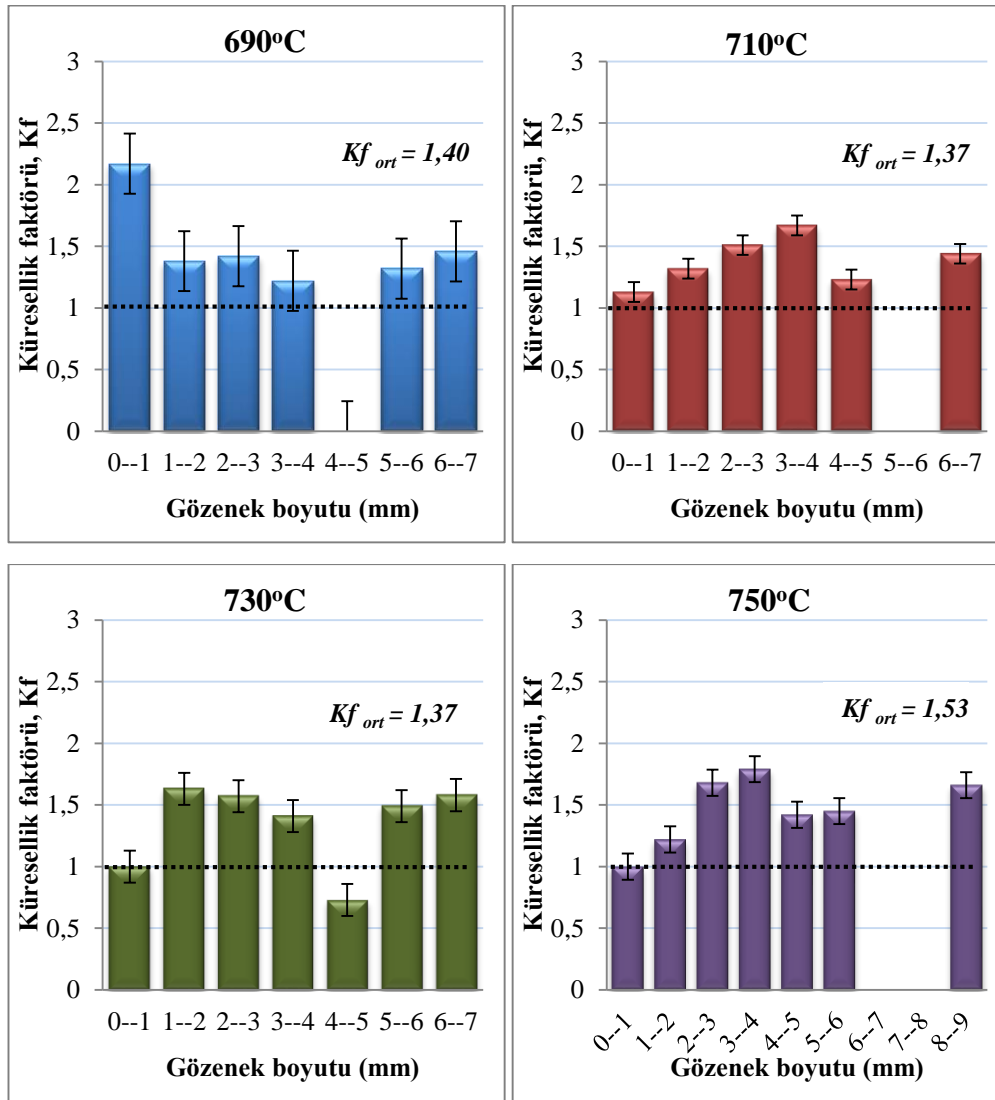
Resim 9.6. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %2 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerin gözenek yapıları

Şekil 9.12’deki grafiklerde ise farklı köpürtme sıcaklıklarında maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen numunelerde gözenek boyutu ile gözenek oranının ilişkilendirildiği grafikler gösterilmiştir. Grafiğe bakıldığında yapı içerisinde en fazla gözeneğin 730°C’de elde edildiği görülmektedir. Sıcaklık artışı ile birlikte gözenek oranı da artmıştır. Ancak 750°C’de gözenek oranı azalmıştır. Bunun nedeni daha önce belirtildiği gibi gözeneklerin birleşmesi sonucu iri gözeneklerin oluşmasıdır. Örneğin numunelerde 3 mm ve üzeri boyutlara sahip gözeneklerin sayısına bakıldığında 690°C’de en az sayıda iken, 750°C’de en fazladır. Ortalama gözenek boyutları ise 690°C, 710°C, 730°C ve 750°C sıcaklıklarda sırasıyla 2,3 mm, 2,06 mm,

2,16 mm ve 2,8 mm'dir. Şekil 9.13'te ise numunelere ait küresellik faktörü - gözenek boyutu grafikleri gösterilmiştir. Grafikler üzerinde verilen değerlere göre 690°C, 710°C, 730°C ve 750°C sıcaklıklarda köpürtülen prefom malzemelerde ortalama Kf değerleri sırasıyla 1,40 - 1,37 - 1,37 ve 1,53'tür. Buna göre 750°C'de köpürtülen numunelerin gözenek yapılarının düşük sıcaklıklarda üretilen köpüklere kıyasla daha az küresele yakın olduğu görülmektedir.



Şekil 9.12. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %2 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklerin gözenek boyutu - gözenek oranı grafikleri

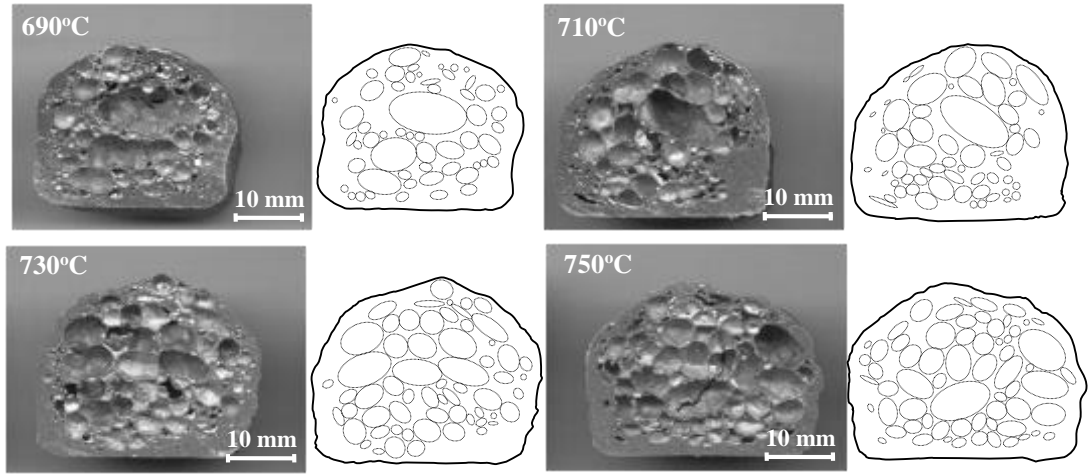


Şekil 9.13. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %2 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklerin küresellik faktörü -gözenek boyutu grafikleri

#### 9.5.2. %4 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpükler

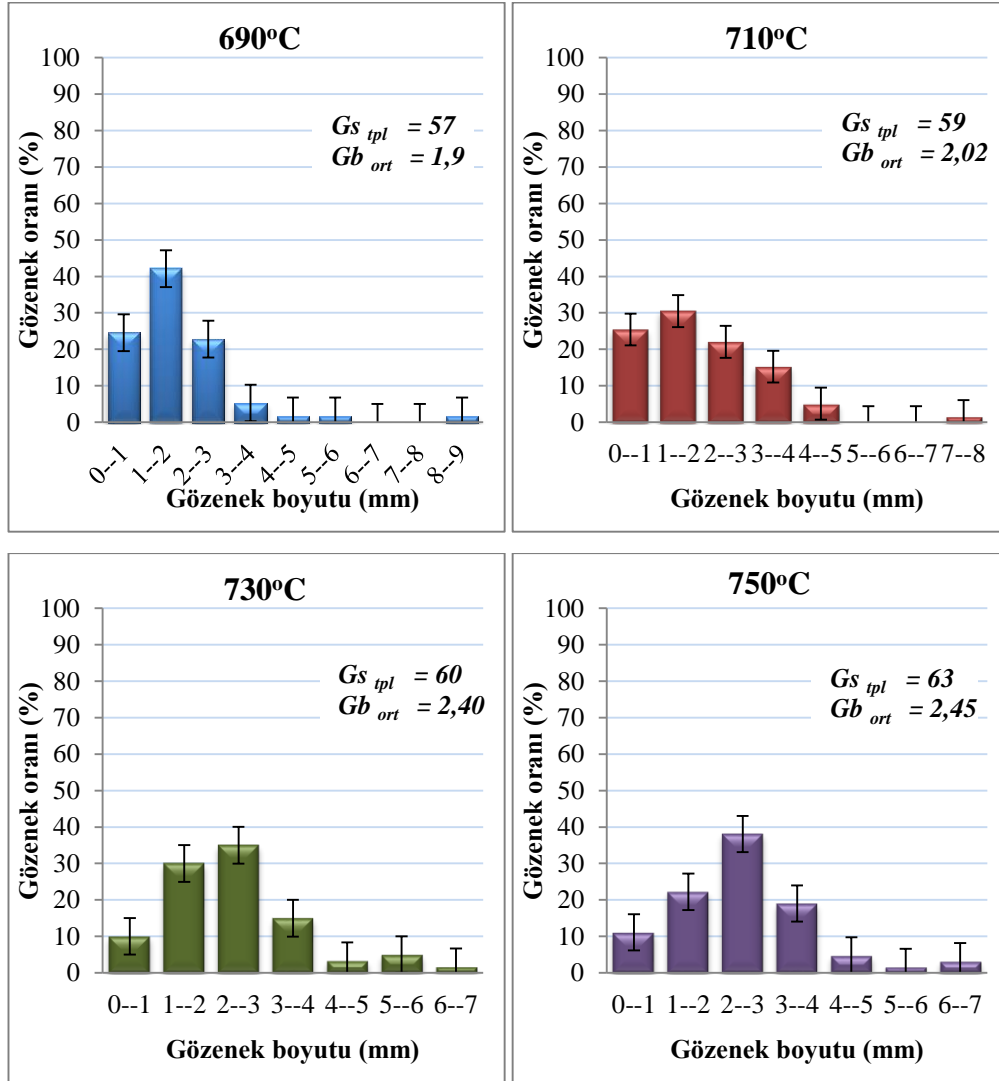
Resim 9.7'de farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %4 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerin ara kesit fotoğrafları gösterilmektedir. Resimlere bakıldığında, yapı içerisinde oluşan gözeneklerin boyut ve şekil olarak farklı olduğu ve numune cidarlarında gözenek oluşmadığı görülmüştür. Ayrıca artan sıcaklıkla birlikte numunelerde gözenek oranı ve gözenek boyutlarının da arttığı görülmektedir. %2 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde olduğu gibi bu

malzemeler için 690°C köpürme sıcaklığı köpürme davranışını olumsuz yönde etkilemektedir. Çünkü yapı içerisinde gözenek boyutu dağılımının homojen olmadığı görülmektedir. 710°C’de ise numunelerin alt bölgelerinde ince, üst bölgelerde (köpürme yönü) ise iri gözeneklere rastlanmaktadır. 730°C ve 750°C köpürme sıcaklıklarında üretilen numuneler de gözenek boyutu dağılımının düşük sıcaklıklara kıyasla nispeten daha homojen olduğu söylenebilir.

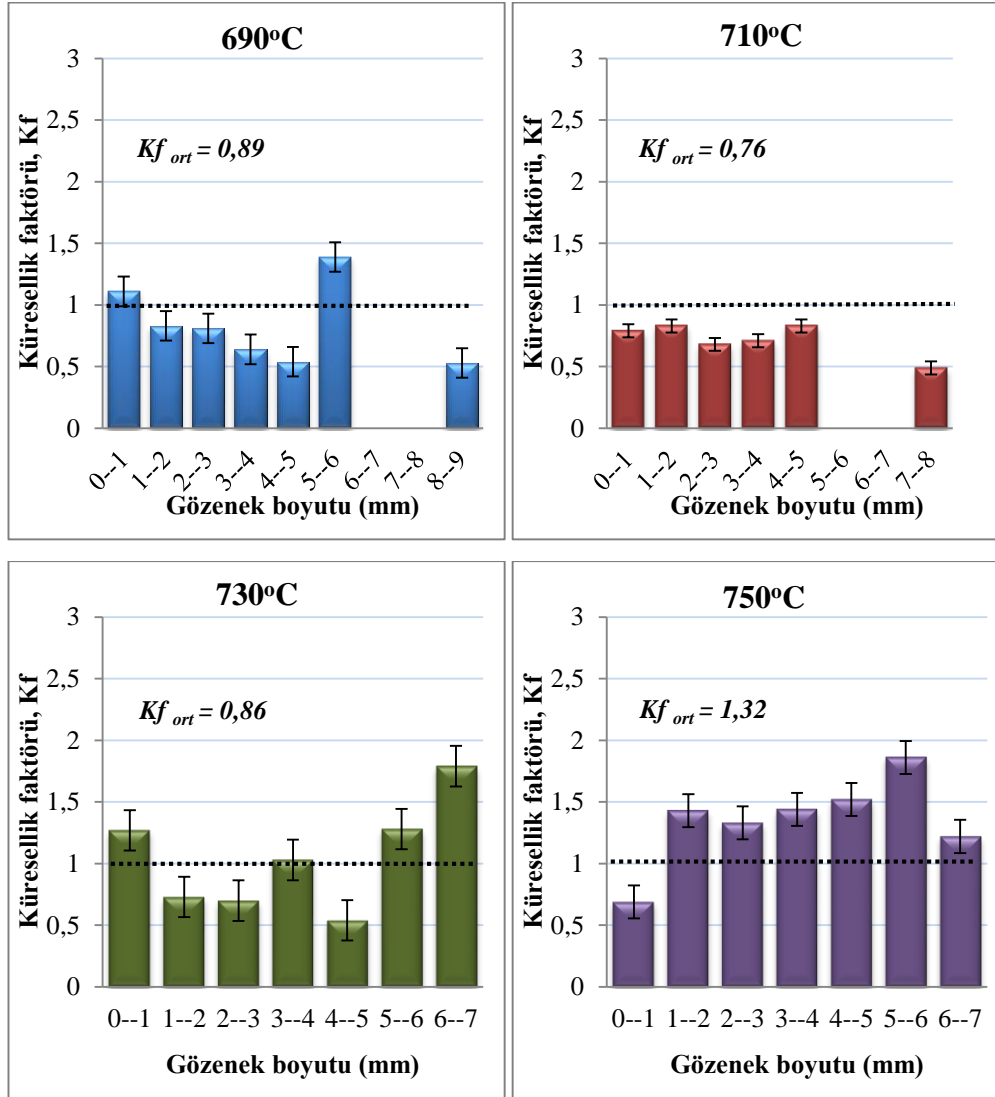


Resim 9.7. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %4 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerin gözenek yapıları

Şekil 9.14’teki grafiklerde ise numunelere ait gözenek boyutu - gözenek oranı eğrileri verilmektedir. Grafiğe bakıldığında yapı içerisinde en fazla gözenek 750°C’de elde edildiği görülmektedir. Sıcaklık artışı ile birlikte gözenek oranı ve gözenek boyutu artmıştır. Ortalama gözenek boyutları ise 690°C, 710°C, 730°C ve 750°C sıcaklıklarda sırasıyla 1,9 mm, 2,02 mm, 2,40 mm ve 2,45 mm’dir. Şekil 9.15’teki grafiklerde ise numunelere ait küresellik faktörü - gözenek boyutu eğrileri verilmektedir. Eğriler üzerinde verilen değerlere göre farklı sıcaklıklarda köpürtülen prefom malzemelerde ortalama küresellik faktörü değerleri, düşük sıcaklıktan yüksek sıcaklığa doğru sırasıyla 0,89 - 0,76 - 0,86 ve 1,32’dir. Elde edilen verilere göre 690°C’de köpürme davranışı zayıflamasına rağmen küresele en yakın gözenek yapıları bu sıcaklıkta elde edilmiştir.



Şekil 9.14. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %4 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklerin gözenek boyutu - gözenek oranı grafikleri

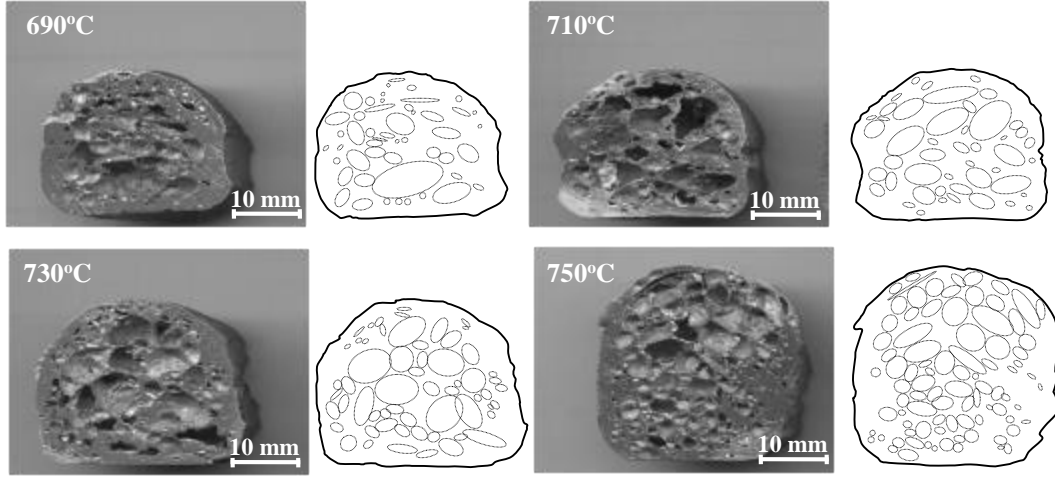


Şekil 9.15. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %4 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi<sub>7</sub> köpüklerin küresellik faktörü - gözenek boyutu grafikleri

### 9.5.3. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi<sub>7</sub> köpükler

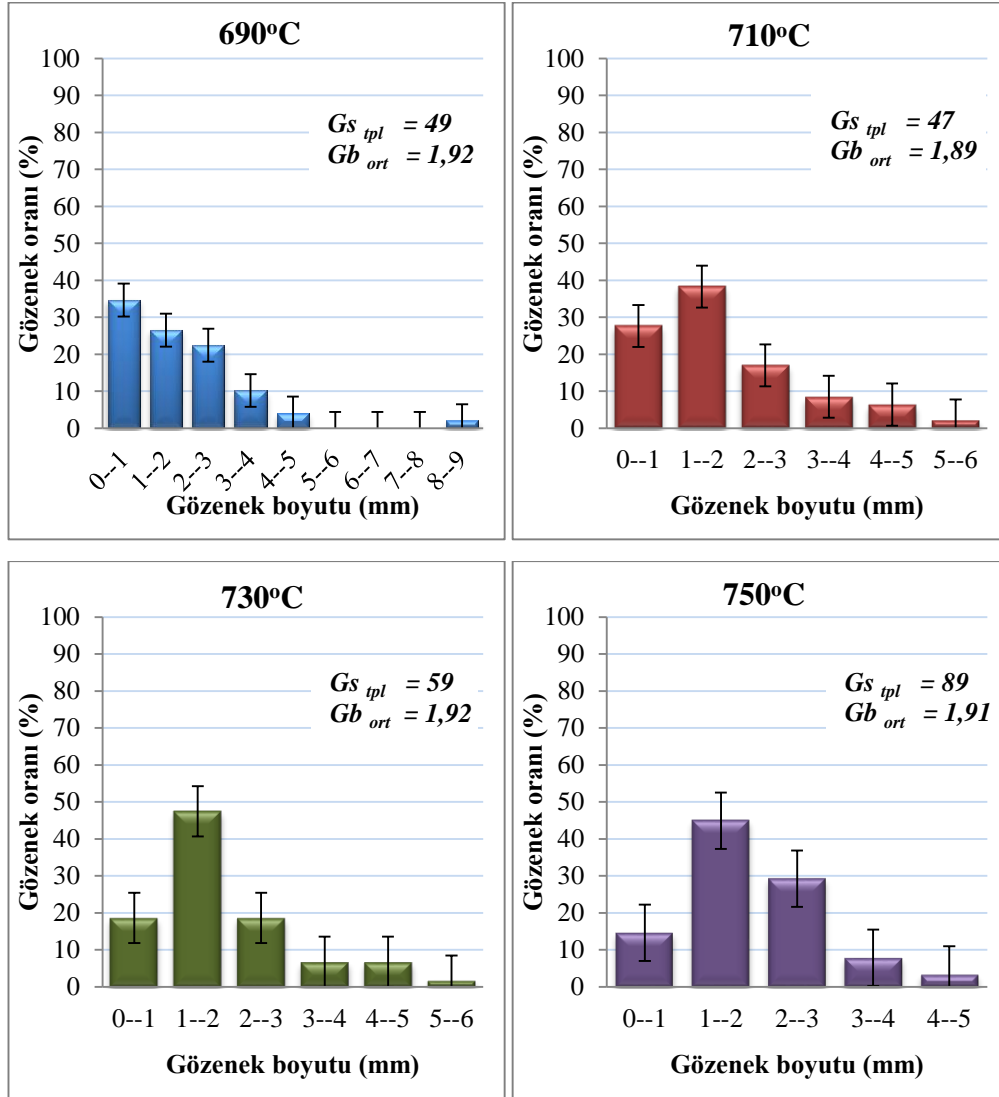
Resim 9.8'de farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi<sub>7</sub> malzemelerin ara kesit fotoğrafları gösterilmektedir. Resimlere bakıldığında artan sıcaklık ile birlikte numunelerde gözenek sayısının belirgin bir şekilde arttığı görülmektedir. Benzer şekilde gözenek boyutu dağılımının da artan sıcaklıkla birlikte daha homojen hale geldiği görülebilir. %2 ve %4 B<sub>4</sub>C içeren numunelerde olduğu gibi bu malzemeler için de 690°C

köpürtme sıcaklığı köpürme davranışını olumsuz yönde etkilemektedir. Çünkü yapı içerisinde gözenek boyutu dağılımı diğerlerine kıyasla homojen değildir.

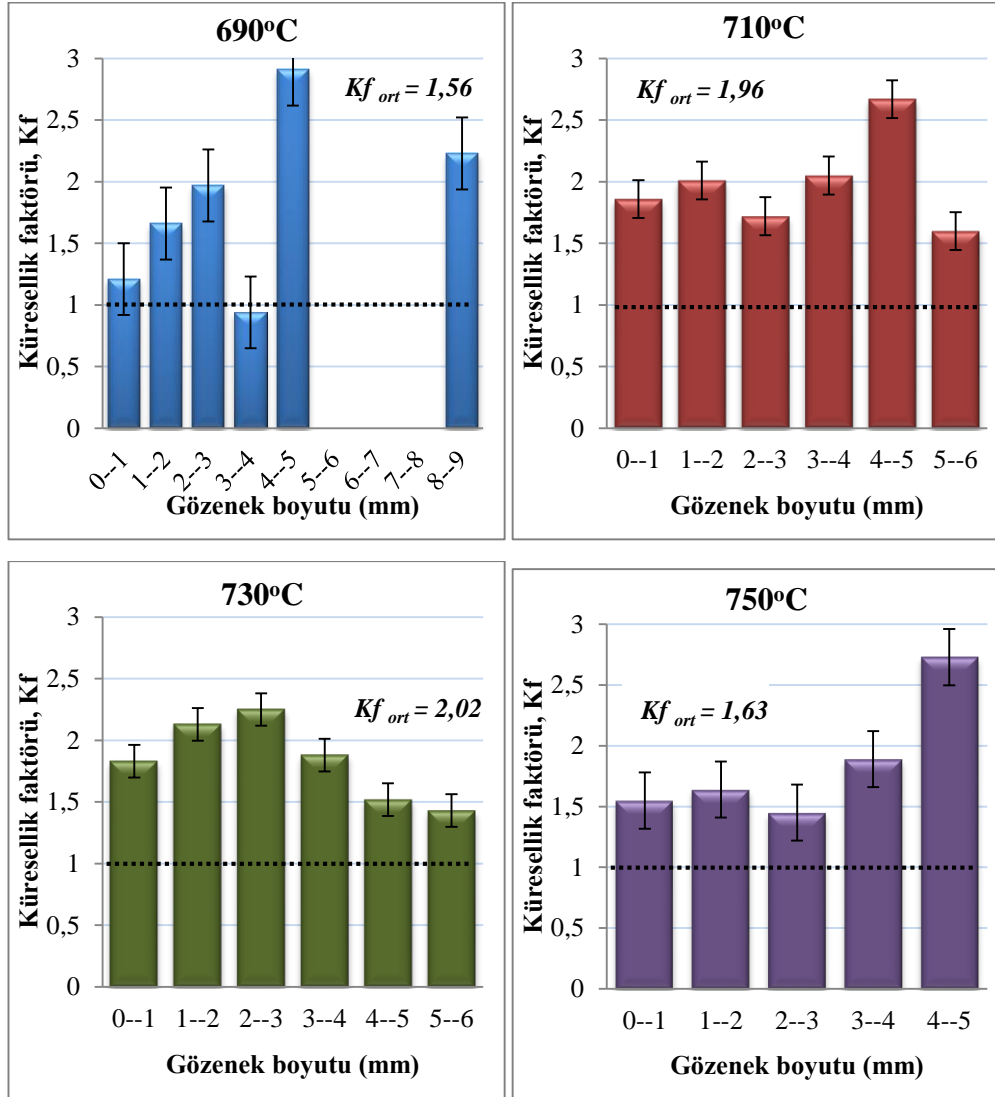


Resim 9.8. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerin gözenek yapıları

Şekil 9.16'daki grafikte ise numunelere ait gözenek boyutu - gözenek oranı eğrileri verilmektedir. Grafiğe bakıldığında yapı içerisinde en fazla gözenegin 750°C'de elde edildiği görülmektedir. Ortalama gözenek boyutları ise 690°C, 710°C, 730°C ve 750°C sıcaklıklarda sırasıyla 1,92 mm, 1,89 mm, 1,92 mm ve 1,91 mm'dir. Gözenek boyutları farklı olmasına rağmen ortalama gözenek boyutları yakın değerlerdedir. Bunun nedeni gözenek sayılarındaki farklılıktır. Örneğin maksimum genişleme sergileyen numunelerde ortalama gözenek sayısı 710°C'ye nazaran 750°C'de daha fazladır. Şekil 9.17'deki grafiklerde ise numunelere ait küresellik faktörü - gözenek boyutu eğrileri verilmektedir. Eğriler üzerinde verilen değerlere göre 690°C, 710°C, 730°C ve 750°C sıcaklıklarda köpürülen prefom malzemelerde ortalama küresellik faktörü değerleri sırasıyla 1,56 - 1,96 - 2,02 ve 1,63'tür. Elde edilen verilere göre %4 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde olduğu gibi 690°C'de köpürme davranışı zayıflamasına rağmen küresele en yakın gözenek yapıları bu sıcaklıkta elde edilmiştir.



Şekil 9.16. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklerin gözenek boyutu - gözenek oranı grafikleri

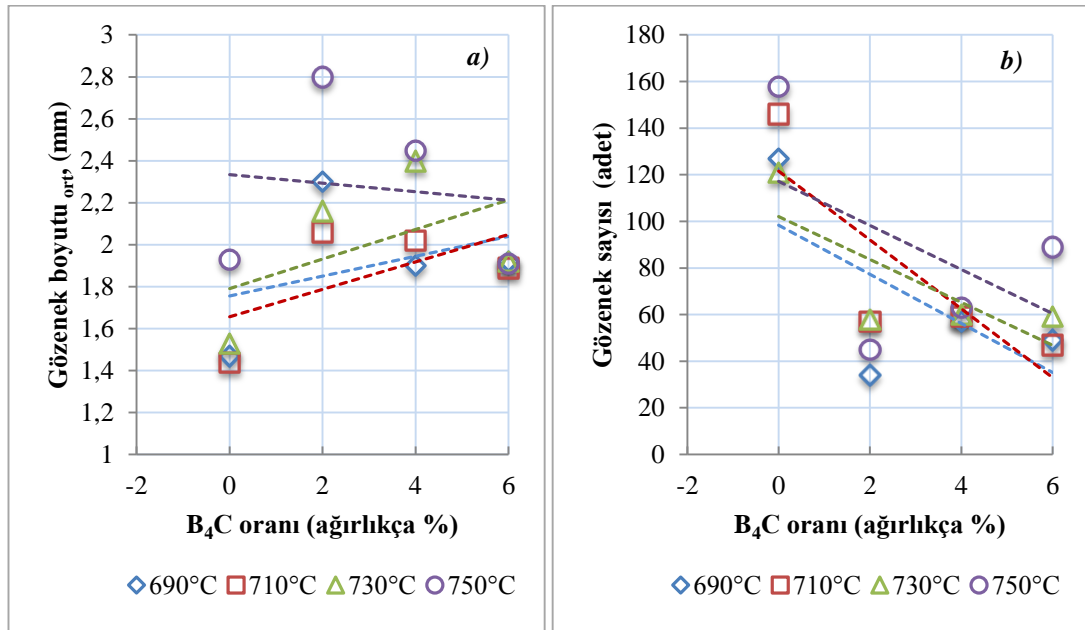


Şekil 9.17. Farklı sıcaklıklarda maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklerin küresellik faktörü - gözenek boyutu grafikleri

### 9.6. B<sub>4</sub>C İlavesi ve Köpürtme Sıcaklığının Gözenek Yapısı ve Dağılımı Üzerine Etkileri

Şekil 9.18'de B<sub>4</sub>C miktarı ve köpürtme sıcaklığına bağlı olarak maksimum oranda hacimsel genişleme sergileyen numunelerdeki gözenek boyutu ortalamaları ve gözenek sayısındaki değişimler gösterilmektedir. Grafiklere bakıldığında artan B<sub>4</sub>C miktarı ve sıcaklıkla birlikte numunelerde gözenek boyutlarının arttığı (Şekil 9.18a), gözenek sayısının ise azaldığı görülmektedir (Şekil 9.18b). Bu durum köpürme işlemi esnasında birkaç gözenek birleşmesi sonucu daha iri boyutlu gözeneklerin

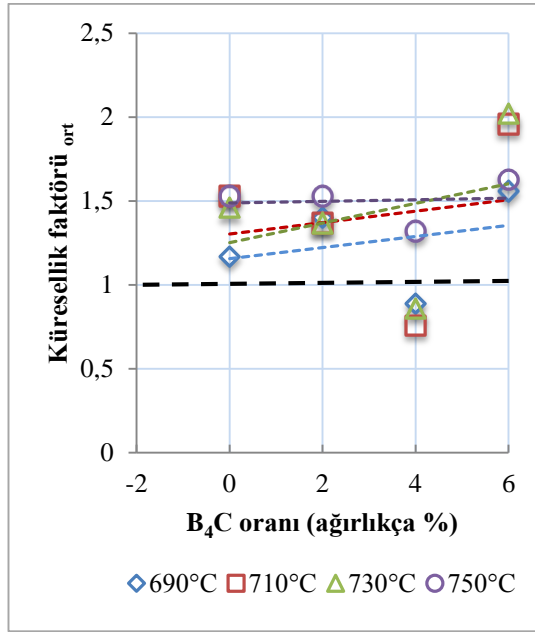
oluşma eğiliminden kaynaklanmaktadır [Baumgärtner ve ark., 2000]. B<sub>4</sub>C takviyeli malzemelerde 690°C’de köpürtülen numunelerin diğerlerine oranla köpürme davranışı daha zayıftır. Gözenek oluşumu yalnızca merkeze yakın bölgelerde gerçekleşmiştir. Nispeten 750°C köpürtme sıcaklıklarında üretilen numuneler de gözenek boyutu dağılımının diğerlerine kıyasla daha homojen olduğu söylenebilir. Daha önceden belirtildiği gibi düşük sıcaklıklarda hem ergiyik viskozitesinin fazla olması hem de hücre duvarında B<sub>4</sub>C parçacıklarının varlığı genleşme için gerekli olan itici gücü engelleyerek hacimsel genleşme oranlarını düşürmüştür olabilir [Duarte ve Banhart, 2000]. Parçacık içermeyen numunelere nazaran B<sub>4</sub>C, gözenek boyutunu artırıcı, gözenek oranını ise azaltıcı yönde etki etmiştir. Nispeten %6 B<sub>4</sub>C içeren numuneler hariç sıcaklık artışı gözenek boyutunu artırmıştır. Numunelerin tamamına yakınında 750°C’de maksimum gözenek boyutu ortalamaları ve gözenek sayısı elde edilmiştir.



Şekil 9.18. Köpürtme sıcaklığına bağlı olarak maksimum oranda hacimsel genleşme sergileyen numunelere ait; a) B<sub>4</sub>C oranı – Gözenek boyutu<sub>ort</sub>, b) B<sub>4</sub>C oranı– Gözenek sayısı grafikleri

Küresellik faktörü (K<sub>f</sub>) gözenek şeklini sayısal olarak ifade etmektedir. Bu değer 1’e ne kadar yakın olur ise köpüklerdeki gözeneklerin küreselliği de o derece artmaktadır. Ancak yapılan çalışmada maksimum oranda hacimsel genleşme

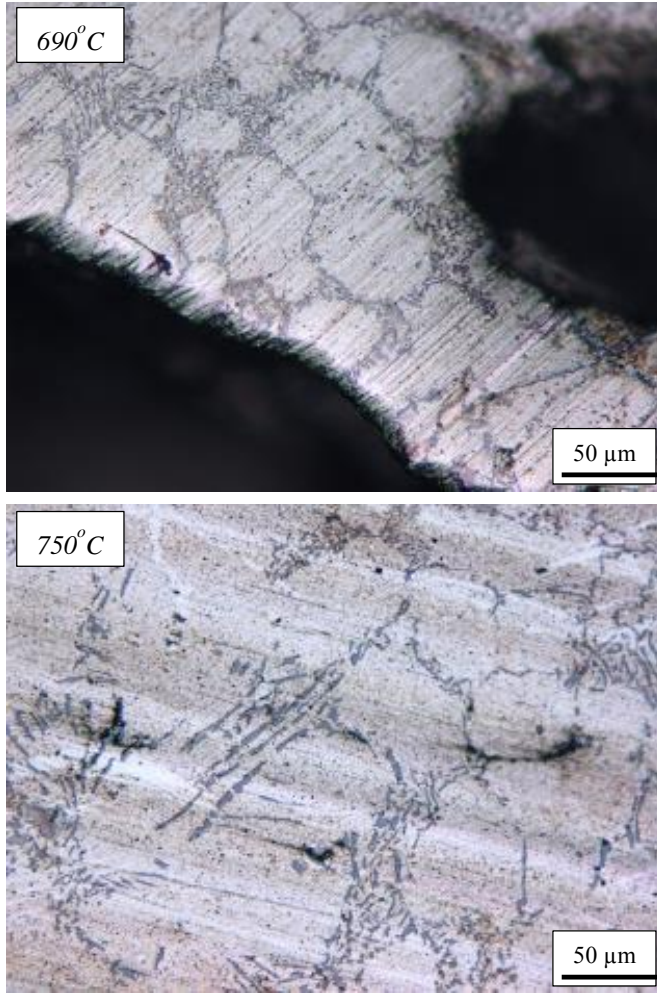
sergileyen numuneler için köpürtme sıcaklığı ve B<sub>4</sub>C miktarı küresellik faktörünün artmasına neden olmaktadır (Şekil 9.18). Üretilen köpüklerde gözenek şekilleri küreselden ziyade karmaşık şekillidir. Bu durum gözenek boyutunun artması ve gözenek sayısının azalması ile ilişkilendirilebilir. Gözenek şekli küresele en yakın olan numuneler 690°C’de B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde elde edilmiştir.



Şekil 9.19. B<sub>4</sub>C miktarı ve köpürtme sıcaklığına bağlı olarak maksimum oranda hacimsel genleşme sergileyen numunelerdeki küresellik faktörü ortalamaları

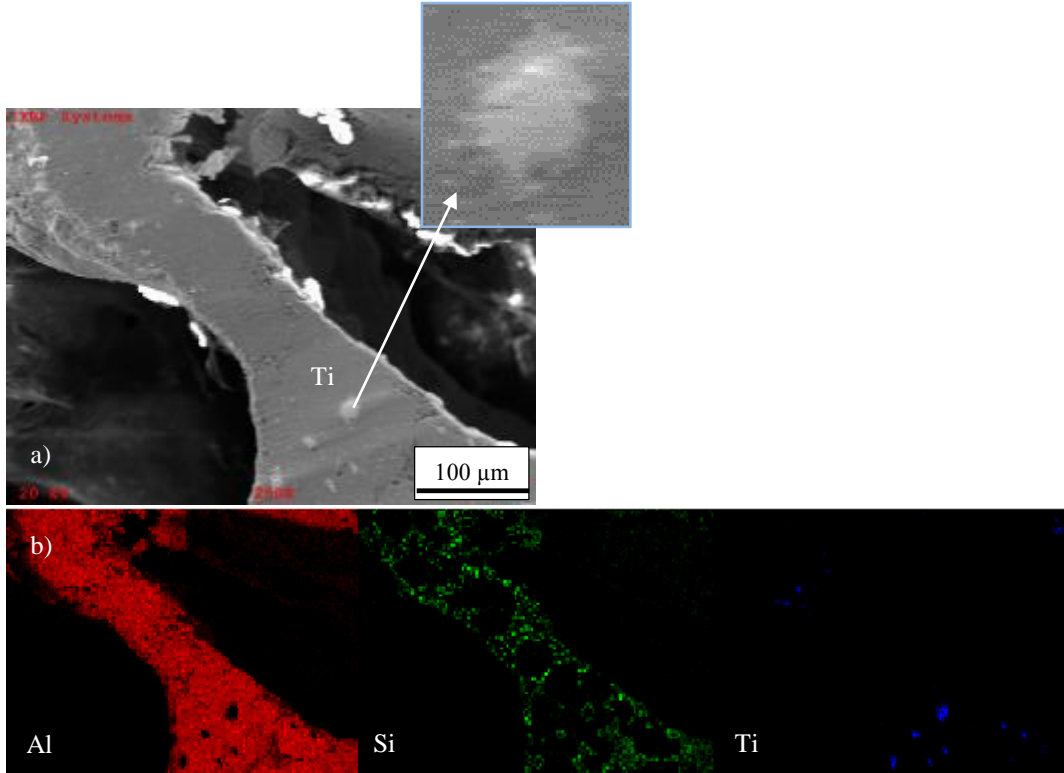
### 9.7. B<sub>4</sub>C Takviyeli/Takviyesiz AlSi7 Köpüklerin Mikroyapısal Analizi

Resim 9.9’da 690°C ve 750°C sıcaklıklarda köpürtülmüş B<sub>4</sub>C içermeyen AlSi7 köpüklerin mikroyapı görüntüleri gösterilmiştir. Resimlere bakıldığında her iki numunede de  $\alpha$ -Al (beyaz) tanelerinin ve bu fazı çevreleyen silisyumca zengin Al-Si bölgelerinin (koyu) oluştuğu görülmektedir. Oluşan bu mikroyapı tipik bir Al-Si döküm alaşımının mikroyapısı ile benzerlik göstermektedir [Duarte ve Banhart, 2000, Davis, 1993]. Fakat mikroyapısal farklılığın artan sıcaklıkla birlikte değiştiği dikkat çekmektedir. 690°C sıcaklıkta hücre duvarlarında eş eksenli taneler mevcut iken 750°C sıcaklıkta bu taneler hafif irileşmiştir.

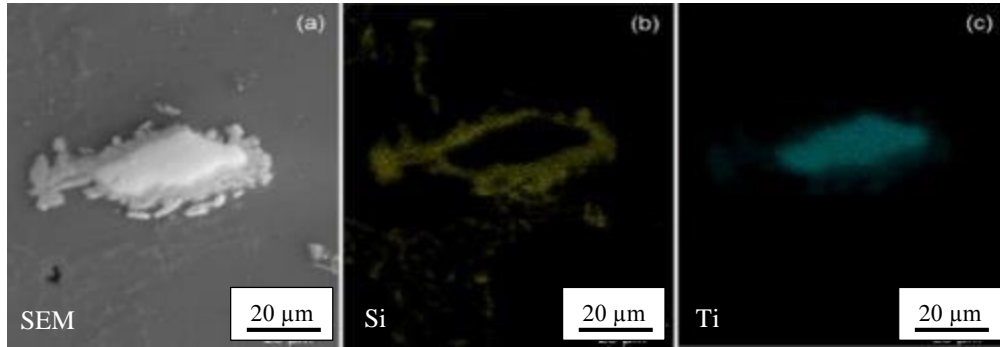


Resim 9.9. 690°C ve 750°C sıcaklıklarda köpürtülmüş B<sub>4</sub>C içermeyen AlSi7 köpüklerin mikroyapı görüntüleri

Resim 9.10'da 750°C sıcaklıkta köpürtülmüş AlSi7 köpüğe ait SEM görüntüsü ve elementel haritalama örnekleri gösterilmiştir. Al-Si ötektik bölgelerinin elementel haritalama örneklerine bakıldığında silisyumca zengin bölgelerde yoğunlaştığı ve köpürme süresince bu eğilimin devam ettiği düşünülmektedir. Mikroskobik incelemeler aynı zamanda hücre duvarı içerisinde rastgele dağılmış Ti parçacıklarının varlığını da ortaya koymaktadır (Resim 9.10a-b). Muhtemel Ti-Si fazıyla çevrelenmiş olan bu parçacıklar köpürme işlemi esnasında TiH<sub>2</sub>'ün reaksiyona girmesi sonucu oluşmuştur. Campana ve Pilone (2008) tarafından yapılan çalışmada da benzer yapının oluştuğu belirtilmiştir (Resim 9.11). Araştırmacılar hücre duvarı içerisinde var olan ve kısmen reaksiyona uğramış bu parçacıkların varlığının köpürmeyi önemli ölçüde etkilemediğini belirtmişlerdir.



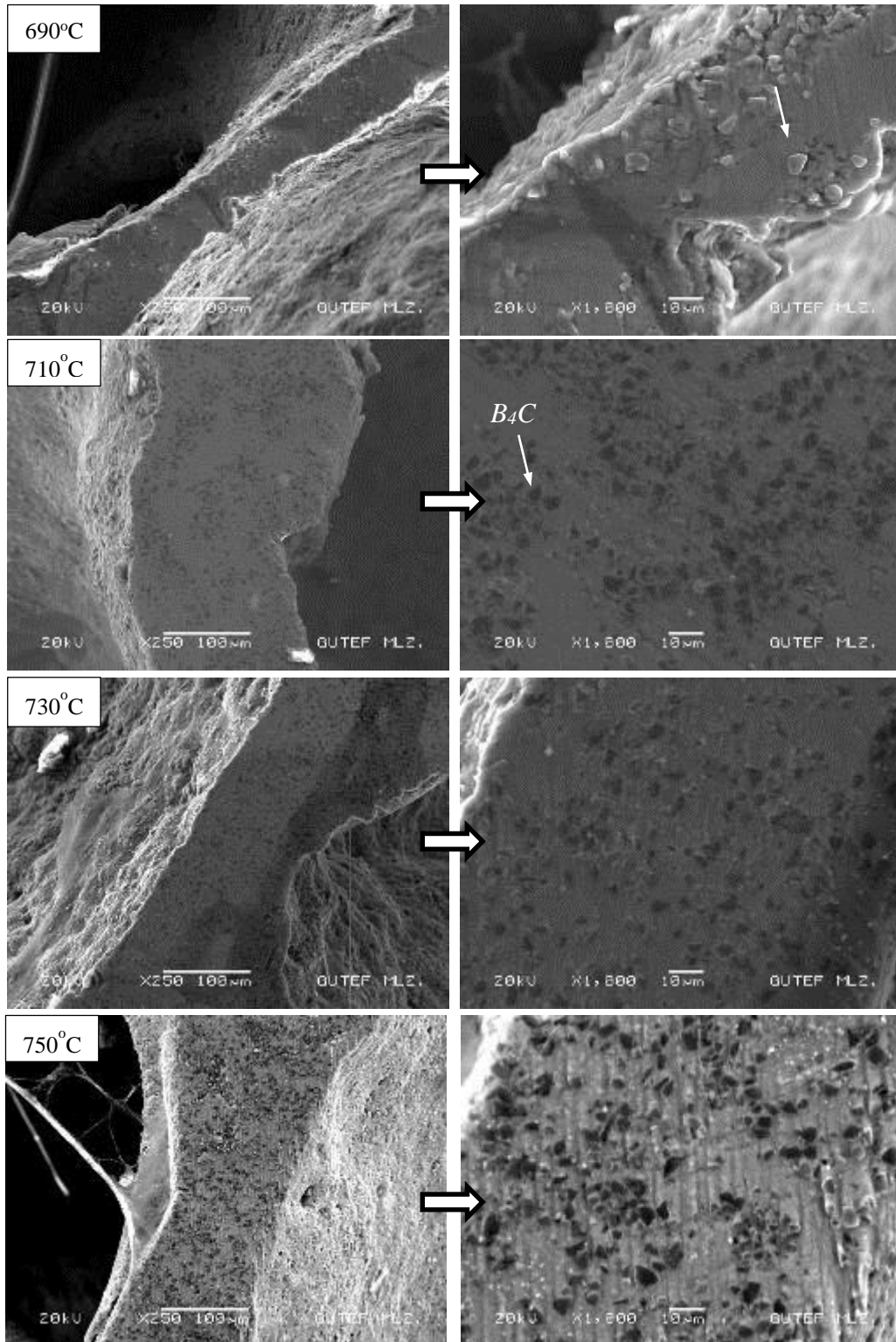
Resim 9.10. 750°C sıcaklıkta köpürtülmüş AlSi7 köpüğe ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örnekleri (b)



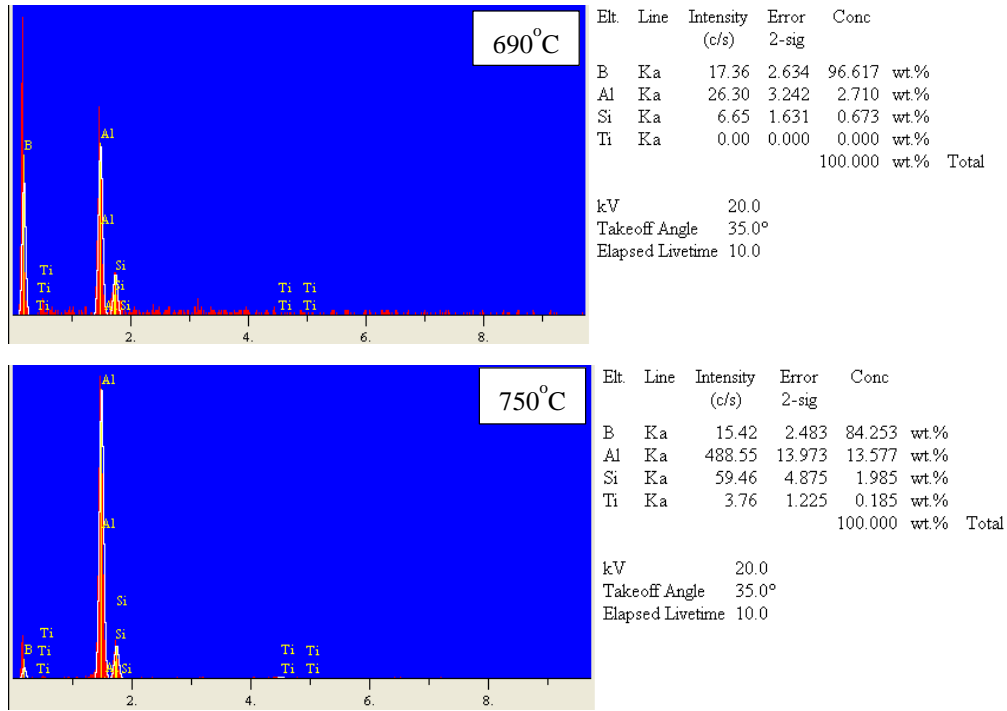
Resim 9.11. AlSi7 köpükte hücre duvarı içerisinde var olan ve kısmen reaksiyona uğramış Ti parçacığına ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örnekleri (b ve c) [Campana ve Pilone, 2008]

Resim 9.12’de farklı köpürtme sıcaklıklarında elde edilen %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklerin SEM görüntüleri gösterilmiştir. Resimler incelendiğinde, parçacıkların hücre duvarı içerisine yerleştiği görülmektedir. Hücre duvarındaki bu parçacıkların dağılımı ve konumlanması katı/sıvı ara yüzeyindeki enerji dengesine bağlı olarak değişmektedir. Bilindiği üzere Al köpüklerin kararlılığı ergiyik metalin viskozitesine

bağlı olduğu gibi ilave edilen parçacıkların şekli, boyutu ve oranına da bağlıdır [Kadoi ve Nakae, 2011]. Önemli olan nokta katı parçacıkların sıvı tarafından ıslatılabilirliğidir [Park ve Hur, 2003]. Resimlere bakıldığında 690°C’de B<sub>4</sub>C parçacıklarının matris içerisine yerleştiği ancak parçacıklar ile matris ara yüzeyinde mikro boşlukların meydana geldiği görülmektedir. Diğer taraftan köpürtme sıcaklığının artması ile bu boşlukların nispeten azaldığı ve parçacık/matris ara yüzey uyumunun arttığı görülebilir. Bu durum her iki sıcaklıkta parçacık üzerinden alınan EDS analizleri ile de desteklenmektedir. Analiz sonuçlarına göre 750°C’de Al oranı 690°C’ye göre daha fazladır (Şekil 9.20).

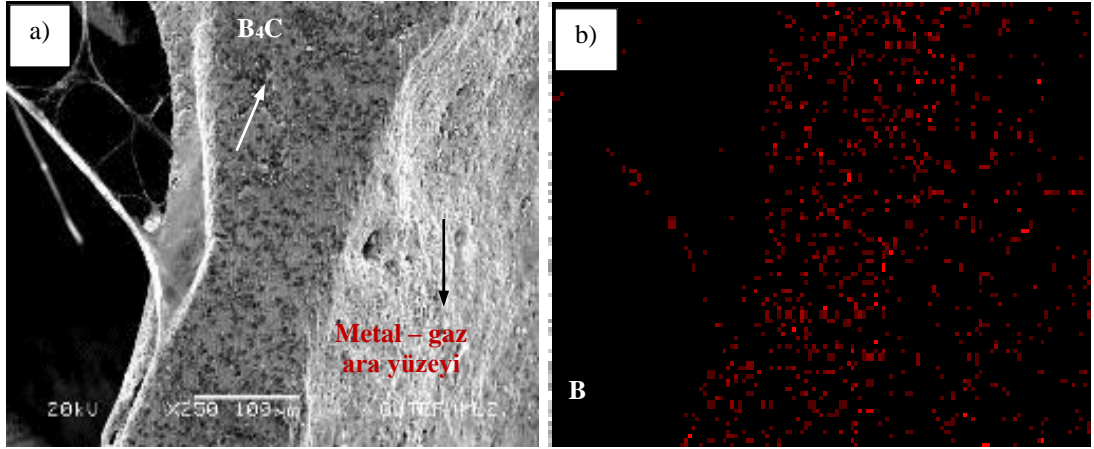


Resim 9.12. Farklı köpürme sıcaklıklarında elde edilen %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklerin hücre duvarlarına ait SEM görüntüleri



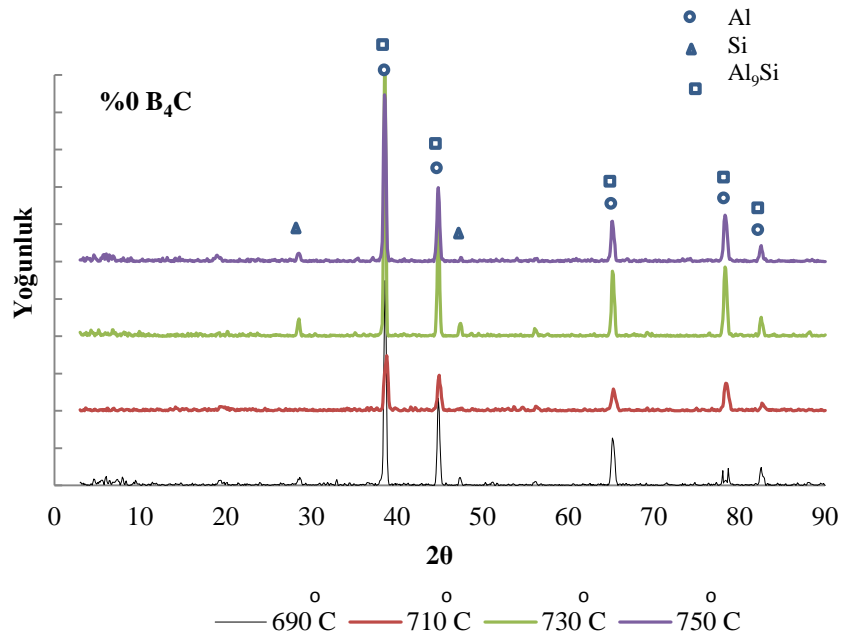
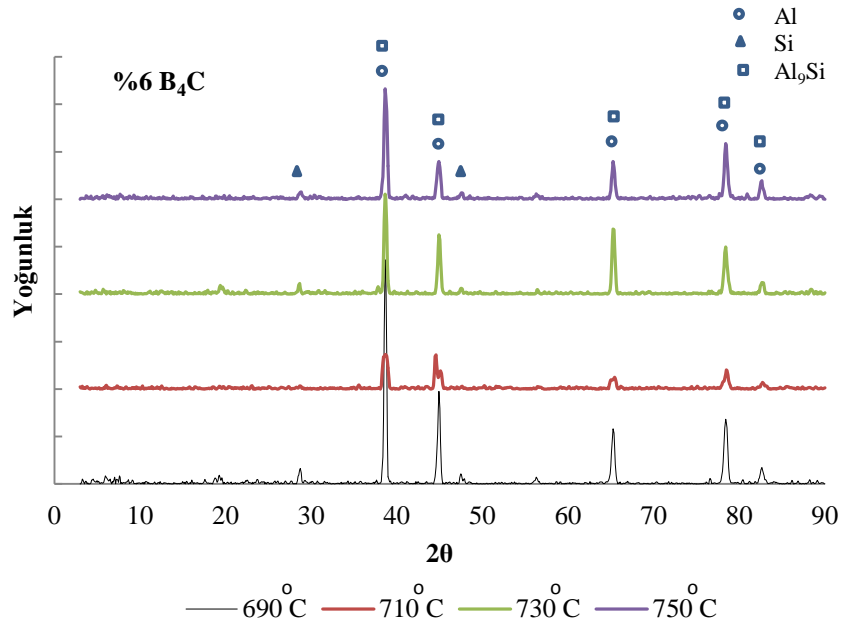
Şekil 9.20. 690°C ve 750°C sıcaklıklarda köpürtülmüş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklerin hücre duvarları üzerinden alınan genel EDS analizi

Resim 9.13'te 750°C'de köpürtülmüş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklere ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örneği (b) gösterilmiştir. Resimlere bakıldığında B<sub>4</sub>C parçacıklarının hücre duvarı içerisinde yerleştiği ve aynı zamanda metal - gaz ara yüzeyinde de bulunduğu görülmektedir. B<sub>4</sub>C parçacıklarının matris içerisine yeterince gömülmesi ve metal - gaz ara yüzeyine yerleşmesi gözenek içerisindeki gaz basıncının düşmesi ve ısıl büzülmeleden dolayı hücre duvarı kırılması gibi hataların oluşmasına katkı sağlayabilmektedir [Simancik ve ark., 2001].



Resim 9.13. 750°C’de köpürtülmüş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklere ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örneği (b)

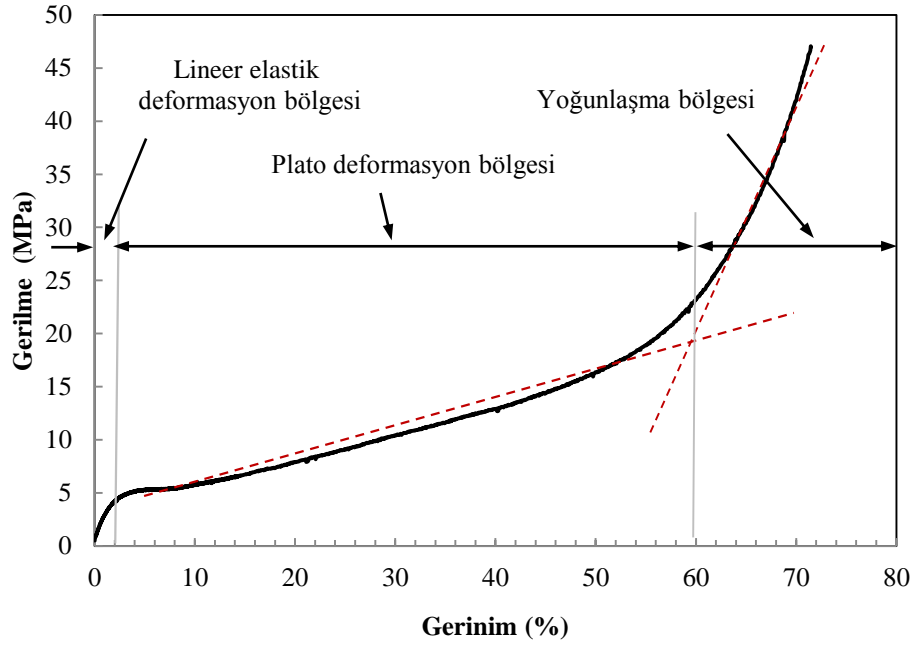
Şekil 9.21’de farklı sıcaklıklarda köpürtülmüş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklere ait XRD spektrumundaki pikler ve ait oldukları bileşikler gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi başlangıç malzemelerine (Al, Si) ve bu malzemeler arasında oluşabilecek reaksiyon sonucu gerçekleşmiş ürünlere (Al<sub>9</sub>Si) ait pikler tanımlanmıştır. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz malzemelerde tüm sıcaklıklarda Al<sub>9</sub>Si bileşiğinin oluştuğu görülmektedir. Bununla birlikte takviye elemanı ile matris arasında bir reaksiyon ürününe rastlanmamıştır.



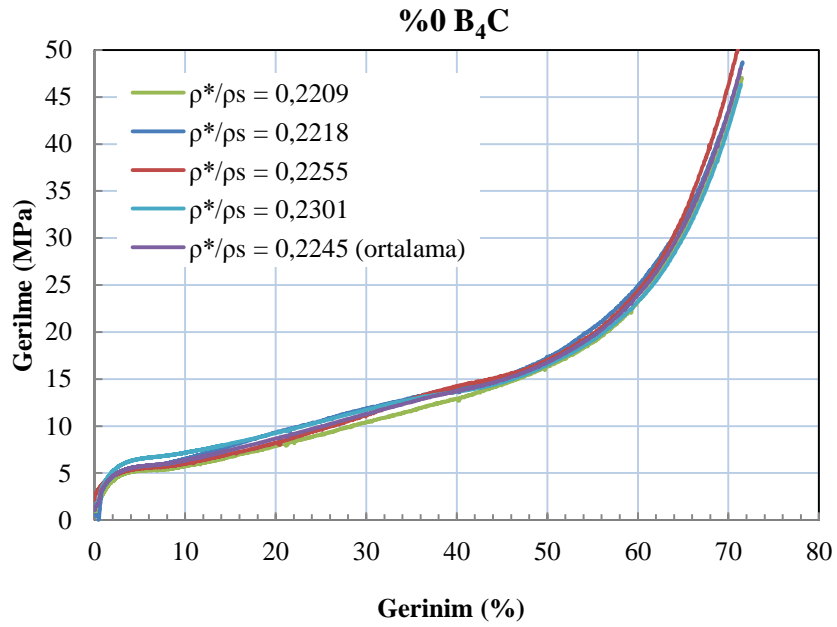
Şekil 9.21. Farklı sıcaklıklarda köpürtülmüş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklere ait XRD spektrumu

### 9.8. B<sub>4</sub>C Takviyeli/Takviyesiz AlSi7 Köpüklerin Basma Davranışı

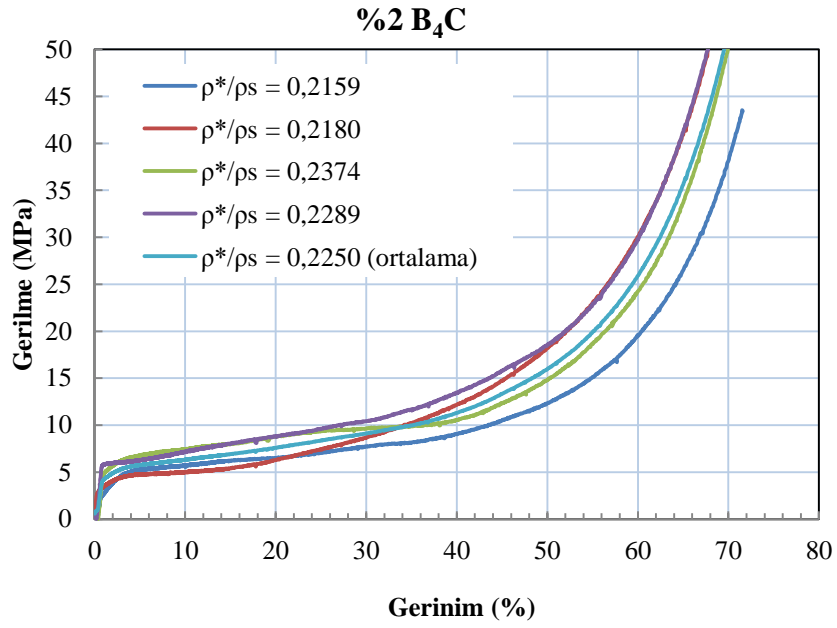
Şekil 9.22'de B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerin basma deneyi sonucu elde edilen örnek bir gerilme - gerinim eğrisi verilmektedir. Bu eğride olduğu gibi AlSi7 ve kompozit köpüklerin (AlSi7+B<sub>4</sub>C) bütün gerilme-gerinim eğrileri ilk olarak düşük gerinimin olduğu lineer elastik deformasyon bölgesinden oluşmaktadır. Daha sonra gerinim artışı ile birlikte sürekli ve artan gerilmelerin olduğu plato deformasyon bölgesinden ve son olarak gerinimin az, gerilmenin ise hızla arttığı yoğunlaşma bölgesinden meydana gelmektedir (Şekil 9.23, Şekil 9.24, Şekil 9.25, Şekil 9.26). Bu eğriler çeşitli araştırmalarda kullanılan Al alaşımlı köpüklerin gerilme - gerinim eğrileri ile benzerlik göstermektedir [Orbulov ve Ginsztler, 2012; Markaki ve Clyne, 2001; Koza ve ark, 2003; Campana ve Pilone, 2009]. Bununla birlikte ticari saflıkta Al köpüklerde olduğu gibi gerilme - gerinim eğrilerinde dalgalanmalar görülmemektedir [Kennedy ve Asavavisitchai, 2004; Huang ve ark., 2012]. Bağlı yoğunlukları birbirine yakın olan B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin gerilme - gerinim eğrilerine bakıldığında B<sub>4</sub>C içermeyen AlSi7 köpüklerin ( $\rho^*/\rho_s$  : ~0,2245) %10 gerinim de basma gerilmeleri 6 MPa'dır (Şekil 9.23). %2 B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde ( $\rho^*/\rho_s$  : ~0,2250) ise bu oran 6 MPa, %4 B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde ( $\rho^*/\rho_s$  : ~0,2265) 7 Mpa ve %6 B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde ( $\rho^*/\rho_s$  : ~0,2321 g/cm<sup>3</sup>) 7 Mpa olduğu görülmektedir (Şekil 9.24, Şekil 9.25, Şekil 9.26). Buna göre numunelerde basma dayanımı yaklaşık %15 artmıştır. Fakat bu fark parçacık miktarındaki artışla birlikte bağlı yoğunluktaki artışa da bağlı olabilir.



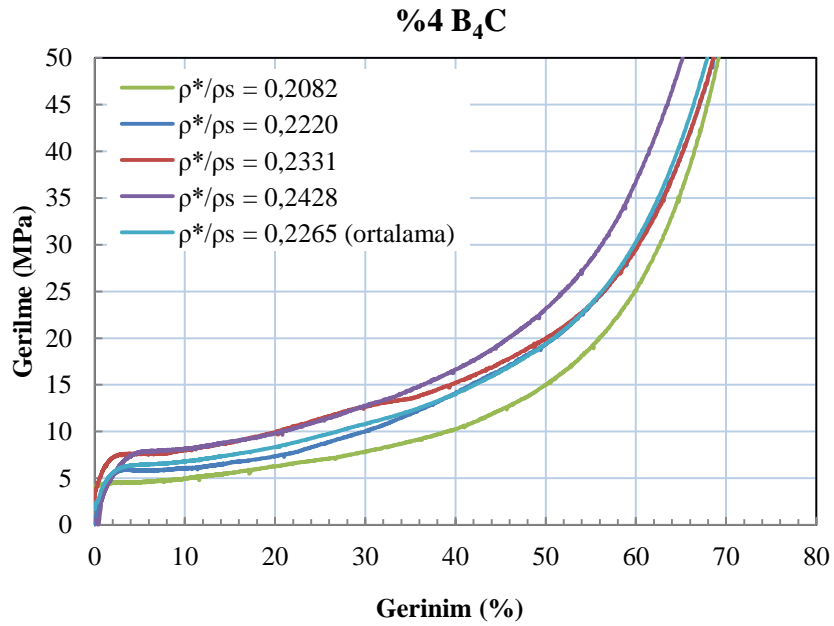
Şekil 9.22. B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerin basma deneyi sonucu elde edilen örnek bir gerilme - gerinim eğrisi



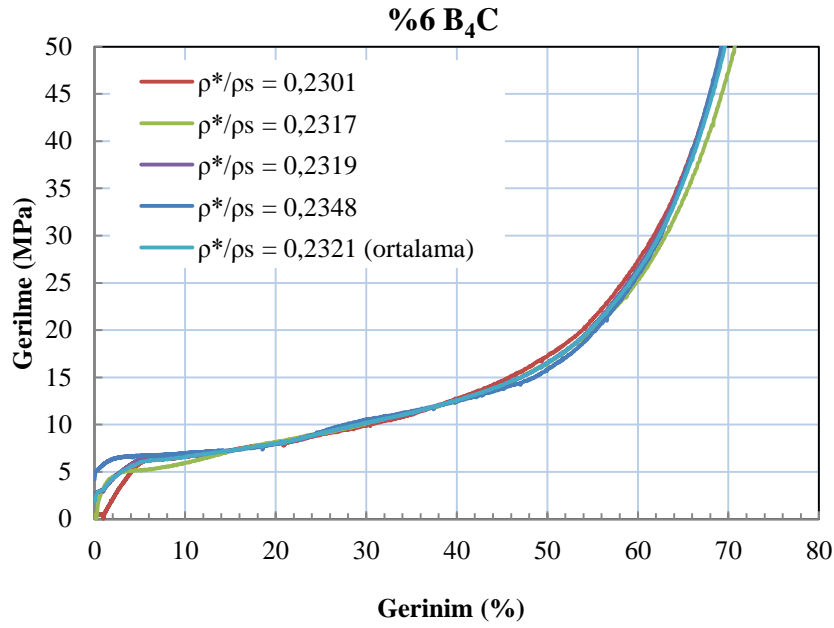
Şekil 9.23. B<sub>4</sub>C takviyesiz AlSi7 köpüklere ait gerilme - gerinim eğrisi



Şekil 9.24. %2 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklere ait gerilme - gerinim eğrisi

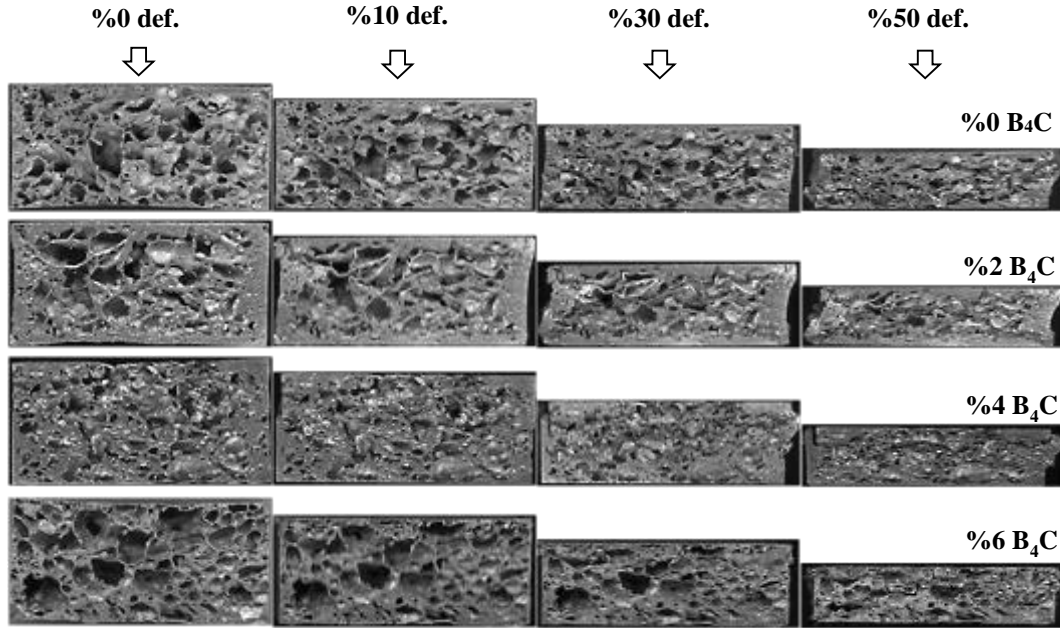


Şekil 9.25. %4 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklere ait gerilme - gerinim eğrisi

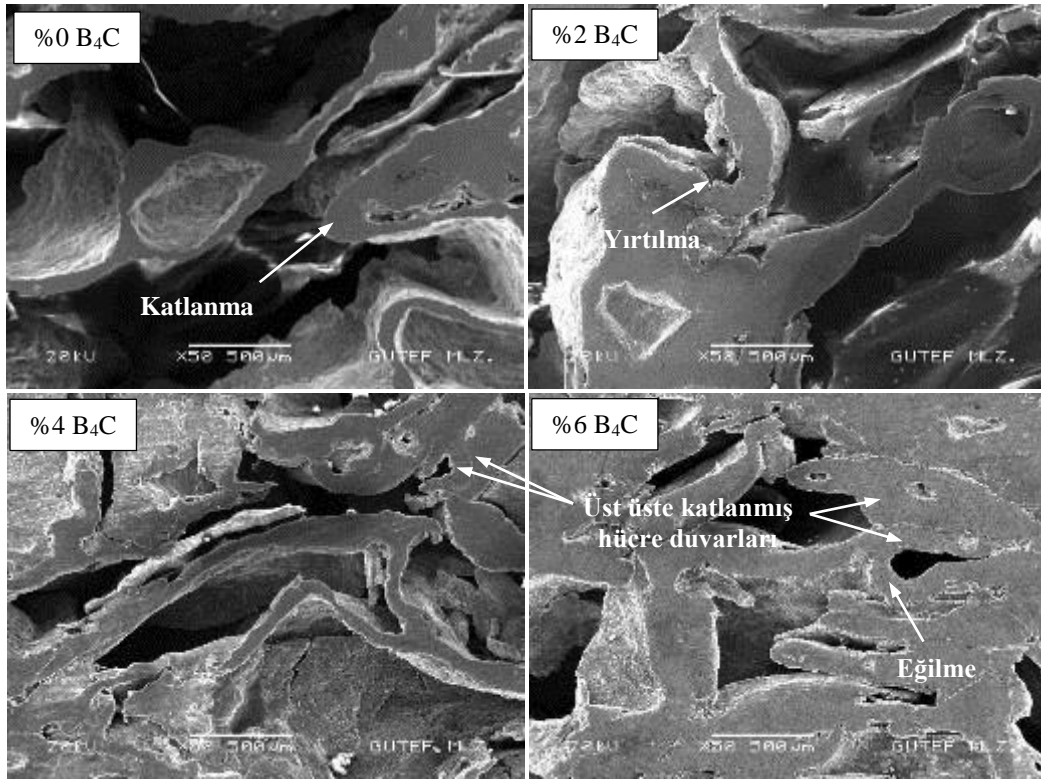


Şekil 9.26. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklere ait gerilme - gerinim eğrisi

Resim 9.14'te B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerin kademeli deformasyon davranışı gösterilmektedir. Resimlerde B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin gözenek yapılarına bakıldığında %10 deformasyona uğramış numunelerde merkeze yakın hücrelerin belirli bir düzlem içinde konsantre hale geldiği görülmektedir. Bu lokalizasyonu şekilde gösterilen büyük gözeneğin bitişik alanlarda deformasyon esnasında olası bazı stres konsantrasyonu üreterek tetiklediği düşünülmektedir. Nitekim belirlenen düzlem üzerinde veya deformasyon bandında hücre duvarlarındaki yırtılmaların ve gözeneklerin etkisi de önemlidir [Song ve ark., 2008]. Deformasyon öncesi bazı hücrelerdeki yırtıkların artan gerilme ile birlikte giderek arttığı gözlenmiştir. B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde ise deformasyonun homojen olmadığı fakat kademeli çökmeye karşı meyilli olduğu görülmektedir. Gözeneklerdeki deformasyon oluşumu köpük yapının üst kısmından geriye doğru yayılmıştır. Numunelerin tamamına yakınında artan deformasyonla birlikte yanıl genişlemelerde artmıştır. Parçacık takviyeli/takviyesiz numunelerde yapısal çökme hücre duvarlarının plastik burkulması ile oluşmuştur. Hücrelerin deformasyon davranışı gevrek kırılma karakteristiği göstermemiştir (Resim 9.15).



Resim 9.14. B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerin kademeli deformasyon davranışları

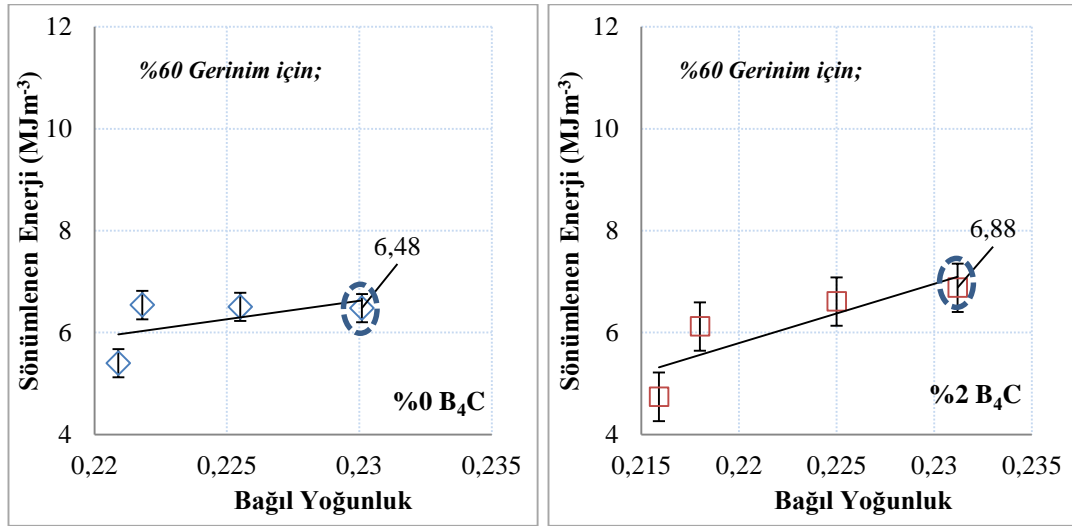


Resim 9.15. B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerde %50 deforme olmuş hücre duvarlarının SEM görüntüsü

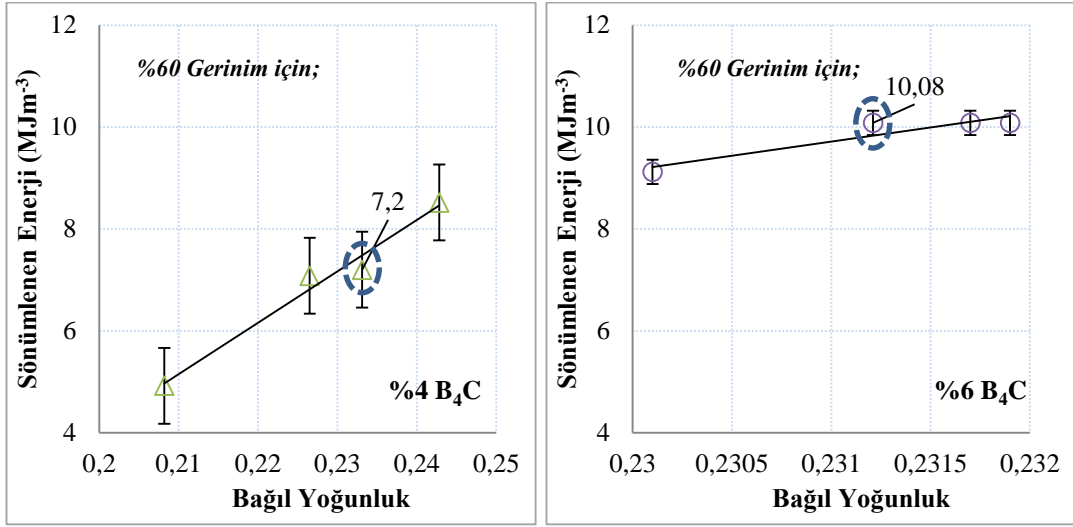
Farklı bağıl yoğunluklara sahip AlSi7 köpüklerin enerji sönümlenme değerleri gerilme - gerinim eğrilerinin altında kalan alanın integrali ile değerlendirilmiştir. Bu değer Eşitlik 9.2’de verilen formül ile hesaplanmıştır. Burada  $W$ ; köpük malzemenin enerji sönümünü,  $\sigma$  ve  $\epsilon$  ise basma deneyi esnasındaki gerilme ve gerinimi ifade etmektedir.

$$W = \int_0^{\epsilon} \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (9.2)$$

%60 gerinim için B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz Al köpüklerin enerji sönümlenme değerleri Şekil 9.27’deki grafiklerde verilmiştir. Grafiklere bakıldığında numunelerde elde edilen sönümlenme değerlerinin karmaşık bir korelasyon içerisinde olmasına rağmen bağıl yoğunluk artışı ile birlikte arttığı görülmektedir. Bağıl yoğunlukları birbirine yakın olan numuneler karşılaştırıldığında ise B<sub>4</sub>C parçacıklarının benzer etkiye sahip olduğu gözlenmiştir. En düşük ve en yüksek enerji sönümlenme değeri sırasıyla takviyesiz ve %6 B<sub>4</sub>C içereren AlSi7 köpüklerde elde edilmiştir.



Şekil 9.27. Değişik bağıl yoğunluklara sahip B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerin enerji sönümlenme değerleri



Şekil 9.27. (Devam) Değişik bağıl yoğunluklara sahip B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerin enerji sönümlenme değerleri



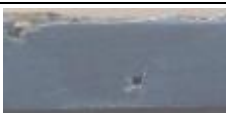




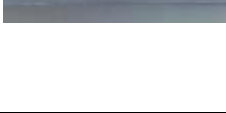

Bilindiği üzere metalik köpüklerin mekanik davranışı ana malzemenin özelliği, bağıl yoğunluk, gözenek boyutu, makro ve mikroyapısal heterojenlik gibi faktörlere bağlı olarak değişkenlik göstermektedir [Ramamurty ve Paul, 2004; Bin ve ark., 2001; Hall ve Güden, 2000; Tan ve ark., 2001; Gradinger ve Rammerstorfer, 1999; Foroughi ve ark., 2001]. Yapılan çalışmada AlSi7 köpüklerin basma dayanımlarının B<sub>4</sub>C ilavesi ile yaklaşık %15 arttığı (%10 gerinim için) görülmektedir. Bu durum köpüğü oluşturan matris malzemenin mekanik özellikleri ile ilişkilendirilebildiği gibi köpüğün bağıl yoğunluğu ve yapısal özellikleri de dikkate alınmalıdır. Buna göre AlSi7 köpürebilir malzemelerde %6 B<sub>4</sub>C ilavesi ile çekme dayanımının yaklaşık %12 arttığı, sünekliliğin ise azaldığı Çizelge 9.4'te görülmektedir. Dolayısı ile AlSi7 köpüklere kıyasla kompozit köpüklerin (AlSi7+B<sub>4</sub>C) basma dayanımının daha yüksek olması beklenebilir. B<sub>4</sub>C ilavesi ile AlSi7 köpüklerin gözenek boyutu ve gözenek şeklindeki yapısal düzensizlik artmıştır. Daha önce Esmaelzadeh ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada AlSi7 köpüklerin SiC ilavesi ile gözenek boyutlarının arttığı belirtilmiştir [Esmaelzadeh ve ark., 2006]. Bununla birlikte iri gözeneklerin yüklenme esnasında zayıf kalmasından dolayı mekanik özelliklerin zayıfladığı diğer araştırmacılar tarafından da vurgulanmıştır [Ramamurty ve Paul, 2003]. Buna rağmen AlSi7 köpüklerde basma dayanımının SiC ilavesi ile arttığı Güden ve Yüksel (2006) tarafından yapılan çalışmada görülmektedir. Ancak

gerilme-gerinim eğrilerine bakıldığında ise yapısal heterojenlikten dolayı homojen olmayan plastik deformasyon davranışı ile karşılaşılmaktadır.










### **9.9. SKK ile Birleştirilmiş B<sub>4</sub>C Takviyeli/Takviyesiz Köpürebilir AlSi7 Malzemelerin Makroyapı Analizleri**

Al alaşımların ergitmeli kaynağında, kaynağın kalitesi gözenek, kalıntı ve katılma çatlakları gibi hatalar ile olumsuz yönde etkilemektedir. Genellikle SKK ile birleştirilmiş Al alaşımlarında bu hatalar görülmez. Çünkü kaynak işlemi esnasında bu hataların oluşumunu sağlayacak bir ergime işlemi gerçekleşmemektedir. Karıştırma hareketi ile metal akışı ve sürtünme ile ısı üretimi gerçekleştiğinden dolayı metaller katı durumda birleştirilmektedir. Buna rağmen, SKK ile birleştirilmiş parçaların kaynak bölgesinde uygun olmayan metal akışı ve yetersiz metal bileşiminden dolayı çatlaklar, iğne deliği, tünel ve boru şeklinde boşluklar oluşabilmektedir. Dolayısı ile bu bölümde SKK ile birleştirilmiş numunelerde birleşme bölgesinin kalitesini etkileyecek olası hataları belirlemek için makro boyutta analiz yapılmıştır. Çizelge 9.2 ve Çizelge 9.3'te sırasıyla %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz numunelerin birleşme bölgelerine ait makroyapı fotoğrafları ve bu yapılar üzerindeki gözlemler yer almaktadır. Çizelgelere bakıldığında 1250 dev/dak dönme hızında birleştirilen %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz her iki numune için birleşme bölgesinde tünel veya iğne şeklinde boşlukların oluştuğu görülmektedir. Bu durum kaynak işlemi esnasında yetersiz ısı girdisi ve uygun olmayan metal akışından kaynaklandığı düşünülmektedir. 2000 dev/dak ise kaynak ilerleme hızındaki artışın benzer hataların oluşumuna etken olduğu görülmektedir. Bu hataların ise yüksek devirden dolayı aşırı plastize olmuş metalde doğrusal olmayan metal akışı ve aşırı türbülans kaynaklandığı düşünülmektedir. Çünkü yüksek devirden dolayı ısı girdisi plastik deformasyon olayını kolaylaştırmaktadır. 1600 dev/dak dönme hızı ve 40 mm/dak ilerleme hızında her iki numune için hatasız kaynak yapısı gözlenmiştir. 2000 dev/dak dönme hızında olduğu gibi kaynak ilerleme hızındaki artış yapısal hatalara yol açmıştır.

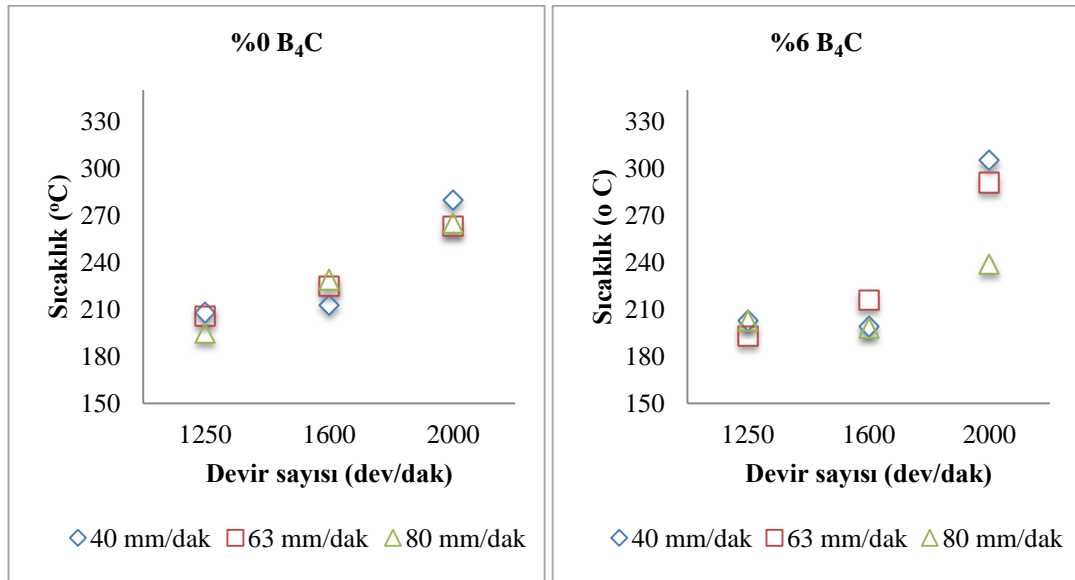
Çizelge 9.2. SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerin makroyapı üzerine kaynak parametrelerinin etkisi

| Dönme hızı (dev/dak) | İlerleme hızı (mm/dak) | Makroyapı   | Hata ve konumu  | Birleşmiş kaynak metalinin kalitesi | Olası nedenleri  |
|----------------------|------------------------|---|---|-------------------------------------|--|
| 1250                 | 80                     |    | Geri çekme bölgesinde kaynak dikişi altında tünel oluşumu | Zayıf                               | Yetersiz ısı girdisi ve metal akışı                              |
|                      | 63                     |    | Geri çekme bölgesinde iğne deliği                         | Zayıf                               | Dikey olmayan metal akışı  |
|                      | 40                     |   | Geri çekme bölgesinde tünel                               | Zayıf                               | Dikey olmayan metal akışı  |
| 1600                 | 80                     |  | Geri çekme bölgesinde tünel                               | Zayıf                               | Dikey olmayan metal akışı  |
|                      | 63                     |  | -   | İyi                                 | -  |
|                      | 40                     |  | -   | İyi                                 | -  |
| 2000                 | 80                     |  | Kaynak dikişinin ortasında iğne deliği                    | Zayıf                               | Yüksek devirden dolayı plastize edilmiş metalin aşırı türbülansı |
|                      | 63                     |  | Geri çekme bölgesinde iğne deliği                         | Zayıf                               | Dikey olmayan metal akışı  |
|                      | 40                     |  | -   | İyi                                 | -  |

Çizelge 9.3. SKK ile birleştirilmiş B<sub>4</sub>C takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin makroyapı üzerine kaynak parametrelerinin etkisi

| Dönme hızı (dev/dak) | İlerleme hızı (mm/dak) | Makroyapı   | Hata ve konumu                                       | Birleşmiş kaynak metalinin kalitesi | Olası nedenleri   |
|----------------------|------------------------|---|--|-------------------------------------|---|
| 1250                 | 80                     |    | Geri çekme bölgesinde tünel oluşumu                  | Zayıf                               | Yetersiz ısı girdisi ve metal akışı                               |
|                      | 63                     |    | Kaynak dikişinin ortasında tünel                     | Zayıf                               | Yetersiz ısı girdisi ve metal akışı                               |
|                      | 40                     |   | Geri çekme bölgesinde ve kaynak dikişi altında tünel | Zayıf                               | Yetersiz ısı girdisi ve metal akışı                               |
| 1600                 | 80                     |  | Geri çekme bölgesinde tünel                          | Zayıf                               | Dikey olmayan metal akışı   |
|                      | 63                     |  | Geri çekme bölgesinde iğne deliği                    | Zayıf                               | Dikey olmayan metal akışı   |
|                      | 40                     |  | -  | İyi                                 | -   |
| 2000                 | 80                     |  | Kaynak dikişinin merkezinde tünel                    | Zayıf                               | Plastize edilmiş metalin aşırı türbülansı ve yetersiz metal akışı |
|                      | 63                     |  | Geri çekme bölgesinde tünel                          | Zayıf                               | Dikey olmayan metal akışı   |
|                      | 40                     |  | -  | İyi                                 | -   |

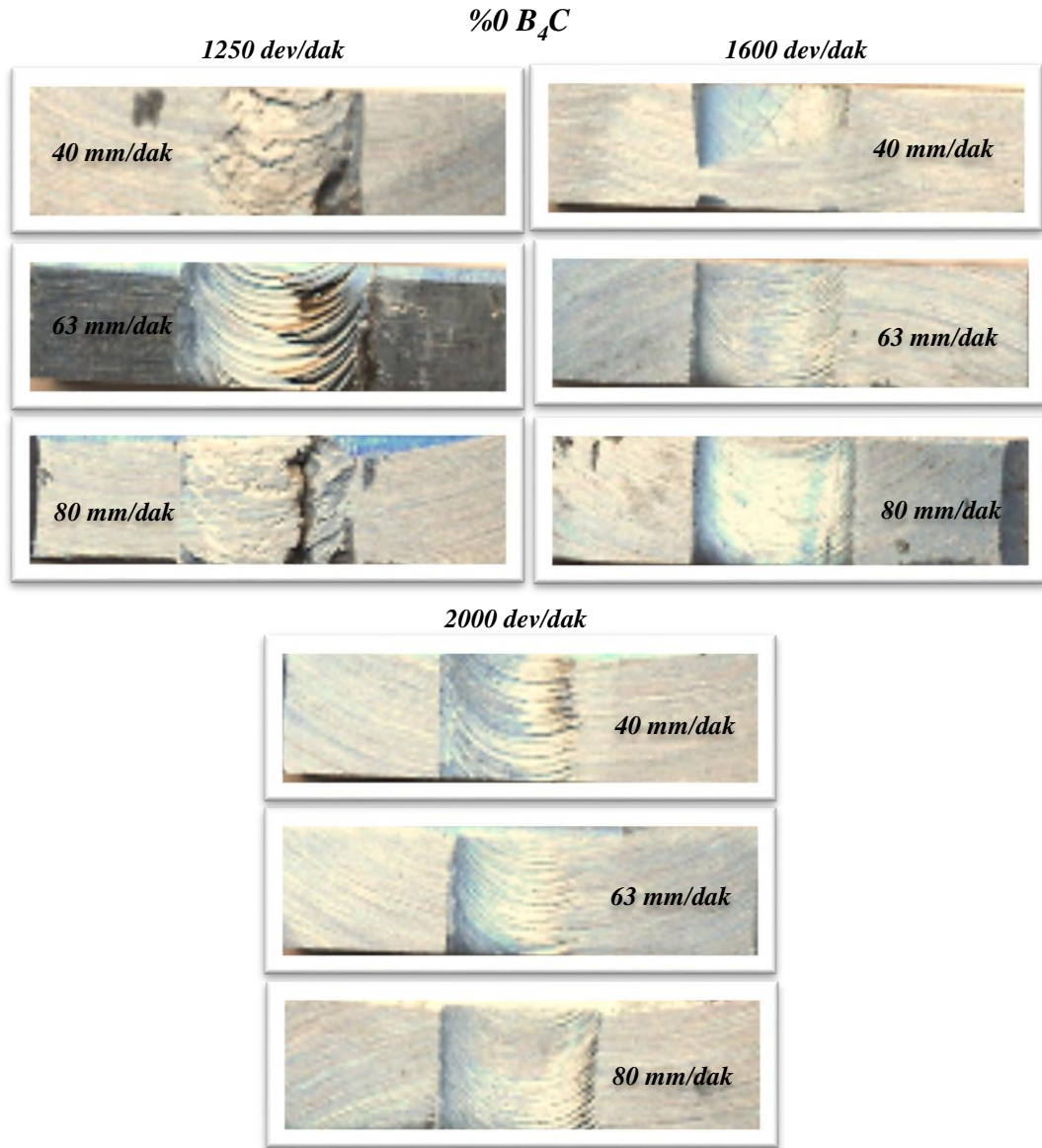
Şekil 9.28’de %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin değişen kaynak parametrelerine bağlı olarak ölçülen yüzey sıcaklıkları gösterilmiştir. Grafiklere bakıldığında kaynak bölgesindeki sıcaklığın dönme hızındaki artışa bağlı olarak arttığı görülmektedir. Her iki malzemenin kaynağında da maksimum sıcaklık 2000 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında elde edilmiştir. Bu parametrelerde %6 B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde maksimum 305°C, B<sub>4</sub>C içermeyen malzemelerde ise 280°C yüzey sıcaklığına ulaşılmıştır. Fakat karışım bölgesinde ve karıştırıcı omuzun temas ettiği bölgelerde sıcaklık, ölçülen yüzey sıcaklığından çok daha fazla olduğu düşünülmektedir. Ayrıca numunelerde kaynak ilerleme hızına bağlı olarak sıcaklık değişiminin farklılaştığı da görülmektedir.



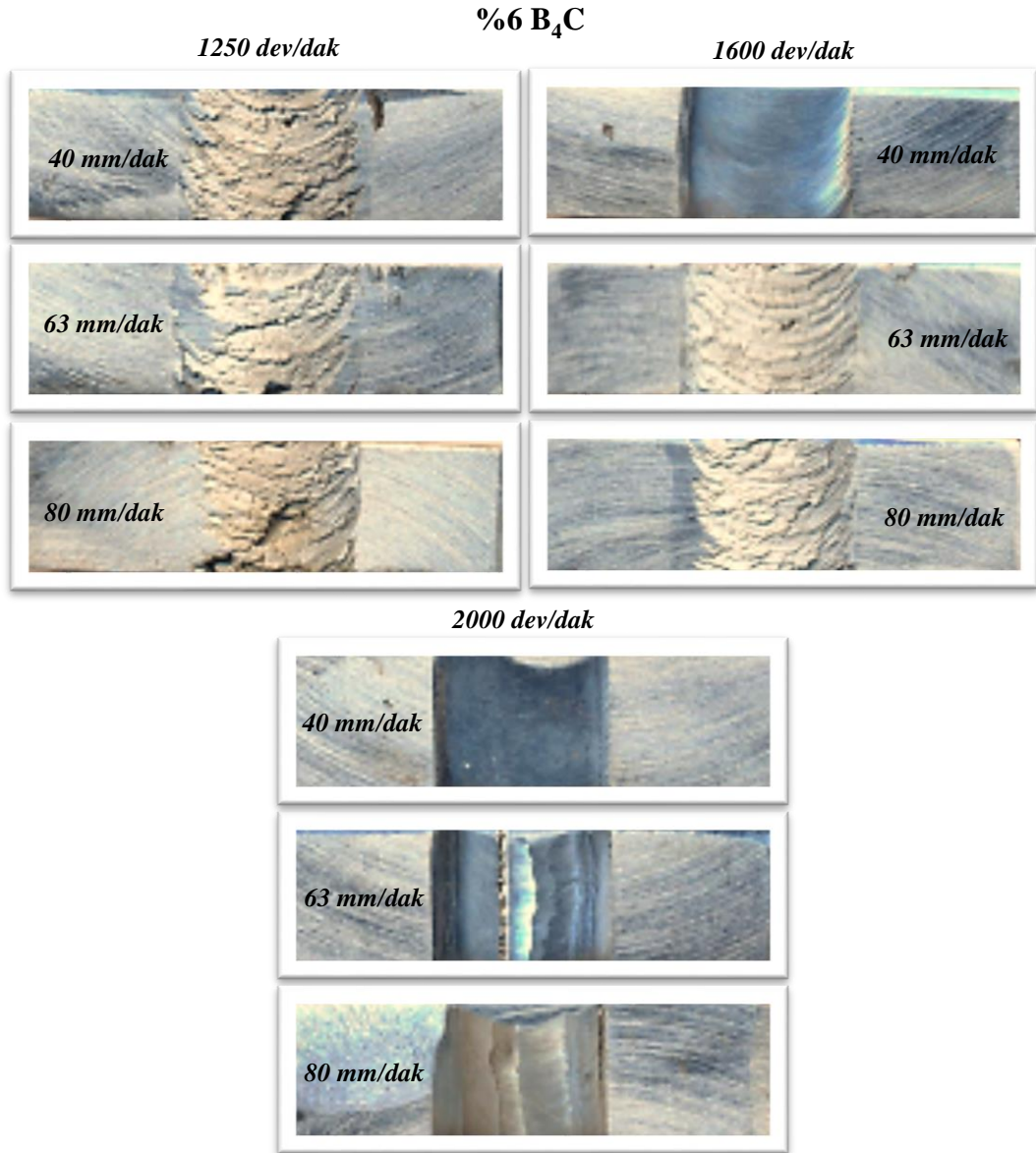
Şekil 9.28. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin değişen kaynak parametrelerine bağlı olarak ölçülen yüzey sıcaklıkları

Resim 9.16 ve Resim 9.17’de sürtünme karıştırma kaynağı ile farklı parametrelerde birleştirilmiş sırasıyla takviyesiz ve %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerin kaynak dikişi formları gösterilmektedir. Resimlere bakıldığında B<sub>4</sub>C içermeyen malzemelerde 1250 dev/dak dönme hızında kaynak dikiş profilinin artan ilerleme hızıyla birlikte bozulduğu görülmektedir (Resim 9.16). Benzer şekilde %6 B<sub>4</sub>C takviyeli malzemelerde de 1250 dev/dak dönme hızında kaynak dikişi yüzeyinin pürüzlü olduğu görülmektedir. Özellikle 80 mm/dak ilerleme hızında kaynak

dikişinde birleşme hataları göze çarpmaktadır (Resim 9.17). Her iki malzeme türünde pürüzlü yüzey dönme hızı arttıkça azalmıştır. Bunun nedeni kaynak işlemi esnasında yüksek devirde ısı girdisinin artması olarak düşünülmektedir. Geleneksel Al alaşımlarının kaynağında görüldüğü gibi tavlama etkisi ile meydana gelen yumuşama pürüzlü yüzeyi azaltmıştır [Guo, 2012] Düşük dönme hızında ise (1250 dev/dak) karıştırıcı ucun zayıf bir karışım hareketi sağlamasından dolayı birleşme bölgesinde yetersiz ısı girdisi, metal akışı ve pürüzlü yüzey oluşmuştur [Karthikeyan ve ark., 2010, Kalaiselvan ve Murugan, 2013].



Resim 9.16. Farklı kaynak parametreleri ile birleştirilmiş B<sub>4</sub>C takviyesiz köpürebilir AISi7 malzemelerin dikiş formları



Resim 9.17. Farklı kaynak parametreleri ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerin dikiş formları

## 9.10. Köpürebilir Malzemelerin Çekme Deneyi Sonuçları

### 9.10.1. B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemeler

Çizelge 9.4'te B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin (kaynaksız) çekme deneyi sonuçları gösterilmiştir. Tabloya bakıldığında maksimum çekme dayanımının 216 MPa ile %6 B<sub>4</sub>C içeren numunelerde, minimum çekme dayanımının

ise 193 MPa ile B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde elde edildiği görülmektedir. Köpürebilir malzemelerde (kaynaksız) çekme dayanımı B<sub>4</sub>C miktarındaki artış ile birlikte artarken, süneklik ise azalmıştır. Bunun nedeninin yapı içerisinde var olan B<sub>4</sub>C parçacıklarının plastik deformasyon sırasında gerilme sertleşmesine neden olduğu düşünülmektedir [Alizadeh ve ark., 2013]. Köpürebilir AlSi7 malzemelerde B<sub>4</sub>C ilavesi ile artarak değişen sertlik değerleri bu olguyu güçlendirmektedir. Ayrıca yapı içerisindeki çatlaklar, boşluklar veya gözeneklerde benzer etkiye neden olabilir. Nitekim daha önce B<sub>4</sub>C miktarındaki artışın bağıl yoğunluğu düşürdüğü Şekil 9.1'deki grafikte gösterilmiştir.

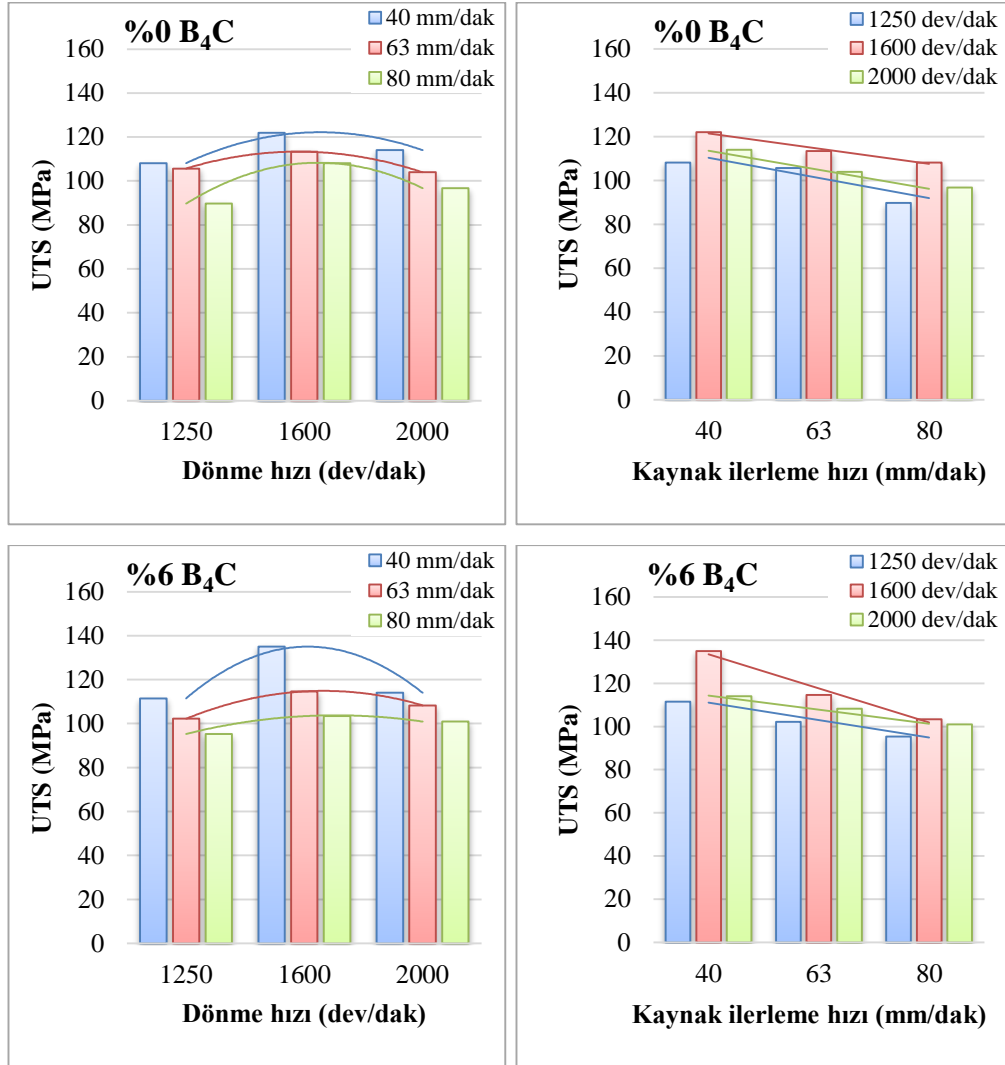
Çizelge 9.4. B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin (kaynaksız) çekme deneyi sonuçları

| Numune              | Maksimum Çekme Dayanımı (MPa) | Maksimum gerilmedeki uzama (mm) | Kopma uzaması (mm) |
|---------------------|-------------------------------|---------------------------------|--------------------|
| %0 B <sub>4</sub> C | 193                           | 2,65                            | 3,41               |
| %2 B <sub>4</sub> C | 193                           | 2,08                            | 2,95               |
| %4 B <sub>4</sub> C | 208                           | 2,10                            | 2,55               |
| %6 B <sub>4</sub> C | 216                           | 1,84                            | 2,19               |

#### 9.10.2. SKK ile birleştirilmiş B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemeler

Şekil 9.29'da SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin kaynak parametrelerine bağlı maksimum çekme dayanımları (UTS) verilmektedir. Ayrıca Ek-1'de bu değerlerin elde edildiği gerilme – gerinim grafikleri gösterilmiştir. Çekme dayanımı üzerine kaynak ilerleme ve dönme hızının etkisinin gösterildiği bu grafiklerde her iki numune için maksimum çekme dayanımının 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında elde edilmiştir. Bu parametrelerde B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin çekme dayanımı 122 MPa iken %6 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerin çekme dayanımı 135 MPa'dır. Buna göre takviye elemanının çekme dayanımını yaklaşık %11 oranında artırdığı görülmektedir. Bu durumun kaynaksız malzemelerde olduğu gibi plastik deformasyon sırasında yapı içerisinde var olan B<sub>4</sub>C parçacıklarının gerilme sertleşmesine yol açmasından kaynaklandığı

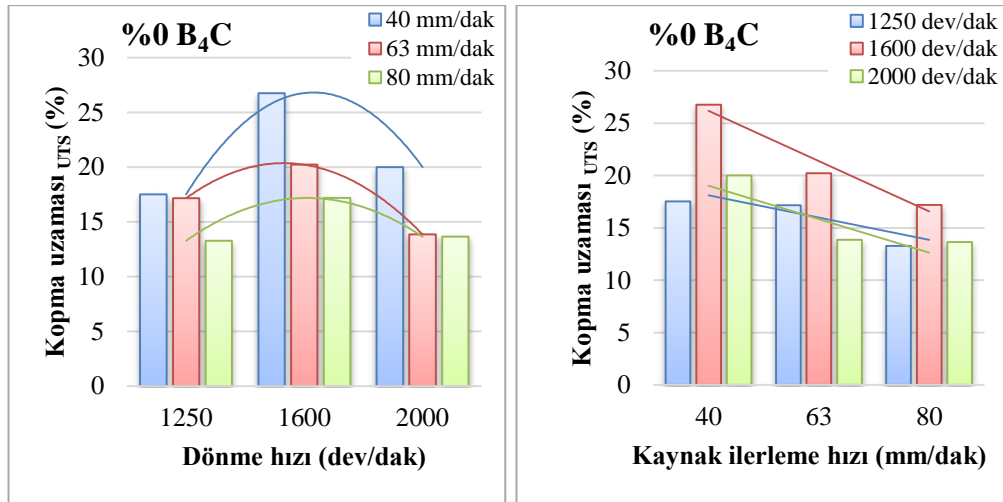
düşünülmektedir [Alizadeh ve ark., 2013]. Numunelerde minimum çekme dayanımları ise 1250 dev/dak dönme hızında ve 80 mm/dak ilerleme hızında elde edilmiştir. Bu parametrelerde B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin çekme dayanımı 90 MPa iken %6 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerin çekme dayanımı 95 MPa'dır. Düşük dönme hızında (1250 dev/dak) ve yüksek dönme hızında (2000 dev/dak) bağlantının maksimum çekme dayanımı (UTS) düşmüştür. Dönme hızı, 1250 dev/dak'dan 1600 dev/dak'ya çıktığında UTS maksimum seviyeye ulaşırken, 1600 dev/dak'ı geçtiğinde ise tekrar düşme görülmüştür. Bu değişim B<sub>4</sub>C içermeyen numunelere oranla B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde daha etkindir. Düşük dönme hızında (1250 dev/dak) karıştırıcı ucun zayıf bir karışım hareketi sağlamasından dolayı birleşme bölgesinde yetersiz ısı girdisi, metal akışı ve yapısal hatalar oluşmaktadır [Karthikeyan ve ark., 2010, Kalaiselvan ve Murugan, 2013]. Bu olumsuzluklardan dolayı düşük çekme dayanımı elde edilmiştir. Yüksek dönme hızında ise sıcaklık artışına bağlı olarak soğuma oranının azaldığı ve ölçülen yüzey sıcaklıklarından çok daha fazlasının kaynak bölgesine etki ettiği tahmin edilmektedir. Bundan dolayı yüksek devirde birleştirilmiş parçaların çekme dayanımlarının azaldığı düşünülmektedir. Ayrıca daha önce Çizelge 9.2 ve Çizelge 9.3'te gösterildiği gibi makroskobik gözlemler kaynak bölgelerinde oluşmuş tünel ve/veya boşluk şeklinde yapısal hataları göstermektedir. Bu hatalar da çekme dayanımının azalmasına önemli ölçüde katkı sağlamaktadır. Diğer taraftan her iki numune için kaynak ilerleme hızının çekme dayanımı üzerine etkisine bakıldığında ilerleme hızının (80 mm/dak) artması ile UTS'nin azaldığı görülmektedir. Yüksek ilerleme hızında birleşme bölgesinde sürtünme kaynaklı ısı girdisinin azaldığı bilinmektedir. Dolayısıyla bu bölgede oluşan zayıf bir plastik metal akışı daha önce bahsedilen yapısal hatalar da beraberinde getirmektedir. Bundan dolayı düşük hızlara kıyasla (40 mm/dak) zayıf bir çekme dayanımı elde edilmiştir. Bozkurt ve arkadaşları AA2124/SiC/25p metal matrisli kompozit plakaların çekme dayanımı üzerine SKK parametrelerinin etkisini inceledikleri çalışmada da sabit dönme hızında, ilerleme hızındaki artışın dayanımı düşürdüğünü belirtmişlerdir [Bozkurt ve ark., 2012]



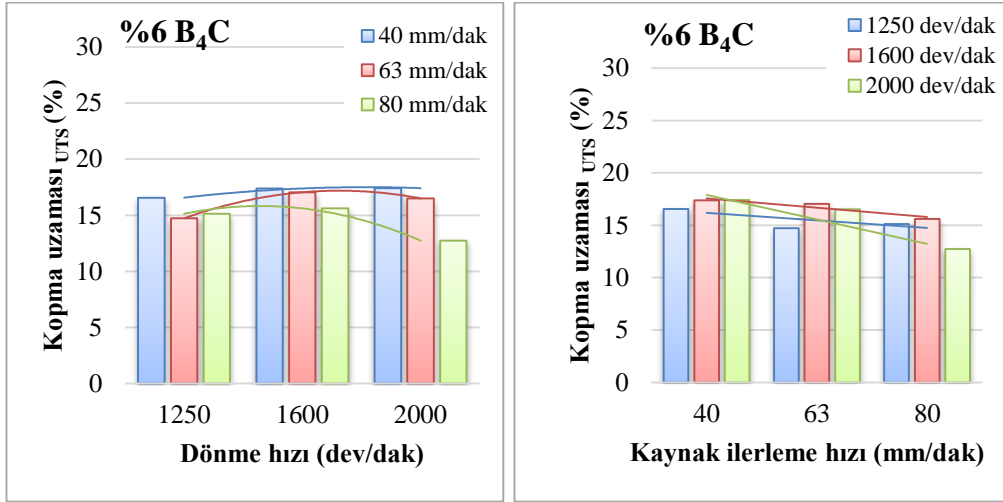
Şekil 9.29. SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin kaynak parametrelerine bağlı maksimum çekme dayanımları

Şekil 9.30'da ise kaynak parametrelerine bağlı olarak %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 numunelere ait maksimum çekme gerilmesindeki kopma uzamaları verilmektedir. Grafiklere bakıldığında her iki numune için maksimum uzama 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında elde edildiği görülmektedir. Bu parametrelerde B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde maksimum gerilmedeki kopma uzaması %27 iken, B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde %17 dir. Buradan takviye elemanının uzama miktarını yaklaşık %10 oranında düşürdüğü görülmektedir. Buna karşın minimum kopma uzaması ise B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde 1250 dev/dak dönme hızında ve 80 mm/dak ilerleme hızında, B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde ise 2000 dev/dak

dönme hızında ve 80 mm/dak ilerleme hızında elde edilmiştir. Bu parametrelerde her iki numunede maksimum gerilmedeki kopma uzaması yaklaşık %13'tür. Düşük ve yüksek dönme hızlarında numunelerdeki maksimum gerilmedeki kopma uzamalarının azaldığı görülmektedir. Dönme hızı, 1250 dev/dak'dan 1600 dev/dak'ya çıktığında kopma uzaması maksimum seviyeye ulaşırken, 1600 dev/dak'ı geçtiğinde ise tekrardan azalmıştır. Kaynak ilerleme hızının etkisine bakıldığında ise ilerleme hızındaki artışın numunelerin kopma uzamalarında önemli ölçüde azalmaya neden olduğu görülmektedir. Maksimum seviyede kopma uzaması daha önceden bahsedildiği gibi 40 mm/dak ilerleme hızında elde edilmiştir. Çekme dayanımı üzerine etki eden faktörlerin benzer şekilde numunelerin kopma uzamasını da doğrudan etkilediği düşünülmektedir.



Şekil 9.30. Kaynak parametrelerine bağlı olarak %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelere ait maksimum çekme gerilmelerindeki kopma uzamaları



Şekil 9.30. (Devam) Kaynak parametrelerine bağlı olarak %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AISi7 malzemelere ait maksimum çekme gerilmelerindeki kopma uzamaları

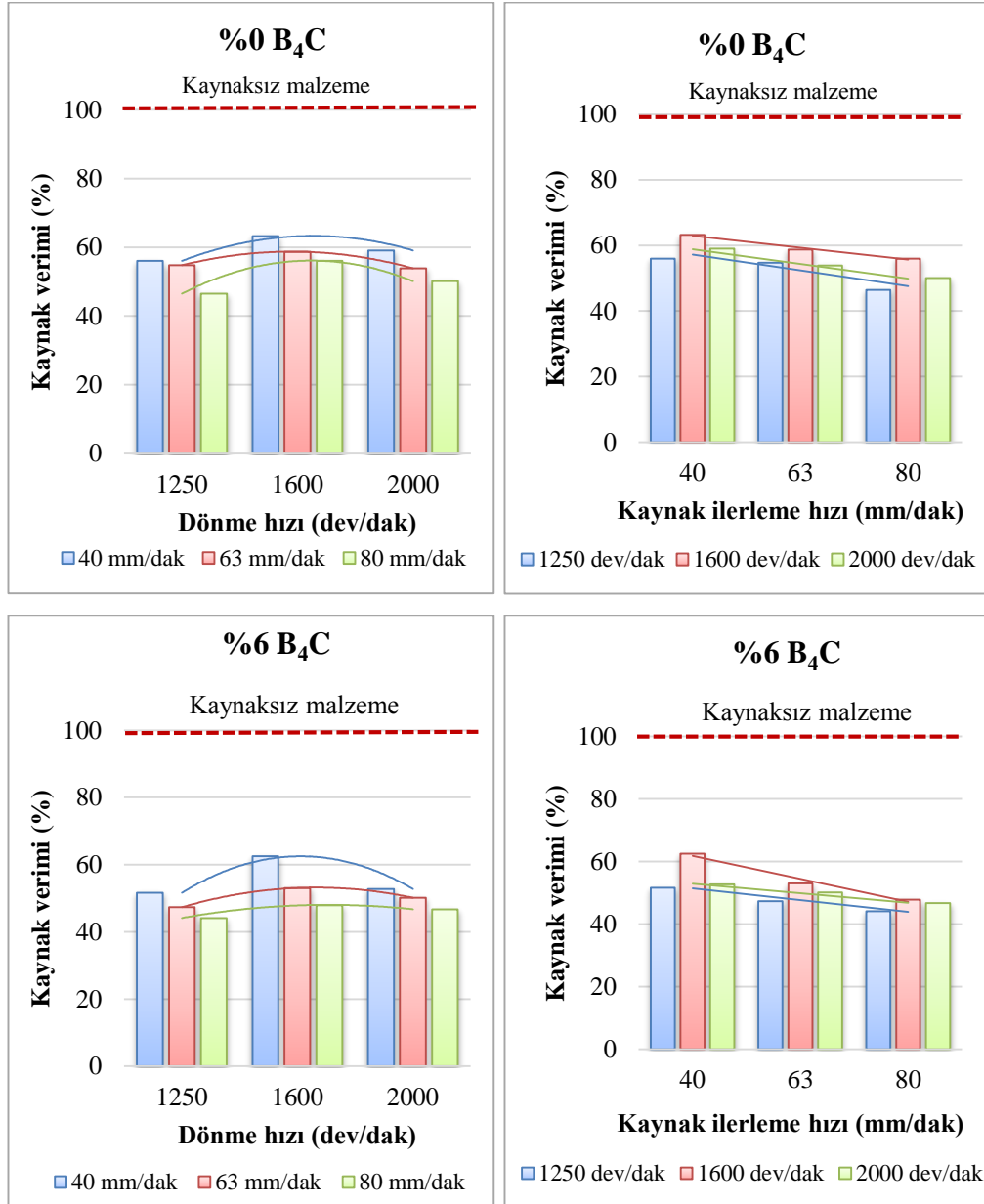
Şekil 9.31’de ise kaynak parametrelerine bağlı olarak %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AISi7 malzemelere ait kaynak verimi değerleri verilmektedir. Grafiklerde verilen kaynak verimi değerleri Eşitlik 9.3’te verilen formül ile hesaplanmıştır.

$$\text{Kaynak verimi} = \frac{\sigma_k}{\sigma_a} \times 100 \quad (9.3)$$

Bu formülde  $\sigma_k$ ; kaynaklı malzemenin çekme dayanımını ve  $\sigma_a$ ; ana malzemenin çekme dayanımını ifade etmektedir.

Elde edilen hesaplamalara göre kaynaklı malzemelerin maksimum çekme dayanımlarının %100 olarak kabul edilmesi durumunda kaynak ile birleştirilmiş malzemelerin mukavemet değerlerinin ana malzemeye oranla daha düşük olduğu belirlenmiştir. Grafiklere bakıldığında %60’ın üzerinde kaynak verimi yalnızca 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında elde edildiği görülmektedir. Her iki numunede maksimum kaynak verimi ana malzemelerine kıyasla yaklaşık %63’tür. Bu parametre dışında diğer kaynak parametrelerinde kaynak verimi %60 ‘ın altında kalmıştır. Buna karşın minimum kaynak verimi ise 1250 dev/dak dönme hızında ve 80 mm/dak ilerleme hızında elde edilmiştir. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde minimum kaynak verimi %44 iken, B<sub>4</sub>C içermeyen malzemelerde

%47'dir. Düşük ve yüksek dönme hızlarında numunelerdeki kaynak verimi değerlerinin azaldığı görülmektedir. Kaynak ilerleme hızının etkisine bakıldığında ise ilerleme hızındaki artışın numunelerin kaynak verimini önemli ölçüde düşürdüğü görülmektedir.

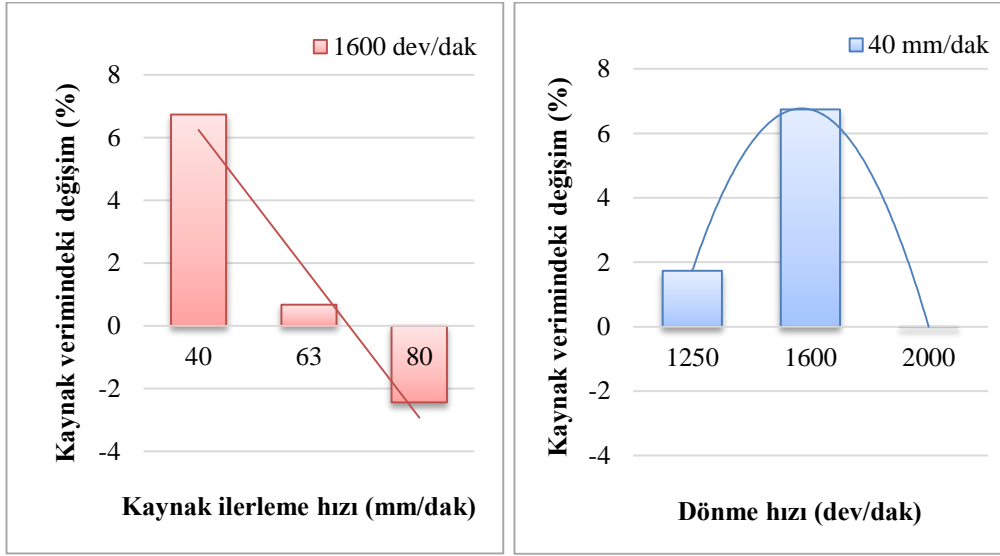


Şekil 9.31. Kaynak parametrelerine bağlı olarak %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AISi7 malzemelere ait kaynak verimi değerleri

Yukarıda verilen grafiklerde kaynaklı malzemeler ile ana malzemelerin çekme dayanımları oranlanmış ve kaynak verimi hesaplanmıştır. Böylece SKK ile birleştirilmiş her malzeme için (takviyeli/takviyesiz) ayrı ayrı kaynak parametrelerinin etkisi karşılaştırılmıştır. Örneğin; 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz numunelerde kaynak verimi yaklaşık %63'tür. Ancak bu değerler ile kaynak verimi üzerine takviye elemanının etkisini belirlemek güçtür. Yani B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz malzemelerin kaynak veriminin aynı olduğu söylenemez. Bunun için takviye elemanının kaynak verimi üzerine etkisini belirlemek için Eşitlik 9.4'te verilen formül kullanılmıştır. Böylece kaynak parametrelerine bağlı olarak B<sub>4</sub>C ilavesinin B<sub>4</sub>C içermeyen numunelere kıyasla kaynak verimindeki değişim oranları elde edilmiştir (Şekil 9.32). Elde edilen grafiklere bakıldığında sabit dönme hızında (1600 dev/dak) B<sub>4</sub>C ilavesi kaynak verimini ilerleme hızı arttıkça düşürmektedir. Daha önce verilen örnekte B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz numunelerin 40 mm/dak ilerleme hızında %63 kaynak verimine sahip olmalarına rağmen parçacık ilavesi kaynak verimini yaklaşık %7 artırmıştır. 63 mm/dak ilerleme hızında ise B<sub>4</sub>C, kaynak verimini yaklaşık %1 artırırken, 80 mm/dak ilerleme hızında yaklaşık %2 düşürmüştür (Şekil 9.32a). Sabit ilerleme hızında (40 mm/dak) ise B<sub>4</sub>C ilavesi 1250 ve 1600 dev/dak dönme hızlarında kaynak verimini sırasıyla yaklaşık %2 ve %7 oranlarında artırmış, 2000 dev/dak dönme hızında ise pek değiştirmemiştir (Şekil 9.32b).

$$\text{Kaynak verimindeki değişim} = \left( \frac{\sigma_k^6}{\sigma_a} \times 100 \right) - \sigma_k^0 \quad (9.4.)$$

Bu formülde  $\sigma_k^6$ ; kaynaklı %6 B<sub>4</sub>C takviyeli malzemenin çekme dayanımını,  $\sigma_a$ ; takviyesiz ana malzemenin çekme dayanımını ve  $\sigma_k^0$ ; kaynaklı %0 B<sub>4</sub>C içeren malzemenin çekme dayanımını ifade etmektedir.



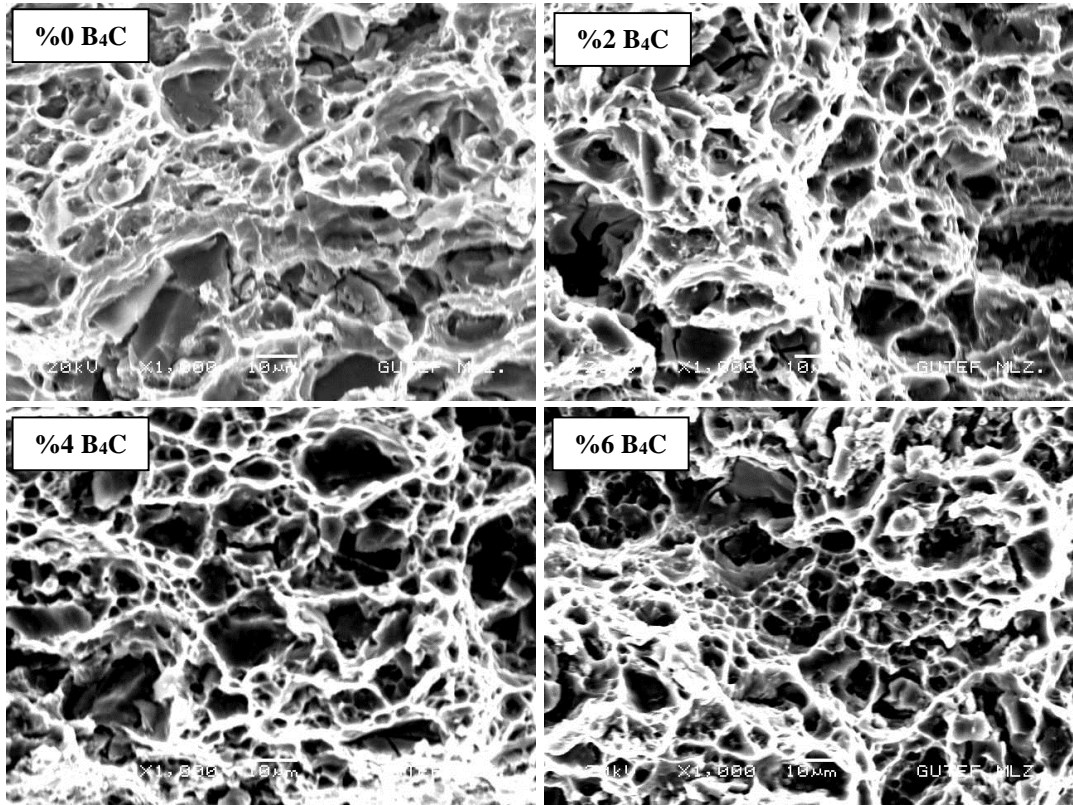
Şekil 9.32. Kaynak parametrelerine bağlı olarak B<sub>4</sub>C ilavesinin B<sub>4</sub>C içermeyen numunelere oranla kaynak verimi üzerine etkisi

## 9.11. Köpürebilir Malzemelerin Kırık Yüzey Analizi

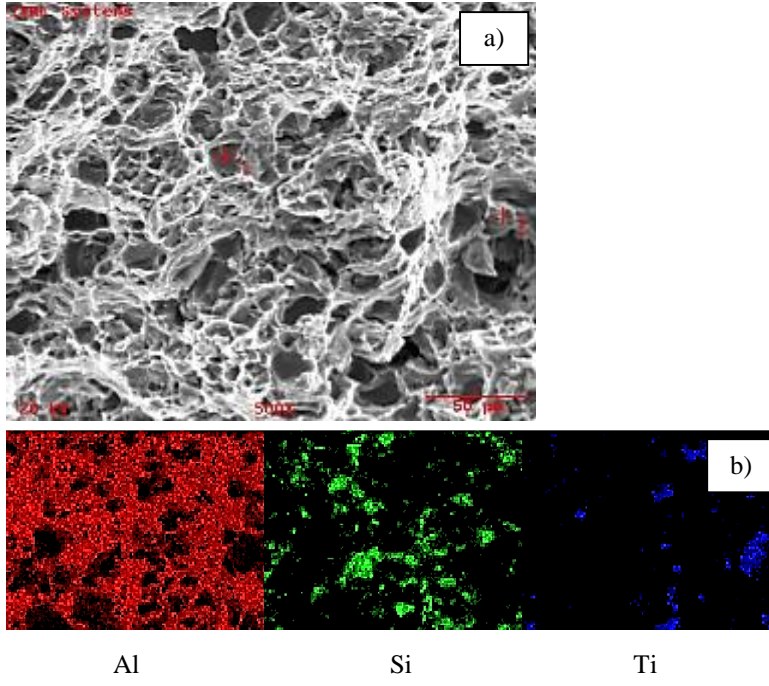
### 9.11.1 B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemeler

Genellikle çekme yükü altında olan parçacık takviyeli MMK malzemelerin kopma davranışı matris malzemesi, takviye elemanı ve matris-parçacık ara yüzeyine bağlı olarak üç ana mekanizma ile kontrol edilmektedir. Birinci mekanizmada matris çok sert ve bölgesel gerilmeler takviye parçacıkların kırılma gerilmesini aşmış ise kopma esnasında parçacık kırılması gerçekleşir. İkinci mekanizma bölgesel gerilmeler parçacık kırılma dayanımından düşük fakat ara yüzey dayanımından yüksek ise kopma esnasında parçacık-matris ayrışması meydana gelmektedir. Üçüncü mekanizmada ise hem ara yüzey hem de takviye elemanı matristen çok güçlü ise kırılma matriste gözenek veya çukur oluşumu ile meydana gelir [Kalaiselvan ve Murugan, 2013]. Resim 9.18'de B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin çekme testi sonrası kopma yüzeylerine ait SEM görüntüleri verilmektedir. Resimlere bakıldığında B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin kırılma yüzeylerinde büyük çaplı boşlukların oluştuğu, buna karşın B<sub>4</sub>C miktarındaki artış ile birlikte bu boşlukların biraz daha küçüldüğü görülmektedir. Bu durumun ortalama 4 mikron boyutunda olan B<sub>4</sub>C parçacıklarının matris ile ara yüzey uyumunun yeterli

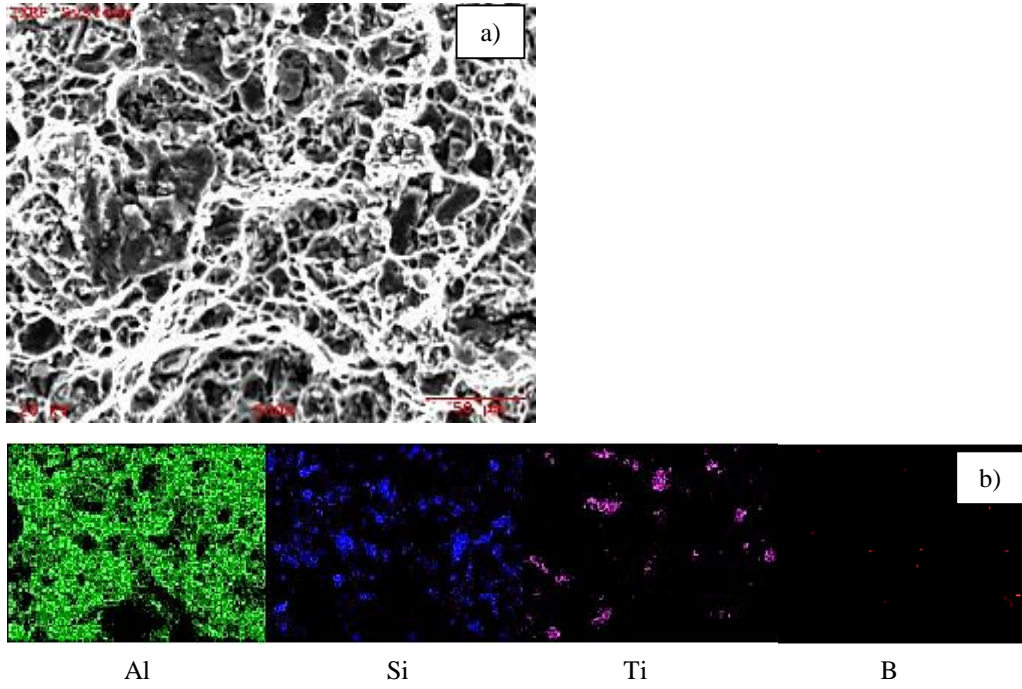
olmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca Resim 9.19 ve Resim 9.20’da sırasıyla %0 ve % 6 B<sub>4</sub>C içeren malzemelerin kırılma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri (a) ve elementel haritalama örnekleri (b) gösterilmiştir. Resimlere bakıldığında Si ve TiH<sub>2</sub> parçacıklarının her iki malzeme için matris içerisinde gömülü olduğu ve üçüncü kırılma mekanizmasının bu parçacıklar için etkin olduğu görülmektedir. Diğer taraftan %6 B<sub>4</sub>C içeren numunelerin çekme öncesi kesit yüzeyi ile çekme sonrası kırık yüzeyin elementel haritalama örnekleri karşılaştırıldığında, kırılma yüzeyindeki B<sub>4</sub>C miktarının azlığı dikkat çekmektedir (Resim 9.21). Dolayısıyla bu parçacıklar için ikinci kırılma mekanizmasının etkin olduğu görülmektedir. Buradan çekme anında %6 B<sub>4</sub>C içeren numuneler için hem 2’nci hem de 3’üncü kırılma mekanizmalarının etkin olduğu anlaşılmaktadır.



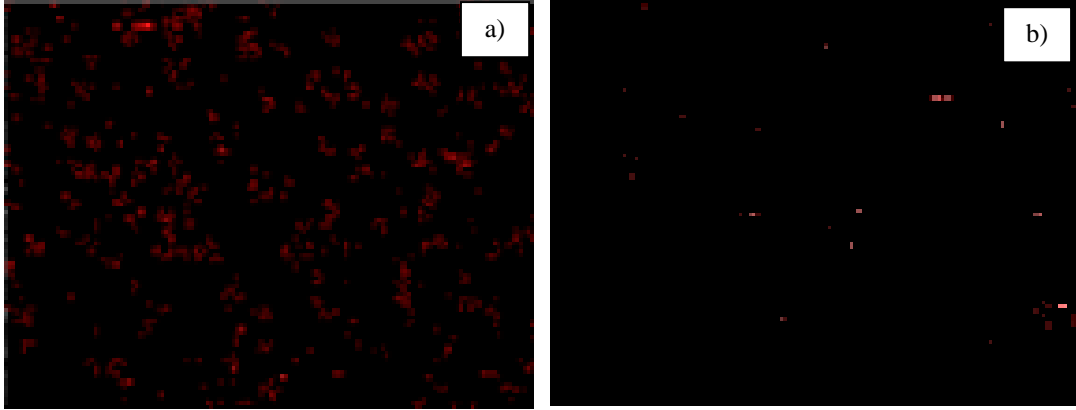
Resim 9.18. B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin çekme testi sonrası kopma yüzeylerine ait SEM görüntüleri



Resim 9.19. B<sub>4</sub>C takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemenin kırılma yüzeyine ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örneği (b)



Resim 9.20. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemenin kırılma yüzeyine ait SEM görüntüsü (a) ve elementel haritalama örneği (b)



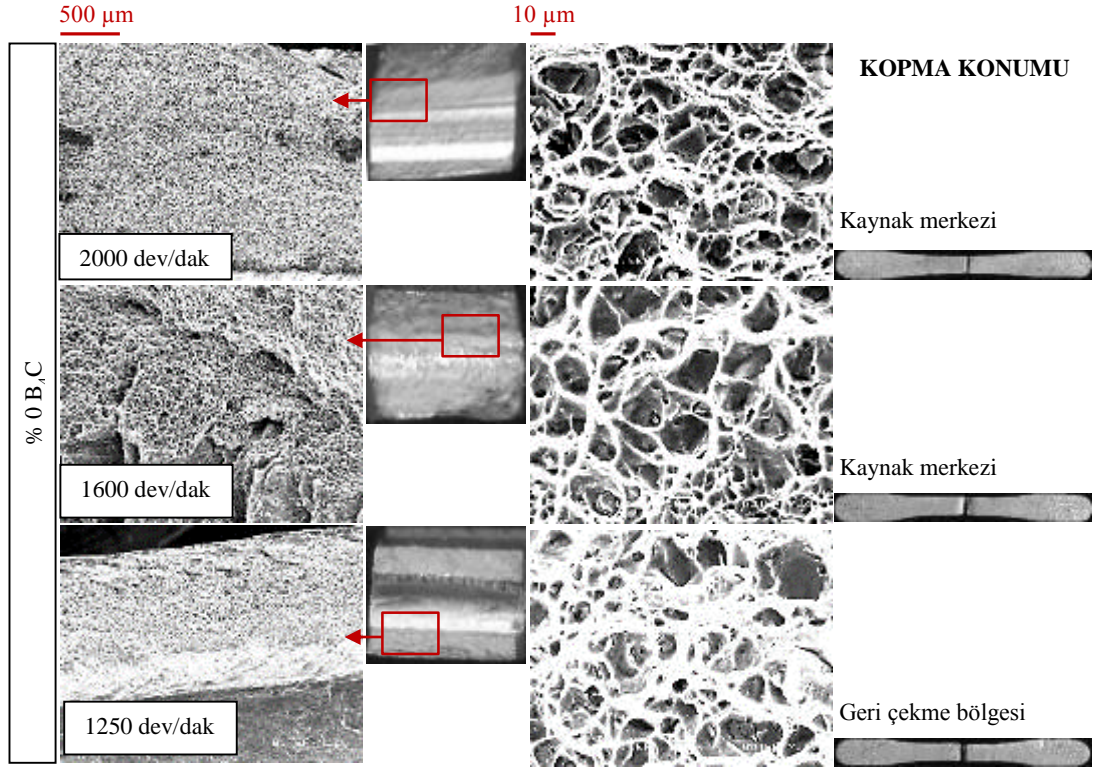
Resim 9.21. %6 B<sub>4</sub>C içeren numunelerin çekme öncesi kesit yüzeyi (a) ile çekme sonrası kırık yüzeyin (b) elementel haritalama örnekleri (B elementi için)

### 9.11.2 SKK ile birleştirilmiş B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemeler

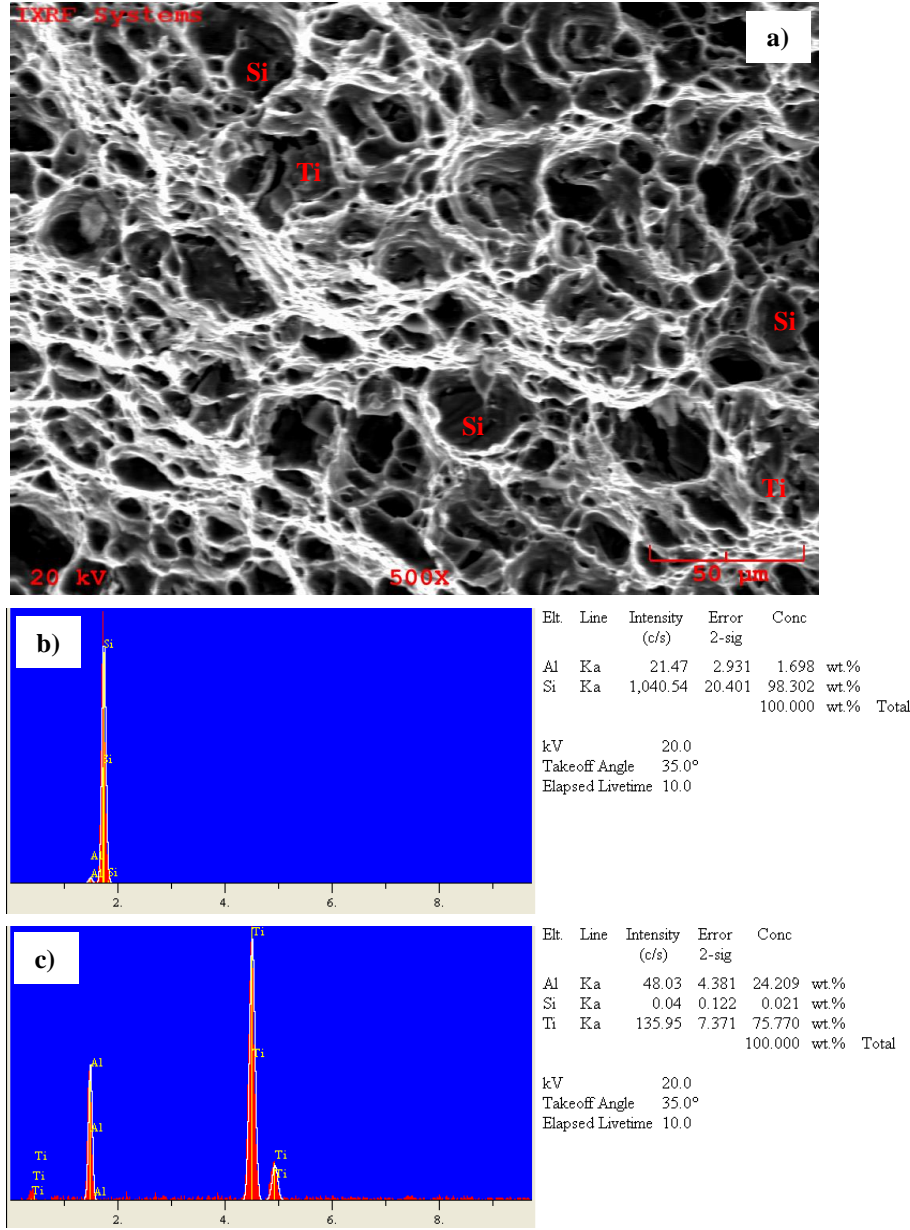
#### Dönme hızının etkisi

Resim 9.22 ve Resim 9.24'te 40 mm/dak sabit ilerleme hızında ve farklı devirlerde birleştirilmiş sırasıyla takviyesiz ve %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin kırılma yüzeylerine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları yer almaktadır. 1250 dev/dak dönme hızında SKK ile birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen numunenin kırılma yüzeyine bakıldığında yapıda süreklilik arz eden tünel şeklinde büyük boşlukların oluştuğu ve kırılmanın bu bölgenin etrafında gerçekleştiği görülmektedir. Kırılma mekanizmasını doğrudan etkileyen bu boşluklar geri çekme bölgesinde ve/veya kaynak merkezinde oluşmuş hatalardır. B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde kaynak devir hızındaki artış ile birlikte benzer yapısal hataların azaldığı ve 1600 dev/dak dönme hızında birleştirilmiş numunelerin düşük devirde birleştirilen numunelere oranla daha sünek kopma davranışı sergilediği görülmektedir. 2000 dev/dak dönme hızında ise numuneler benzer kırılma davranışı sergilemiştir. Kırılma yüzeyindeki mikro boşlukların numunelerin sünek kopma davranışı sergilediklerini göstermektedir. Ayrıca matris ile parçacık (Si ve TiH<sub>2</sub>) ara yüzeyine bakıldığında bölgesel gerilmelerin parçacıkların kırılma gerilmesini aşmadığından kopma esnasında parçacık kırılması gözlenmemiştir. Buna karşın özellikle Si parçacıklarının matris ile

ara yüzey bağının güçlü olması sebebiyle kırılma matriste gözenek veya çukur oluşumu şeklinde gerçekleşmiştir (Resim 9.23) [Kalaiselvan ve Murugan, 2013].



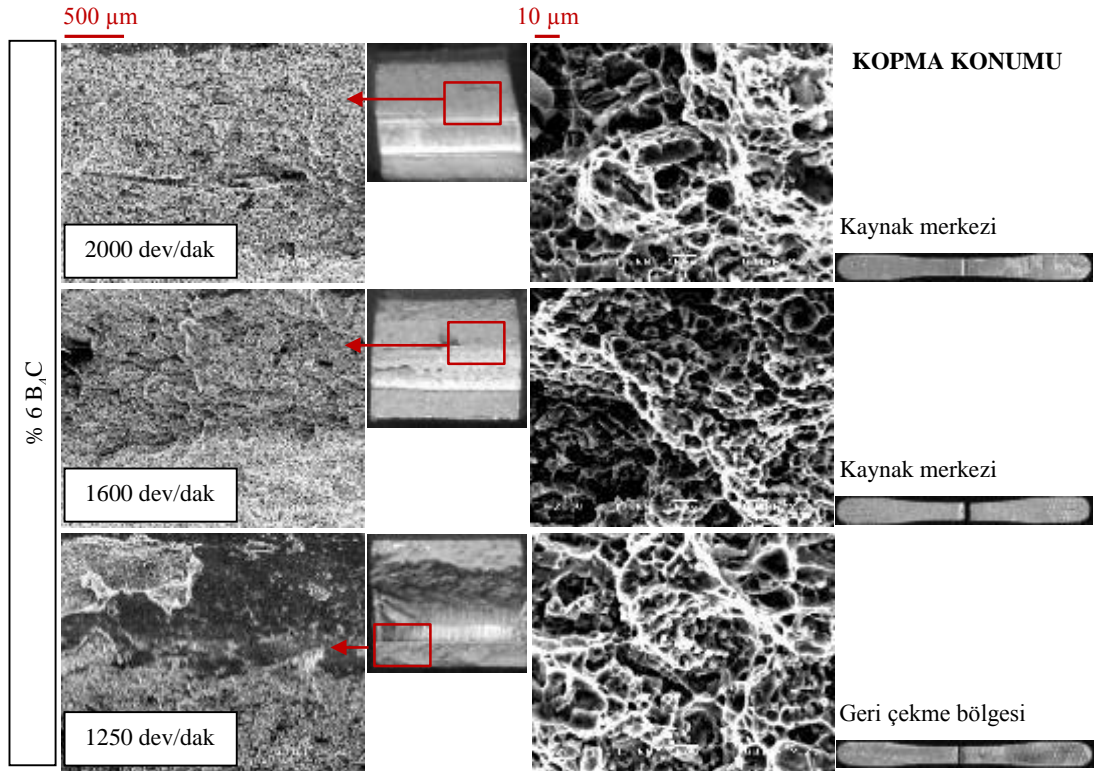
Resim 9.22. 40 mm/dak sabit ilerleme hızında ve farklı devirlerde birleştirilmiş takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin kırılma yüzeylerine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları



Resim 9.23. SKK ile birleştirilmiş (1250 dev/dak – 80 mm/dak)  $B_4C$  içermeyen köpürebilir AlSi7 malzemenin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüsü (a) ve EDS analizleri (b ve c)

%6  $B_4C$  takviyeli numunelerde ise kırılma yüzeylerindeki farklılık açıkça görülmektedir (Resim 9.24). Bu numuneler  $B_4C$  içermeyen numuneler ile karşılaştırıldığında kırılma yüzeylerinde büyük çaplı boşlukların yerine daha küçük çapta boşlukların olduğu görülmektedir. Bu durumun  $B_4C$  parçacıklarının matris ile ara yüzey uyumunun yeterli olmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir. 1250 dev/dak dönme hızında kaynakla birleştirilmiş  $B_4C$  takviyeli numunenin kırılma

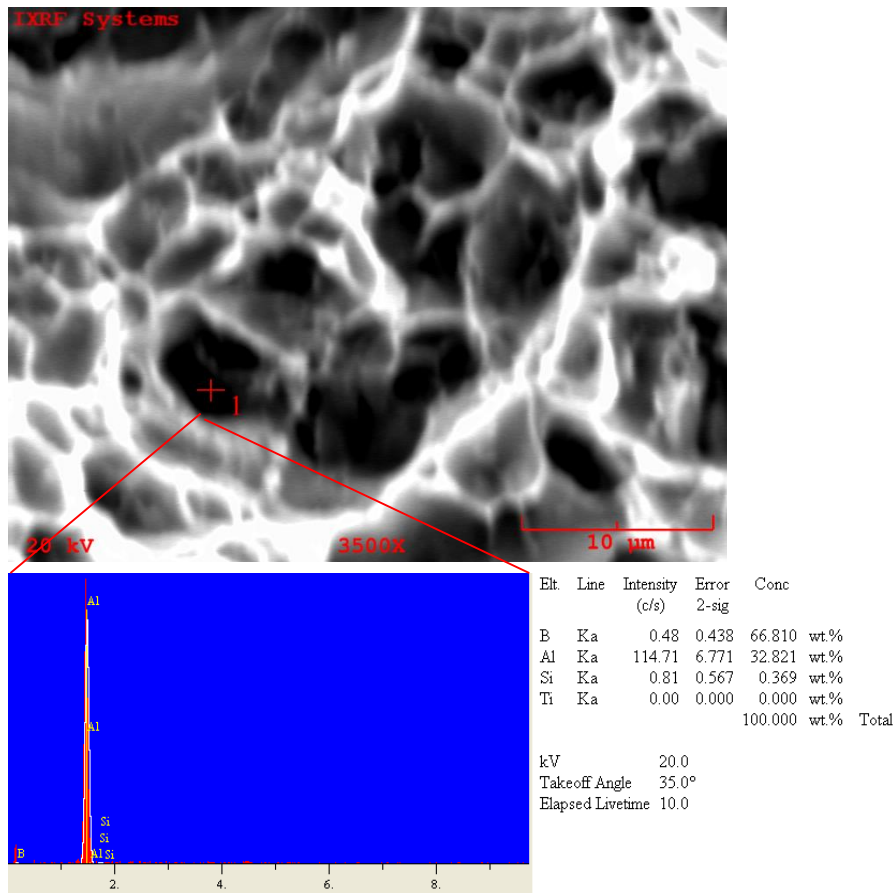
yüzeyinde  $B_4C$  içermeyen numunede olduğu gibi yapıda süreklilik arz eden tünel şeklinde büyük boşlukların olduğu ve kırılmanın bu bölgenin etrafında gerçekleştiği görülmektedir. Dönme hızındaki artış ile birlikte bu hataların azaldığı görüldüğü de kaynaklı malzemelerin ana malzemeye kıyasla çekme dayanımlarının düştüğü bilinmektedir (Bkz. Grafik 7.4, Bkz. Şekil 9.29). Kaynak bölgesindeki ince parçacıkların matrisin plastik deformasyonunu kolaylaştırdığı fakat yapısal hataların kopma olayını tetiklediği düşünülmektedir. Nitekim  $B_4C$  takviyeli numunelerde kırılma davranışının  $B_4C$  içermeyen malzemelere nazaran daha gevrek olduğu söylenebilir.



Resim 9.24. 40 mm/dak sabit ilerleme hızında ve farklı devirlerde birleştirilmiş %6  $B_4C$  takviyeli köpürebilir malzemelerin kırılma yüzeylerine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları

Resim 9.25'te SKK ile birleştirilmiş %6  $B_4C$  takviyeli köpürebilir malzemenin çekme testi sonrası kopma yüzeylerine ait SEM görüntüsü ve EDS analizi verilmektedir. Resme bakıldığında  $B_4C$  parçacıklarının kırılma yüzeyindeki analizinin oldukça güç olduğu görülmektedir. Bunun nedeni  $B_4C$  parçacıklarının

ortalama boyutunun 4 mikron olması ve matris ile ara yüzey uyumunun yeterli olmamasıdır. Çünkü %6 B<sub>4</sub>C içeren numunelerin çekme öncesi ve sonrası kırık yüzeylerinin elementel haritalama örnekleri karşılaştırıldığında, kırılma yüzeyindeki B<sub>4</sub>C miktarının azlığı dikkat çekmektedir (Bkz. Resim 9.21). Dolayısıyla bölgesel gerilmelerin B<sub>4</sub>C parçacıklarının kırılma dayanımından düşük, ara yüzey dayanımından yüksek olması sebebiyle kopma esnasında B<sub>4</sub>C parçacıkları ile matris ayrışmasının meydana geldiği düşünülmektedir.

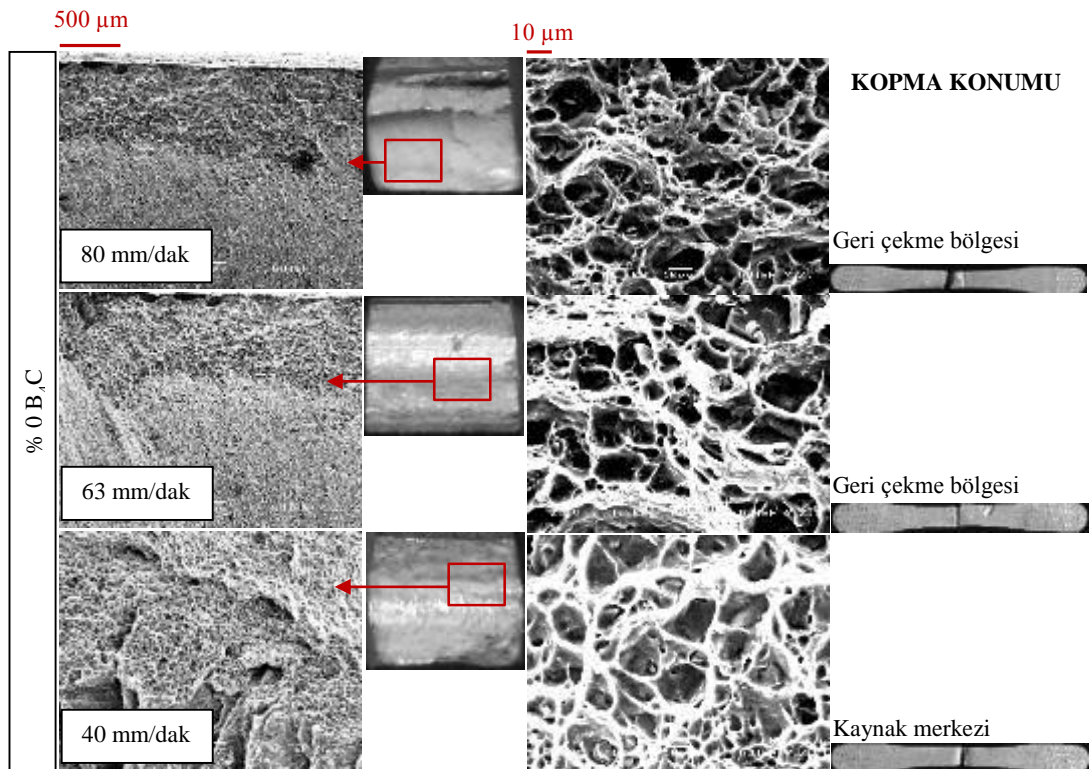


Resim 9.25. SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemenin çekme testi sonrası kopma yüzeylerine ait SEM görüntüsü ve EDS analizi

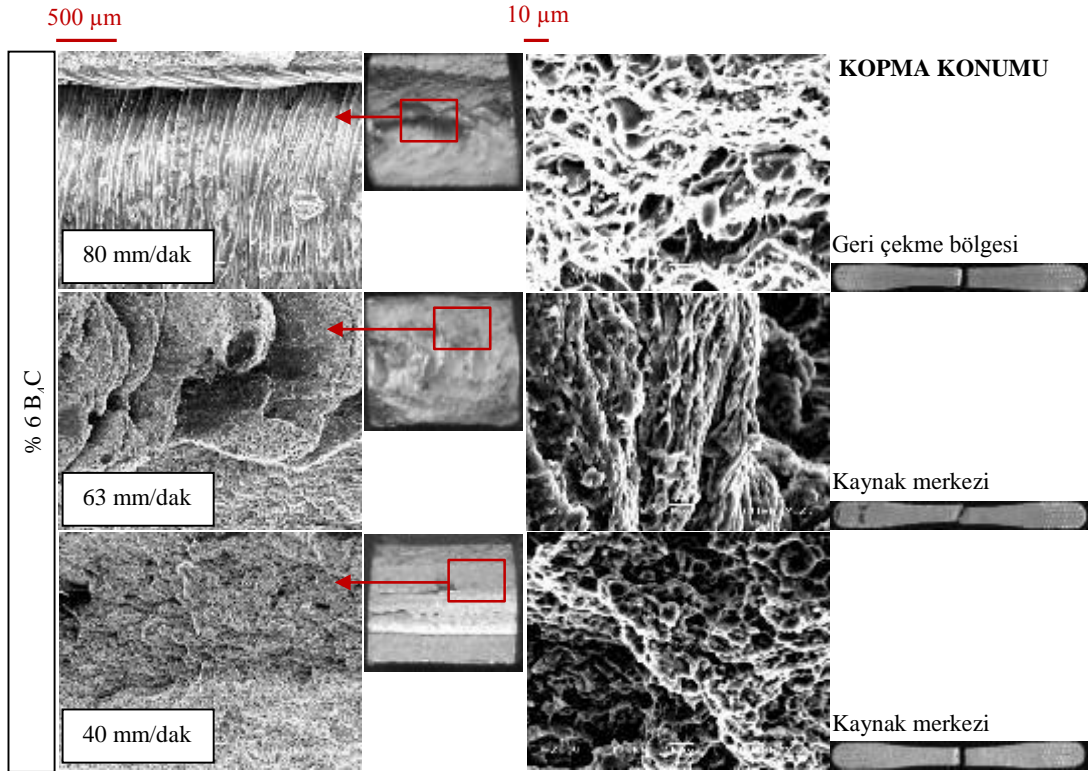
### İlerleme hızının etkisi

Resim 9.26 ve Resim 9.27’de 1600 dev/dak sabit dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş sırasıyla takviyesiz ve %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin kırılma yüzeylerine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları yer almaktadır.

80 mm/dak ilerleme hızında kaynakla birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz numunelerin kırılma yüzeyine bakıldığında malzeme merkezindeki boşluklar dikkat çekmektedir. Kopmanın bu boşluk çevresinde gerçekleşmesi kırılma mekanizmasının doğrudan etkilendiğinin göstergesidir. Kaynak bölgesindeki bu hatalar geri çekme bölgesinde oluşmuştur. 63 mm/dak ilerleme hızında birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin yüksek hızda birleştirilen numuneler ile benzer kopma karakteristiği sergilediği görülmektedir. Benzer ilerleme hızında B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerin kırılma yüzeyinde ise katmansı yapının oluştuğu görülmektedir. B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde 40 mm/dak ilerleme hızında ise kopmanın yüksek hızda birleştirilen numunelere oranla daha sünek olduğu söylenebilir. Fakat yapısal hatalar dışında bütün numunelerde kırılma davranışı benzerlik göstermektedir. 40 mm/dak ilerleme hızında birleştirilmiş B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde ise kırılma davranışının daha gevrek olduğu görülmektedir.



Resim 9.26. 1600 dev/dak sabit dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş takviyesiz köpürebilir malzemelerin kırılma yüzeylerine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları

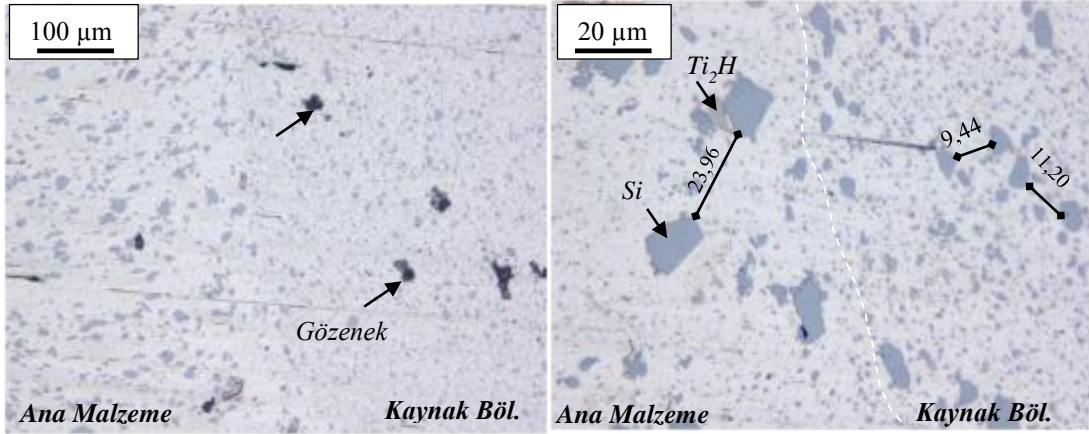


Resim 9.27. 1600 dev/dak sabit dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin kırılma yüzeylerine ait makro ve mikroyapı fotoğrafları

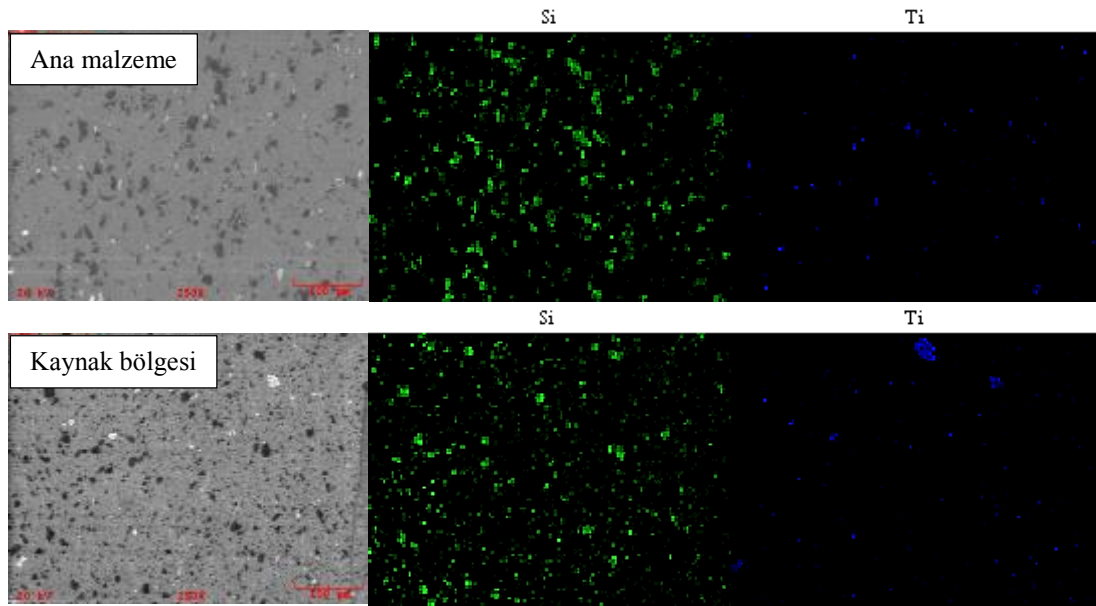
## 9.12. SKK ile Birleştirilmiş Köpürebilir Malzemelerin Mikroyapı Analizi

### 9.12.1. Köpürebilir AlSi7 malzemeler

Resim 9.28'de 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında SKK ile birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen numuneye ait mikroyapı fotoğrafları verilmektedir. Malzemelerdeki karışım bölgesi (kaynak dikişi), ana malzeme ve ısıdan etkilenen bölgeler termo-mekanik dönüşümlerden dolayı ortaya çıkmış renk değişimleri ile tanımlanabilir. Şekilde kaynak bölgesinin ana malzemeye göre daha ince parçacıklar içerdiği açıkça görülmektedir. Özellikle dönme hızının etkisiyle Si ve TiH<sub>2</sub> parçacıklarında kırılmalar meydana gelmiş ve yapı içerisine homojen bir dağılım sergilemiştir. Dolayısıyla ana malzemeye oranla kaynak dikişindeki ince boyutlu Si ve TiH<sub>2</sub> parçacıklarının sayısı artmıştır. Bu durum kaynak bölgesi ve ana malzeme üzerinden alınan elementel haritalama örneklerinde de görülmektedir (Resim 9.29).



Resim 9.28. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında SKK ile birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen numuneye ait mikroyapı fotoğrafları

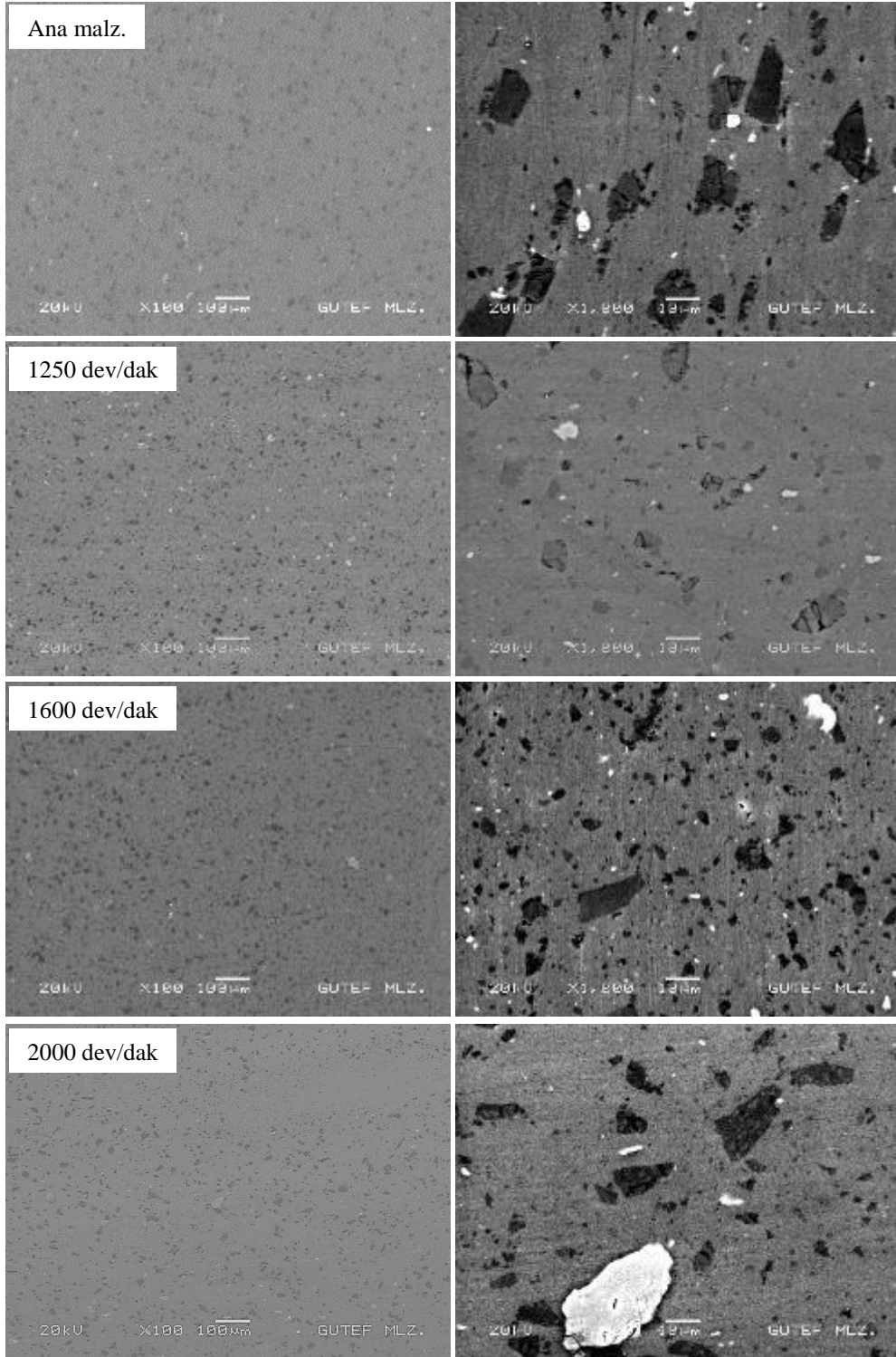


Resim 9.29. SKK ile birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen numunenin kaynak bölgesi ve ana malzeme üzerinden alınan elementel haritalama örnekleri

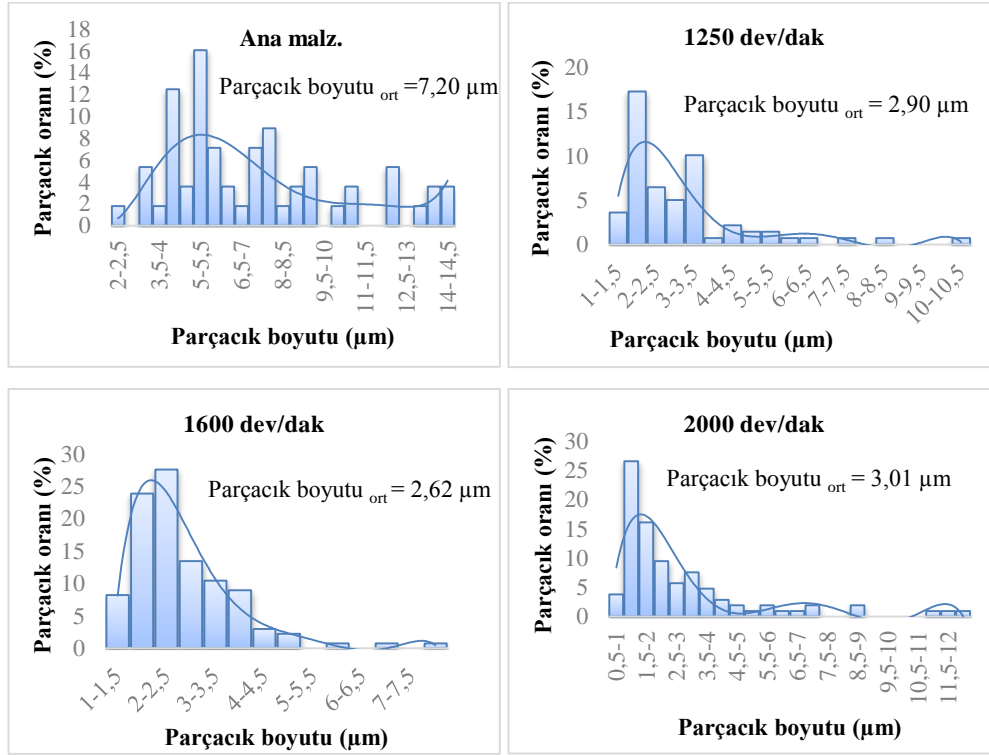
### Dönme hızının etkisi

Resim 9.30'da 40 mm/dak ilerleme hızında ve farklı dönme hızlarında birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı fotoğrafları verilmektedir. Resimlere bakıldığında dönme hızının karışım bölgesi üzerine belirgin bir etkiye sahip olduğu görülmektedir. Ana malzemede olduğu gibi karışım bölgesindeki parçacık dağılımının bütün dönme hızlarında homojen olduğu

söylenbilir. Fakat parçacık boyutundaki dağılım için benzer durum söz konusu değildir. Ana malzemede parçacık boyutu dağılımı karışım bölgelerine göre daha homojendir. Ortalama parçacık boyutu 7,20  $\mu\text{m}$  iken karışım bölgelerinde dönme hızına bağlı olarak parçacık boyutu yaklaşık 2,5 kat düşmüştür (Şekil 9.33). 1250, 1600 ve 2000 dev/dak dönme hızlarında karışım bölgesindeki ortalama parçacık boyutları sırasıyla 2,90  $\mu\text{m}$ , 2,62  $\mu\text{m}$  ve 3,01  $\mu\text{m}$ 'dir. Görüldüğü gibi en düşük ortalama parçacık boyutu 1600 dev/dak dönme hızında elde edilmiştir. Buna rağmen aralarındaki parçacık boyutundaki değişim %13'ü geçmemektedir. Diğer taraftan dönme hızının parçacık şekillerindeki değişimler üzerine etkisi net değildir. Bunun nedeni köpürebilir malzeme üretiminde kullanılan Si ve TiH<sub>2</sub> tozlarının başlangıçta düzensiz ve açısız şekillere sahip olmasıdır. Dolayısı ile karışım bölgesindeki bu parçacıklar üzerindeki boyutsal analizler, parçacık şekillerinin tayinine nazaran daha kolaydır.



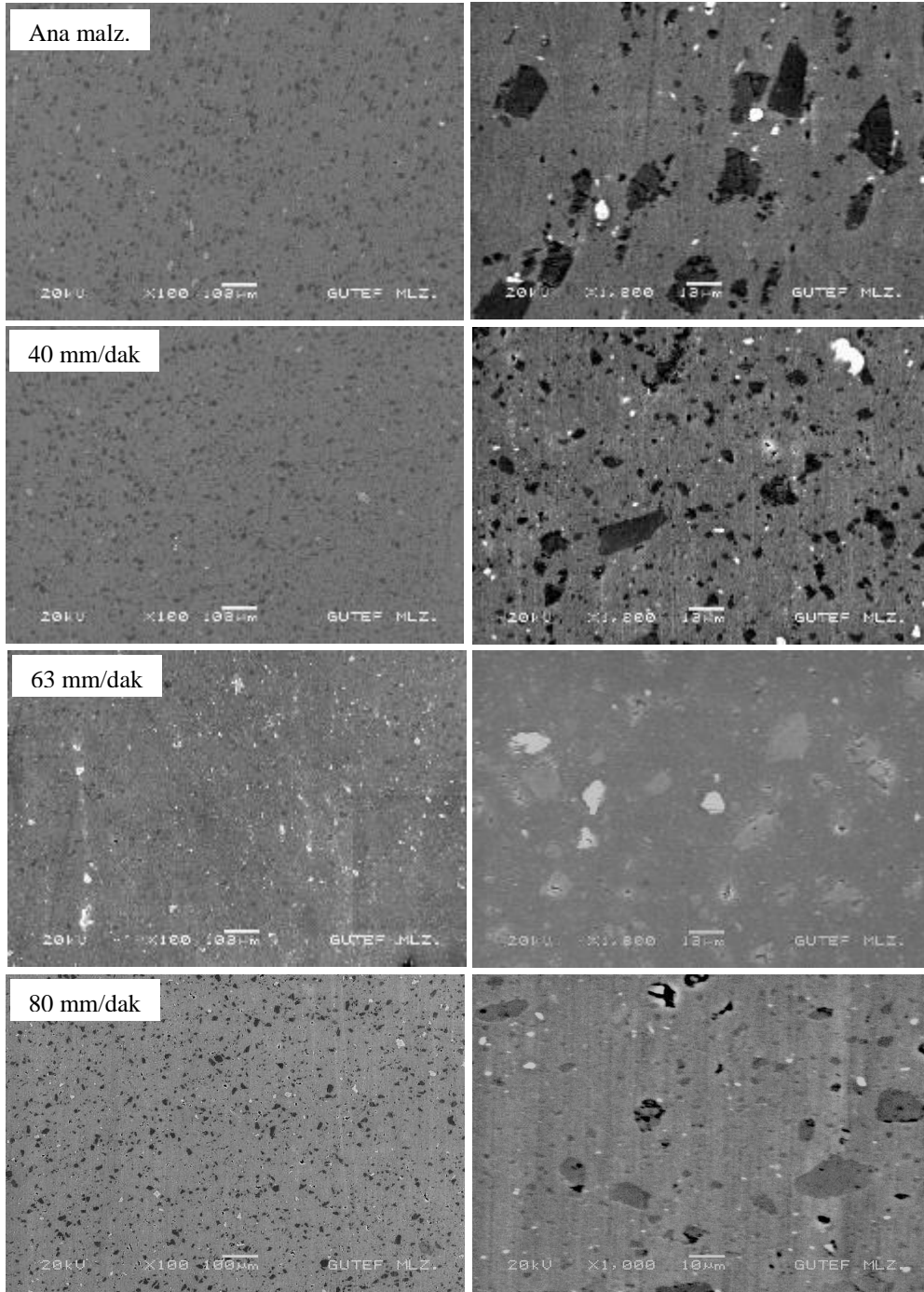
Resim 9.30. 40 mm/dak ilerleme hızında ve farklı dönme hızlarında birleştirilmiş  $B_4C$  içermeyen numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı resimleri



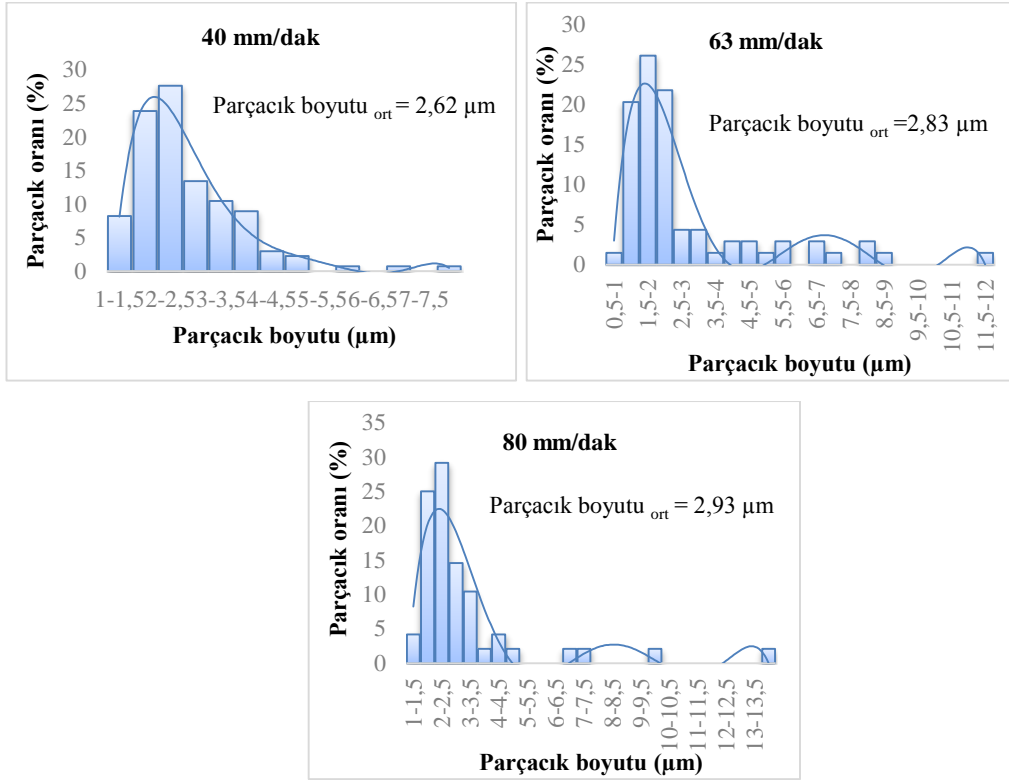
Şekil 9.33. 40 mm/dak ilerleme hızında ve farklı dönme hızlarında birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen köpürebilir malzemelerin kaynak bölgeleri ve ana malzemedeki parçacık boyutu dağılımı

### İlerleme hızının etkisi

Resim 9.31’de 1600 dev/dak dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı fotoğrafları verilmektedir. Resimlere bakıldığında ilerleme hızının dönme hızında olduğu gibi karışım bölgesi üzerine belirgin bir etkiye sahip olduğu görülmektedir. Ana malzemede olduğu gibi karışım bölgesindeki parçacık dağılımının bütün ilerleme hızlarında homojen olduğu söylenebilir. Fakat karışım bölgesindeki parçacık boyutu dağılımı homojen değildir. 40, 63 ve 80 mm/dak ilerleme hızlarında karışım bölgesindeki ortalama parçacık boyutları sırasıyla 2,62 µm, 2,83 µm ve 2,93 µm’dir (Şekil 9.34). Görüldüğü gibi kaynak ilerleme hızı arttıkça karışım bölgesindeki parçacık boyutundaki değişim %11’i geçmemektedir. Diğer taraftan kaynak ilerleme hızının parçacık kırılması üzerine önemli bir etkisinin olmadığı araştırmacılar tarafından belirtilmektedir [Guo, 2012].



Resim 9.31. 1600 dev/dak dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı resimleri

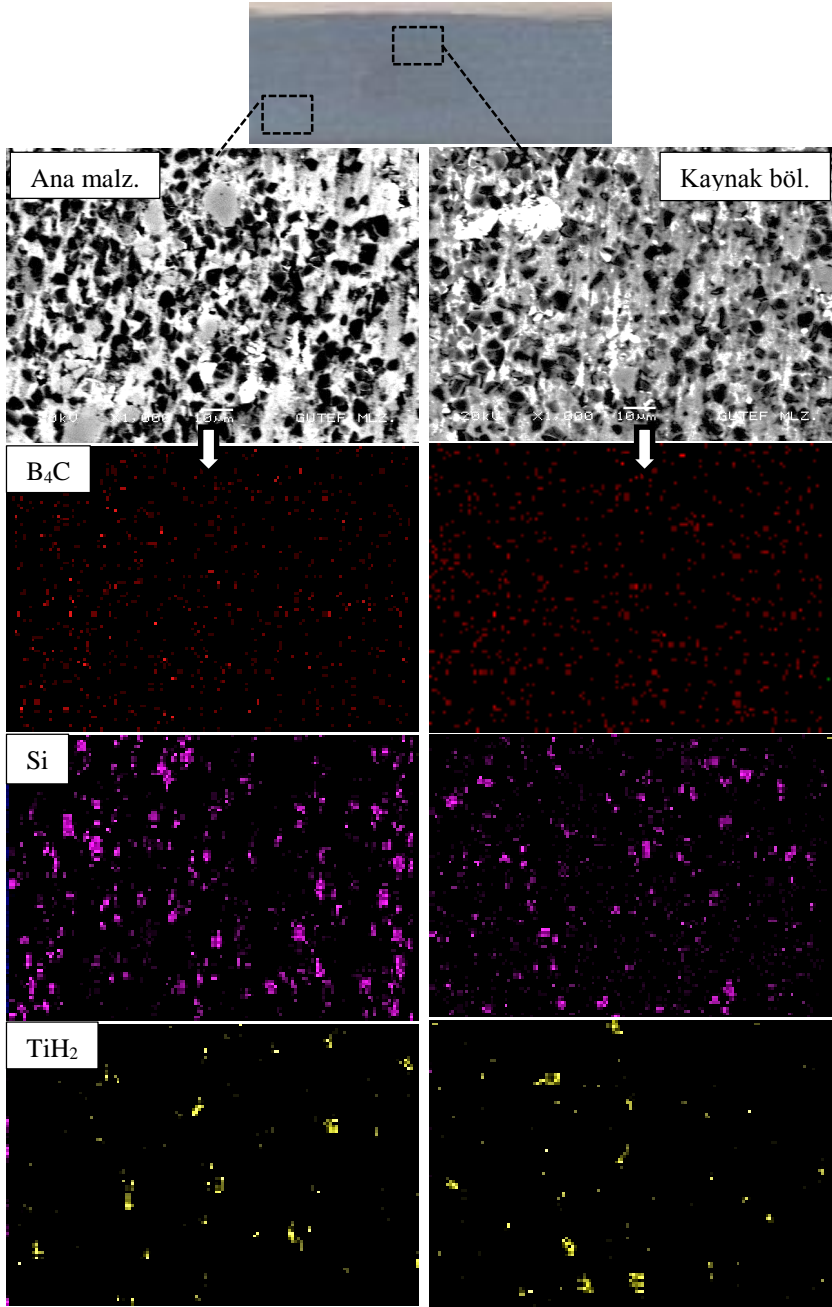


Şekil 9.34. 1600 dev/dak dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen köpürebilir malzemelerin kaynak bölgelerindeki parçacık boyutu dağılımı

### 9.12.2 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemeler

Resim 9.32’de 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemeye ait mikroyapı fotoğrafları ve elementel haritalama örnekleri verilmektedir. Resimlere bakıldığında parçacık boyutu ve dağılımı açısından kaynak bölgesi ile ana malzeme arasında belirgin bir fark görülmemektedir. Buna karşın B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde kaynak bölgesinin ana malzemeye nazaran daha ince parçacıklar içerdiği açıkça görülmektedir (Bk. Resim 9.28, Bkz. Resim 9.29). Özellikle dönme hızının etkisiyle Si ve TiH<sub>2</sub> parçacıklarında kırılmalar meydana gelmiş ve yapı içerisine homojen bir dağılım sergilemiştir. Fakat B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerde benzer durumdan bahsetmek tam anlamıyla doğru değildir. Özellikle B<sub>4</sub>C ve TiH<sub>2</sub> parçacıklarındaki boyutsal değişim net değilken, Si parçacıklarının kaynak bölgesinde dönme hızının etkisi ile biraz daha incelendiği görülebilir. Bu durum Si parçacıklarının B<sub>4</sub>C parçacıklarına göre

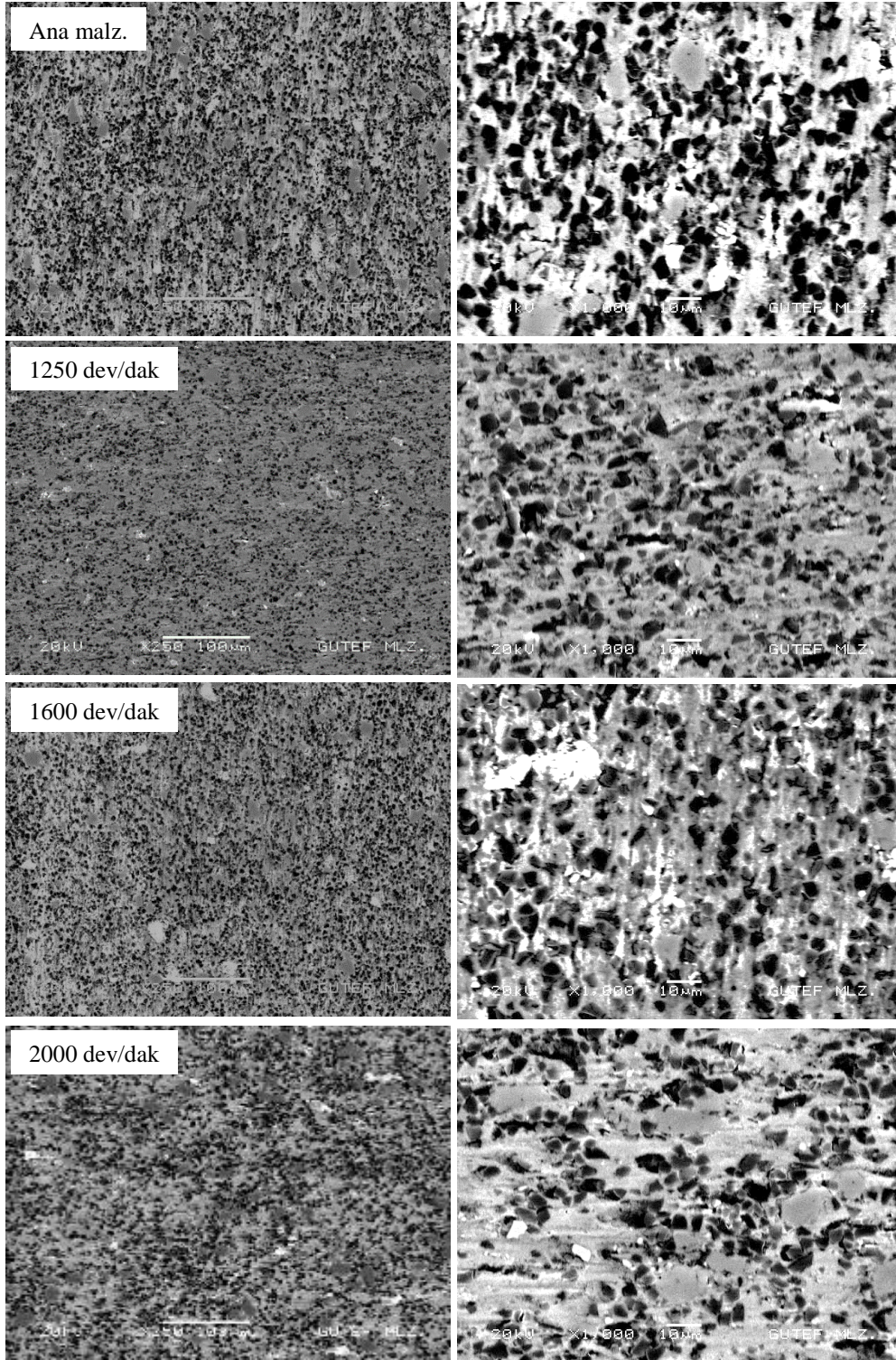
daha yumuşak olmasından kaynaklanmıştır. Guo (2012) tarafından yapılan çalışmada da fiziksel bir karışım sonucu  $B_4C$  parçacıklarında meydana gelen boyutsal değişim tam olarak açıklanamamıştır. Ancak araştırmacı bu durumun  $B_4C$  parçacıklarının sert ve boyutunun küçük olmasından kaynaklandığını belirtmiştir.



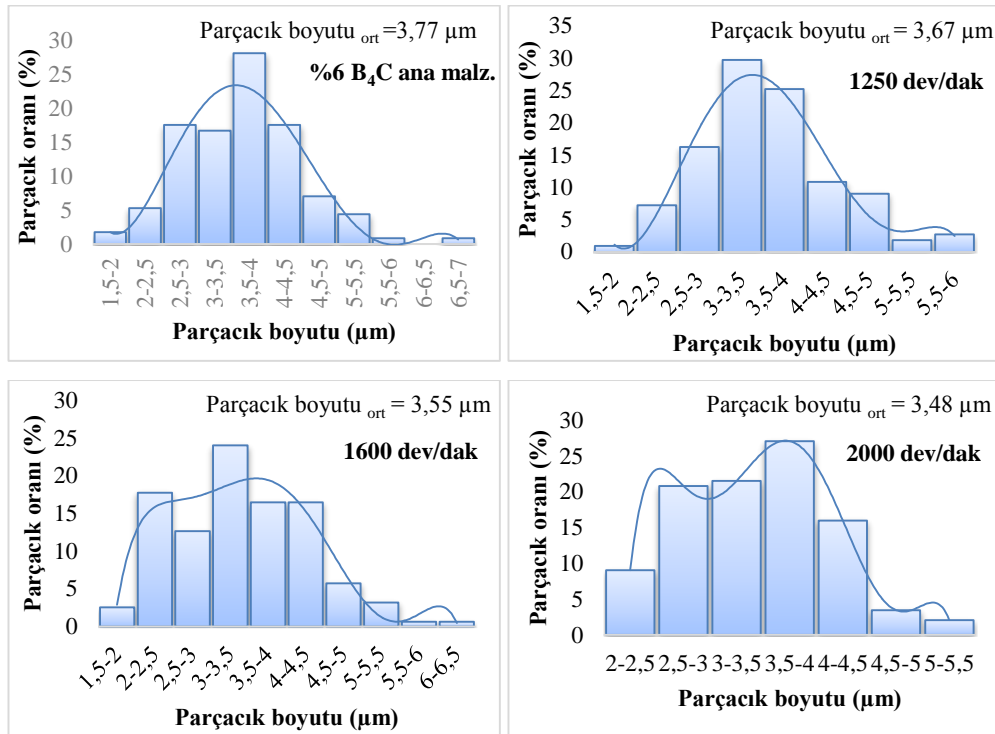
Resim 9.32. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında SKK ile birleştirilmiş %6  $B_4C$  takviyeli köpürebilir numuneye ait mikroyapı fotoğrafları ve elementel haritalama örnekleri

### Dönme hızının etkisi

Resim 9.33'te 40 mm/dak ilerleme hızında ve farklı dönme hızlarında birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı fotoğrafları gösterilmektedir. Dönme hızının karışım bölgesi üzerine etkisine bakıldığında ana malzemede olduğu gibi karışım bölgesindeki B<sub>4</sub>C parçacık dağılımının bütün dönme hızlarında homojen olduğu söylenebilir. Fakat karışım bölgesinde B<sub>4</sub>C parçacıklarının yer yer yönlendiği veya kümelenildiği gözlenmiştir. Bu durumun fiziksel bir karışımının etkisi sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir. Araştırmacılar tarafından yapılan çalışmalarda da benzer sonuçlara vurgu yapılmıştır [Guo, 2012; Chen ve ark., 2009; Uzun, 2007]. Elektron mikroskobu altında yapılan gözlemler, ana malzeme ile kaynak bölgesi arasında parçacık boyutu veya şeklinde önemli bir değişim meydana gelmediğini göstermektedir. Özellikle kaynak bölgesindeki bireysel B<sub>4</sub>C parçacıklarında genel bir kırılma veya keskin köşelerde kavislenme olayı belirlenmemiştir. Ana malzeme ve kaynak bölgesinde parçacık boyutundaki nicel ölçümlerin sonucu Şekil 9.35'te verilen grafiklerde gösterilmektedir. Grafiklere bakıldığında ana malzemede ortalama B<sub>4</sub>C parçacıklarının boyutu 3,77 µm iken karışım bölgesinde bu değer dönme hızına bağlı olarak değişmektedir. 1250, 1600 ve 2000 dev/dak dönme hızlarında ortalama parçacık boyutları sırasıyla 3,67 µm, 3,55 µm ve 3,48 µm'dir. Görüldüğü gibi en düşük ortalama parçacık boyutu 2000 dev/dak dönme hızında elde edilmiştir. Buna rağmen aralarındaki parçacık boyutundaki değişim %5'tir. Diğer taraftan ana malzemedeki ortalama parçacık boyutu ile karışım bölgesindeki en düşük parçacık boyutu arasındaki değişim ise %8'i geçmemektedir. Bu değerler hem ana malzeme ile karışım bölgesi arasında, hem de dönme hızının kaynak bölgesindeki parçacık boyutu değişimi üzerine önemli bir etkiye sahip olmadığını göstermektedir. Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> metal matrisli kompozit malzemelerin sürtünme karıştırma kaynağında ise daha farklı sonuçlara ulaşılmıştır. Yapılan çalışmada karışım bölgesinde takviye edilen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> parçacıklarının incelendiği görülmüştür [Marzoli ve ark., 2006].



Resim 9.33. 40 mm/dak ilerleme hızında ve farklı dönme hızlarında birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı resimleri

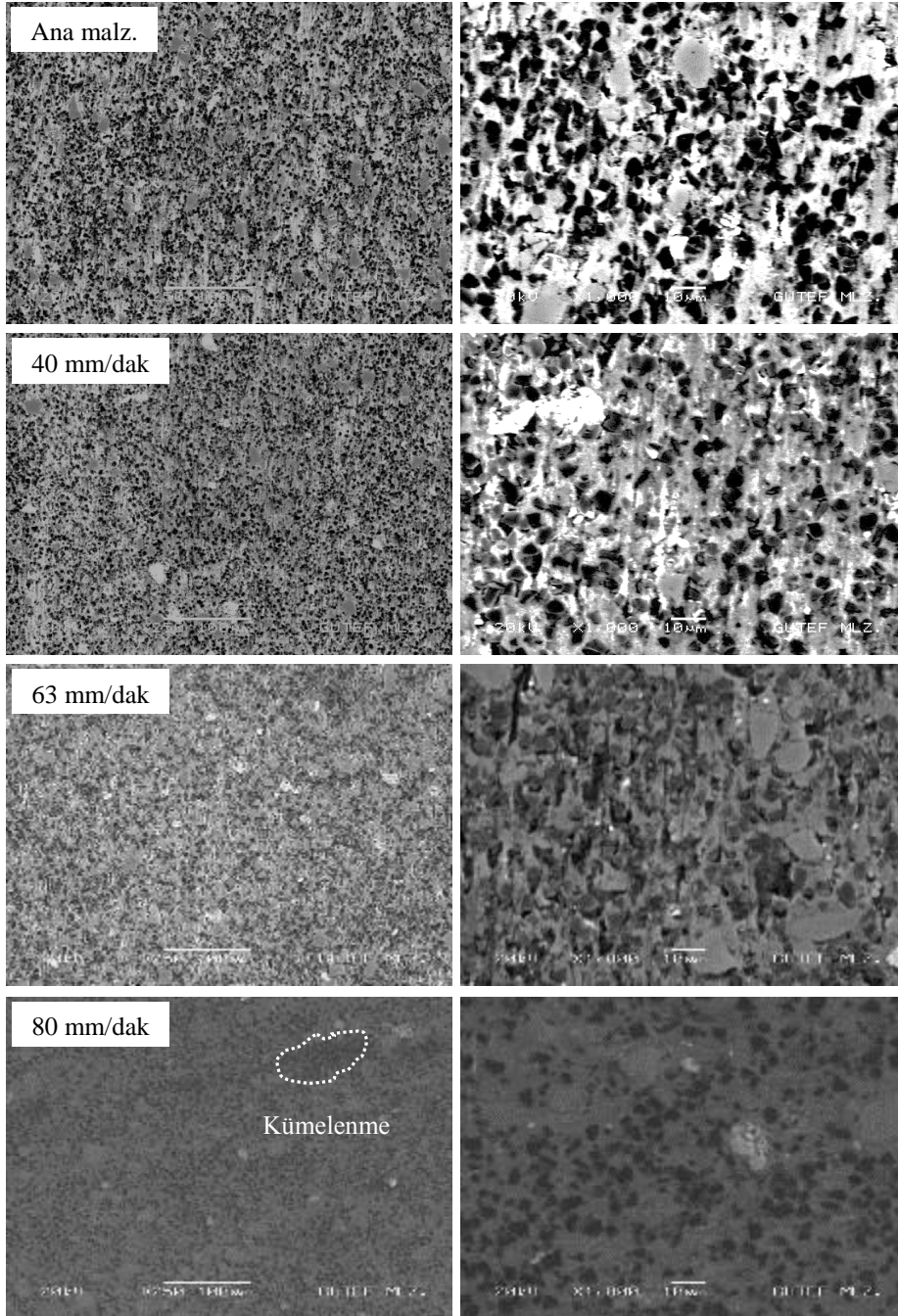


Şekil 9.35. 40 mm/dak ilerleme hızında ve farklı dönme hızlarında birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin kaynak bölgeleri ve ana malzemedeki parçacık boyutu dağılımı

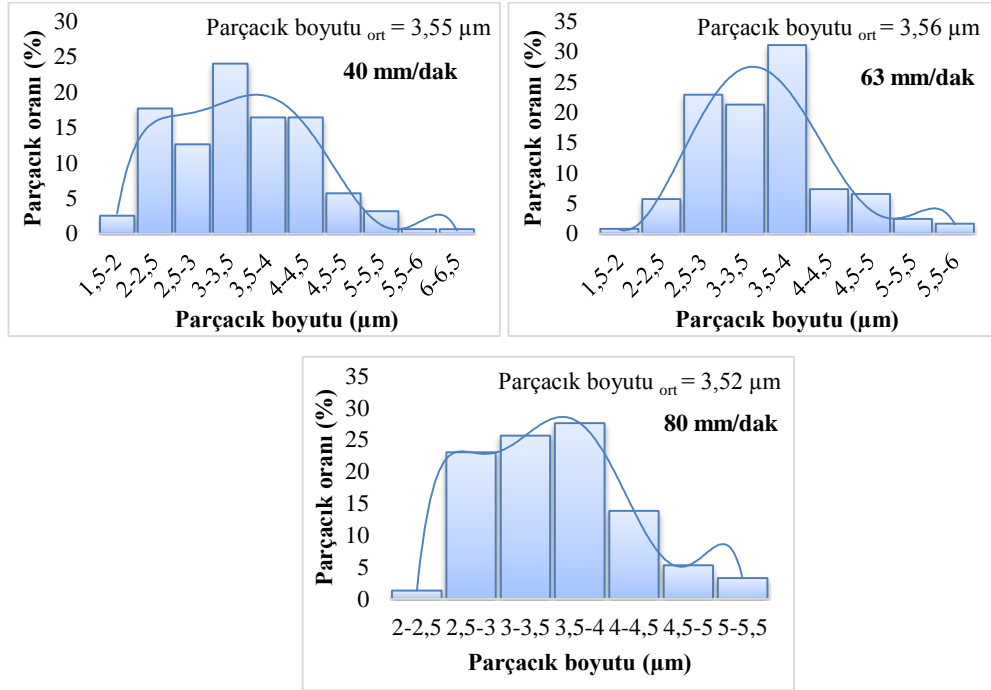
### İlerleme hızının etkisi

Resim 9.34'te 1600 dev/dak dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı fotoğrafları verilmektedir. İlerleme hızının karışım bölgesi üzerine etkisine bakıldığında dönme hızının etkisinde olduğu gibi karışım bölgesindeki B<sub>4</sub>C parçacık dağılımının bütün ilerleme hızlarında homojen olduğu görülmektedir. Buna rağmen ilerleme hızındaki artış ile birlikte B<sub>4</sub>C parçacıklarının karışım bölgesi içerisinde yer yer kümelendiği de gözlenmiştir. Bu bölgede ana malzemeye kıyasla parçacık boyutunda önemli bir değişim meydana gelmediği Şekil 9.36'da verilen grafiklerden anlaşılmaktadır. 40, 63 ve 80 mm/dak ilerleme hızlarında karışım bölgesindeki ortalama parçacık boyutları sırasıyla 3,55 µm, 3,56 µm ve 3,52 µm'dir. Görüldüğü gibi kaynak ilerleme hızındaki artış ile parçacık boyutu değişmemiştir. Diğer taraftan ana malzemedeki ortalama parçacık boyutu ile karışım bölgesindeki en düşük parçacık boyutu arasındaki değişim ise %5'i geçmemektedir. Bu değerler hem ana malzeme ile

karışım bölgesi arasında, hem de ilerleme hızının kaynak bölgesindeki parçacık boyutu değişimi üzerine önemli bir etkiye sahip olmadığını göstermektedir.



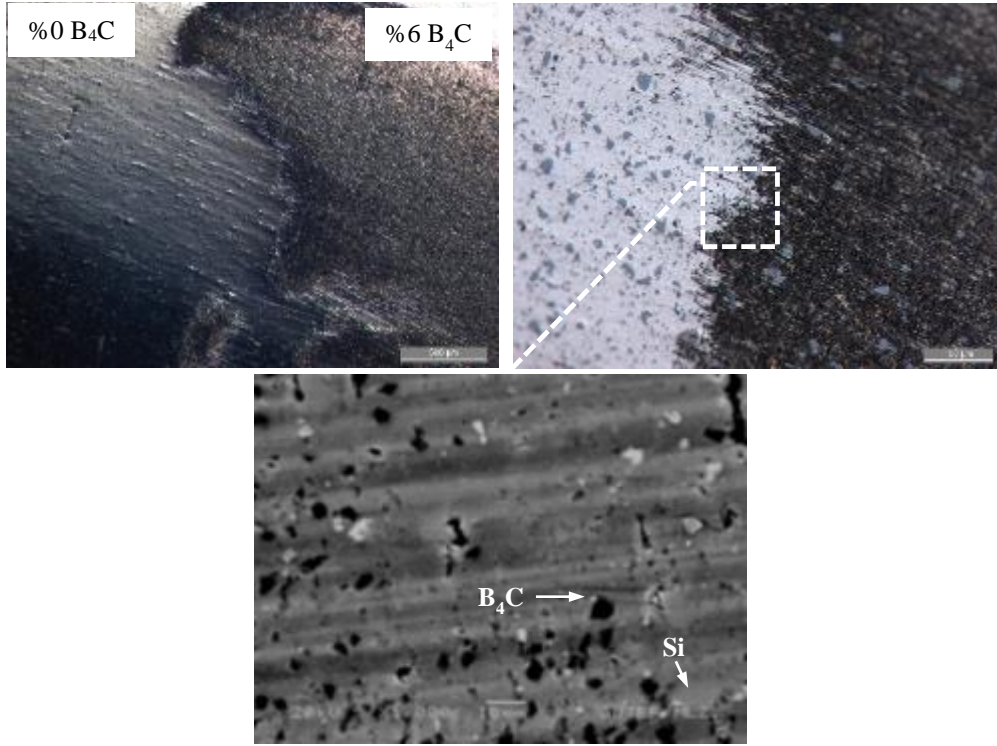
Resim 9.34. 1600 dev/dak dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı resimleri



Şekil 9.36. 1600 dev/dak dönme hızında ve farklı ilerleme hızlarında birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin kaynak bölgelerindeki parçacık boyutu dağılımı

### 9.12.3. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli - takviyesiz köpürebilir AISi7 ikilisi

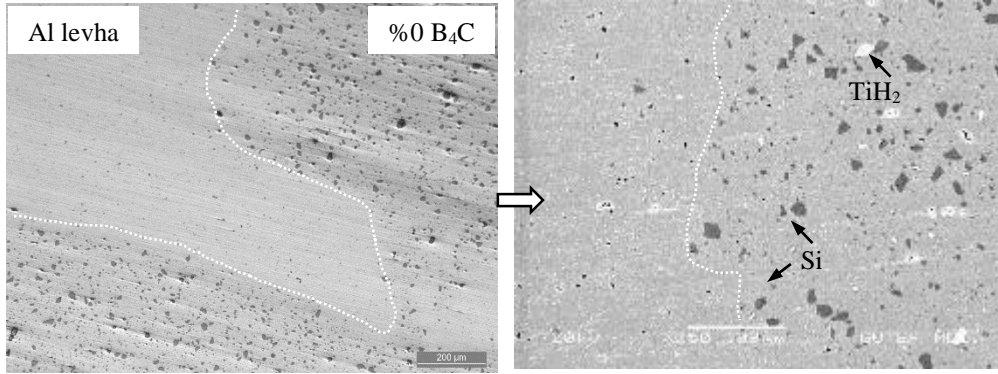
Resim 9.35'te 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı fotoğrafları verilmektedir. Resimlere bakıldığında her iki numune arasında başarılı şekilde birleşmenin sağlandığı ve belirgin bir birleşme hattının oluştuğu görülmektedir. Bu hat boyunca özellikle B<sub>4</sub>C parçacıklarındaki boyutsal değişim net değil iken, Si ve TiH<sub>2</sub> parçacıklarının kırılarak homojen şekilde dağıldığı görülmektedir.



Resim 9.35. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli - takviyesiz numunelerin kaynak bölgelerine ait mikroyapı resimleri

#### 9.12.4 Al levha – köpürebilir AlSi7 ikilisi

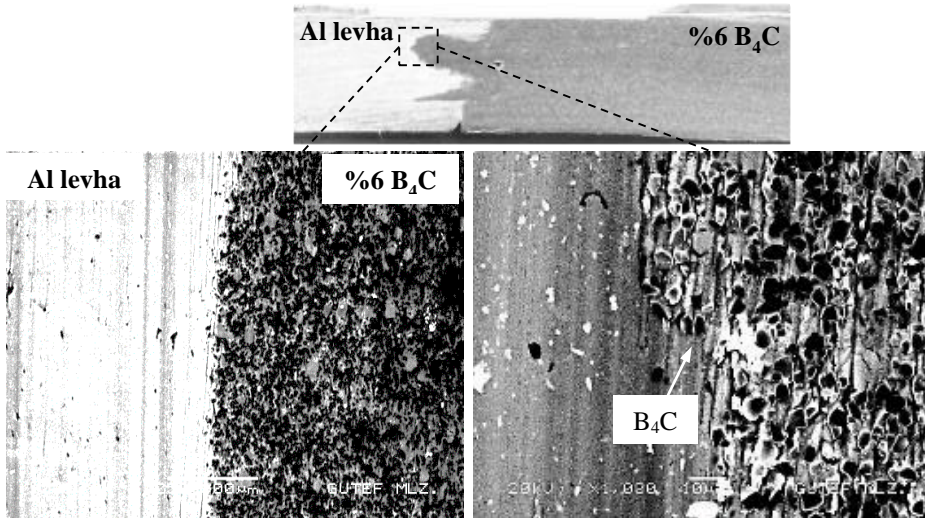
Daha önceki bölümlerde SKK ile birleştirilmiş değişik oranlarda veya farklı türlerde parçacık içeren köpürebilir AlSi7 malzemelerin (toz metal) birleşme bölgelerinin mikroyapısal incelemelerden bahsedilmiştir. Bu kısımda ise ticari saflıkta Al levha ile B<sub>4</sub>C içermeyen köpürebilir AlSi7 malzemelerin birleştirilmesi sonucu elde edilen mikroyapısal değişimler gözlemlenmiştir. Resim 9.36'da 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilmiş bu ikilinin kaynak bölgesine ait mikroyapı fotoğrafları gösterilmiştir. Resimlere bakıldığında diğer köpürebilir numunelerde olduğu gibi her iki numune arasında başarılı şekilde birleşmenin sağlandığı ve belirgin bir birleşme ara yüzeyinin oluştuğu görülmektedir. Bu ara yüzey boyunca Si ve TiH<sub>2</sub> parçacıklarının kırılarak rastgele dağıldığı ve parçacık boyutundaki dağılımın homojen olmadığı açıkça görülmektedir.



Resim 9.36. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilmiş Al levha – AISi7 ikilisine ait mikroyapı resimleri

### 9.12.5 Al levha – %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AISi7 ikilisi

Resim 9.37’de aynı kaynak parametrelerinde SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzeme ile Al levhaya ait mikroyapı fotoğrafları gösterilmiştir. Resimde de görüldüğü gibi kaynak dikişi formu diğerleri ile benzer olmakla birlikte parçacık takviyeli malzemeden Al levhaya doğru malzeme akışı görülmektedir. İki malzeme arasında keskin bir birleşme ara yüzeyi oluşmuş ve Al levha içerisine B<sub>4</sub>C ve Si parçacıkları rastgele dağılmıştır.

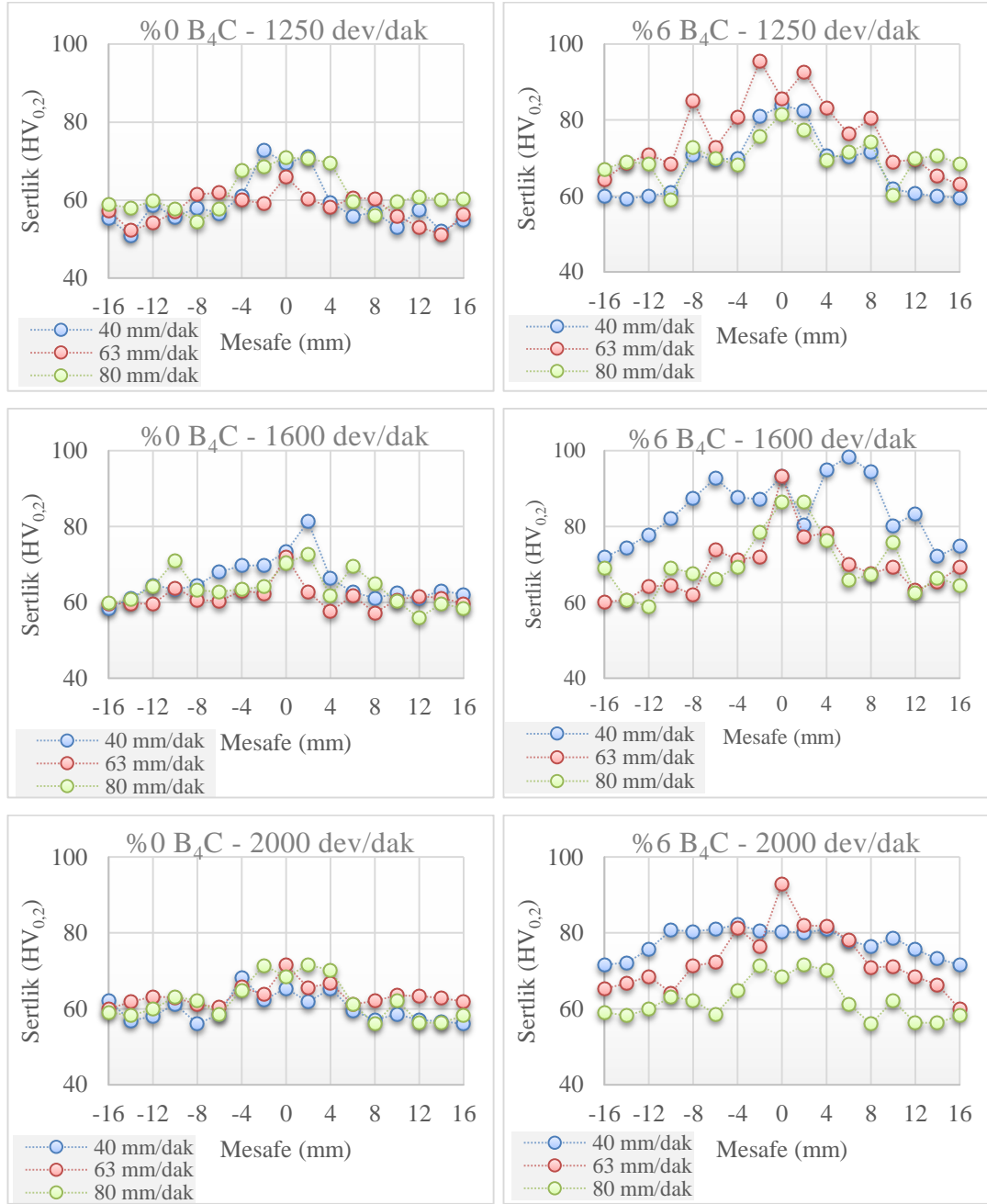


Resim 9.37. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilmiş Al levha – %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AISi7 ikilisine ait mikroyapı resimleri

### 9.13 SKK ile Birleştirilmiş Köpürebilir Malzemelerin Sertlik Ölçümleri

#### 9.13.1. B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemeler

Farklı ilerleme ve dönme hızlarında SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin birleşme bölgelerine ait mikro sertlik değerleri Şekil 9.37'deki grafiklerde gösterilmiştir. Grafiklere genel çerçevede bakıldığında tüm kaynak parametrelerde karışım bölgesinin sertliğinin ana malzemeye kıyasla yüksek değerlerde olduğu görülmektedir. Bu durum kaynak dikişinin ana malzemeye oranla daha ince taneli yapıya sahip olması, matris içerisine gömülü kırılmış ince parçacıkların sertleşme etkisi oluşturması veya daha yoğun bir bölgenin oluşması ile ilişkilendirilebilir. Kaynak işlemi esnasında karışım ile meydana gelen metal akışı bu faktörlerin oluşumuna etkindir [Gerlich ve ark., 2008; Su ve ark., 2006]. Tane incilmesi ve matris içerisindeki ince parçacıkların geleneksel Al alaşımlarının kaynağında görülen tavlama etkisi ile meydana gelen yumuşamayı benzer şekilde ortadan kaldırdığı düşünülmektedir [Guo, 2012]. Ayrıca karışım bölgesinde kırılmış ve/veya ana malzemeye oranla homojen dağılım sergilemiş parçacıklar arasındaki mesafe azaldığından matriste sertlik artışı gözlenmiştir (Bkz. Resim 9.28). İzadi ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada da TM yöntemi ile üretilmiş Al/SiC kompozitlerin sürtünme karıştırma kaynağında karışım bölgesindeki sertlik artışı SiC parçacıklarının homojen dağılım ve parçacıklar arası mesafe ile ilişkilendirilmiştir [İzdai ve ark., 2013]. Benzer şekilde bu çalışmada da ana malzemedeki karıştırma bölgesine doğru ilerledikçe sertlikte artış görülmektedir. B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde ana malzemenin sertliği 55-65 HV<sub>0,2</sub> arasında değişirken, %6 B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde bu değer ortalama 60-75 HV<sub>0,2</sub> arasındadır. Karıştırma bölgesinde en yüksek sertlik değerine ise 1600 dev/dak ve 40 mm/dak hızlarında ulaşılmıştır.

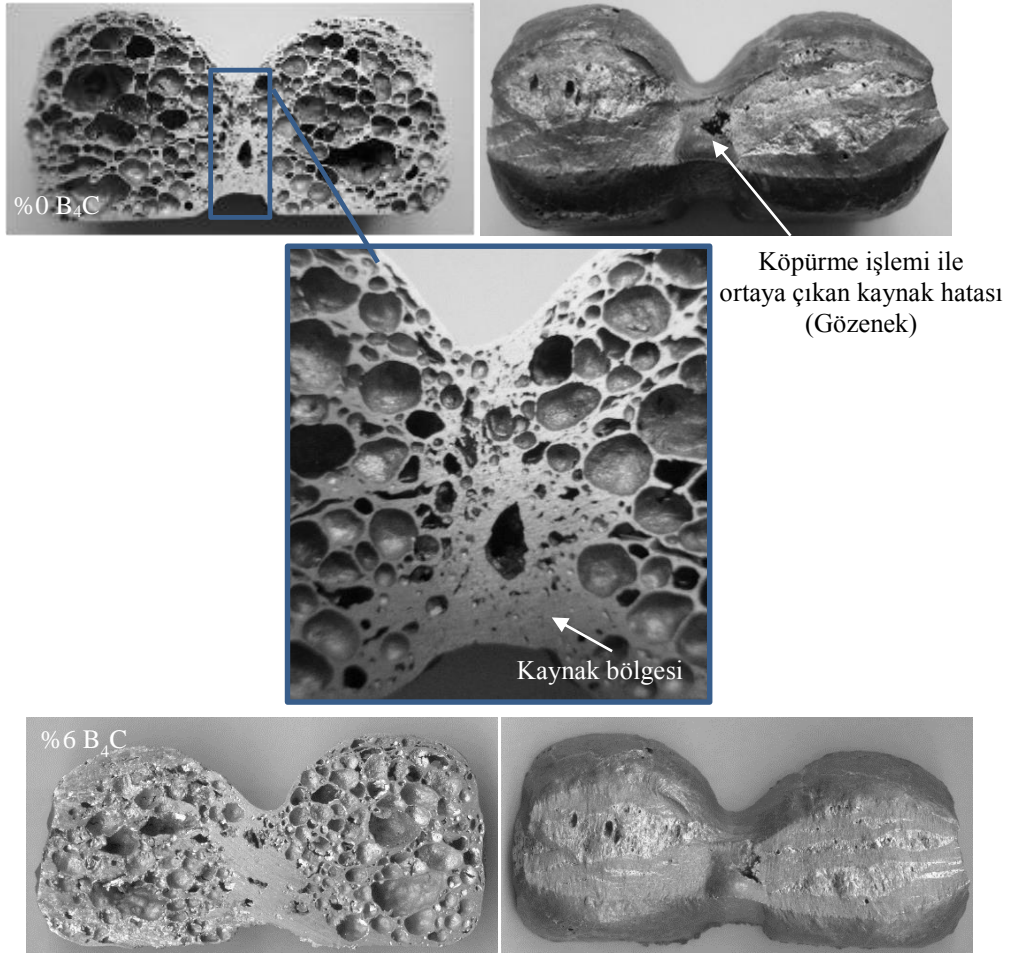


Şekil 9.37. Farklı ilerleme ve dönme hızlarında SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin mikro sertlik değerleri

#### 9.14. SKK ile Birleştirilmiş Köpürebilir AlSi7 Malzemelerin Köpürme Davranışı

Resim 9.38’de SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin 750°C’de kalıp kullanılmadan serbest halde köpürtülmeleri sonucu elde edilen köpük yapıları gösterilmektedir. Resimlere bakıldığında kaynak

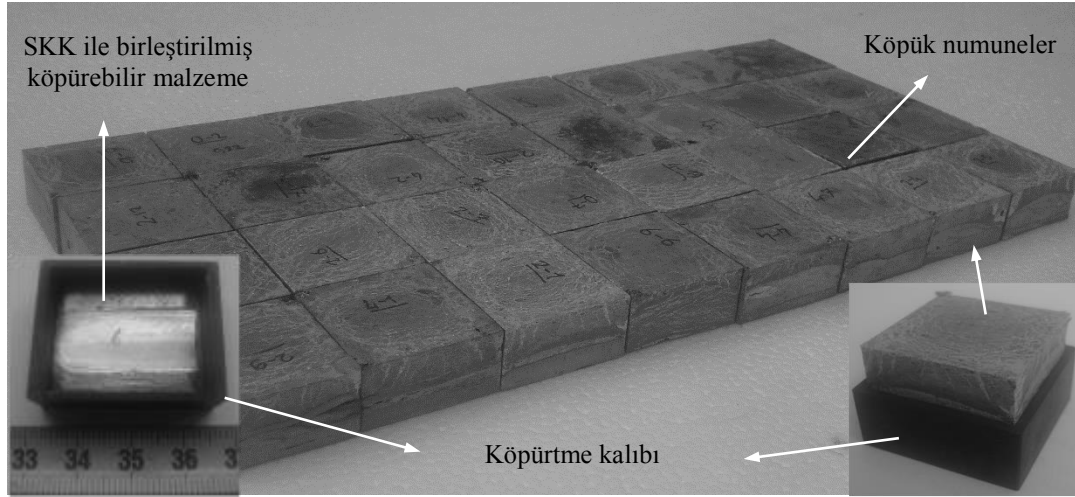
bölgesinin ana malzemeye oranla köpürme davranışının oldukça düşük olduğu görülmektedir. Özellikle birleşme bölgesindeki gözenek oluşumu ana malzemeye nazaran oldukça zayıftır. Bütün kaynakla birleştirilmiş numunelerde serbest köpürtme neticesinde benzer köpürme davranışları gözlenmiştir. Bunun nedeni ilk olarak SSK ile birleştirilmiş parçaların kaynak bölgesinde uygun olmayan metal akışı ve yetersiz metal bileşiminden dolayı ortaya çıkan çatlaklar, iğne deliği, tünel veya boru şeklinde boşluklardır. Karışım bölgesindeki bu hatalar köpürme işlemi esnasında köpürtücü maddeden ayrılan hidrojen gazının matris içerisinde muhafaza edilmesini engelleyebilmektedir. Baumgartner ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada 700°C'de yalnızca %65-70 civarında hidrojen gazının köpürtücü maddeden ayrıştığı ve çoğu Al alaşımı için yalnızca %25 oranında etkili bir şekilde köpürme gazı olarak salındığı vurgulanmıştır. Geri kalan hidrojenin ise metale yapışarak köpürtücü maddenin etkisini düşürdüğü belirtilmiştir [Baumgartner ve ark., 2000]. Diğer bir etkeninde karışım bölgesinde TiH<sub>2</sub> parçacıklarındaki boyutsal farklılıkların olduğu düşünülmektedir. Özellikle B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde kaynak bölgesinde dönme hızının etkisi ile parçacık kırılmaları belirgin bir şekilde gözlemlenmiştir. İbrahim ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada iri boyutlu (d<sub>50</sub>:15,3 µm) TiH<sub>2</sub> parçacıklarının, ince boyutlu (d<sub>50</sub>:4,3 µm) olanlara kıyasla ayrışma sıcaklığının yaklaşık 50°C daha fazla olduğu belirtilmektedir [İbrahim ve ark., 2008]. Dolayısı ile karışım bölgesindeki ince boyutlu TiH<sub>2</sub> tozlarında gaz salınımı ana malzemeye nazaran biraz daha fazla olmakta ve yapısal hatalar ile birlikte bu gazın matris dışına kaçma olasılığı artmaktadır. Ayrıca kaynak işlemi esnasında karışım bölgesinde ve karıştırıcı omuzun temas ettiği bölgelerdeki sıcaklıktan dolayı yapı içerisindeki TiH<sub>2</sub>'ün ~350-400°C gibi düşük sıcaklıklarda çözünerek hidrojen gazı çıkarması ve yapıdan uzaklaşması kaynaklı bölgenin ana malzemeye nazaran daha farklı köpürme davranışı sergilemesinin nedeni olarak görülmektedir [Lehmhus ve Rausch, 2004].



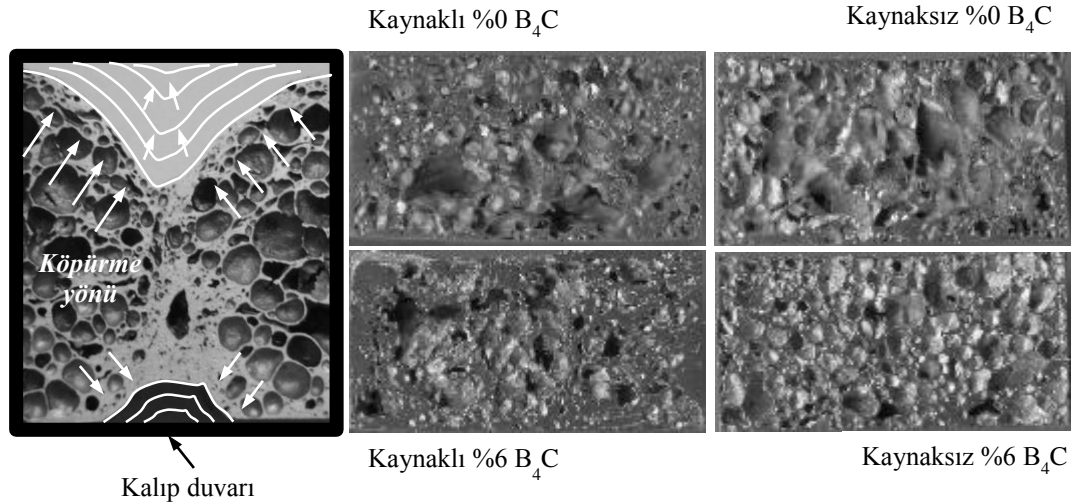
Resim 9.38. SKK ile birleştirilmiş (1600 dev/dak - 40 mm/dak) %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin 750°C’de kalıp kullanılmadan serbest halde köpürtülmeleri sonucu elde edilen yapıları

Resim 9.39’da SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin kalıpta köpürtülmeleri sonucu elde edilen köpük yapıları gösterilmektedir. Resimlere bakıldığında köpürtme sonrası kalıptan çıkartılan köpüklerde köpürebilir malzemelerde olduğu gibi belirgin bir kaynak bölgesi veya birleşme izine rastlanmamaktadır. Bütün kaynakla birleştirilmiş numunelerde kalıpta köpürtme neticesinde benzer köpürme davranışları gözlenmiştir. Bunun nedeni köpürme işlemi esnasında kaynak bölgesine göre daha fazla genleşme sergileyen ana malzemenin köpürtme kalıbına teması ile yetersiz köpürme sergileyen kaynak bölgesine doğru yönelmesidir. Resim 9.40’da gösterildiği gibi üst, alt ve yan kalıp duvarları köpürme yönünü değiştirerek kaynak bölgesinin genleşmesini sağlamıştır. Bu durum kaynaklı ve kaynaklı (yekpare) köpürebilir malzemelerin köpürme

sonrası gözenek morfolojilerini değiştirmiştir. Dahası, SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin kaynakla birleştirilmemiş olanlara kıyasla köpürme sonrası yapılarında homojen olmayan gözenek dağılımı göze çarpmaktadır. Nitekim bu durum mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilemektedir.



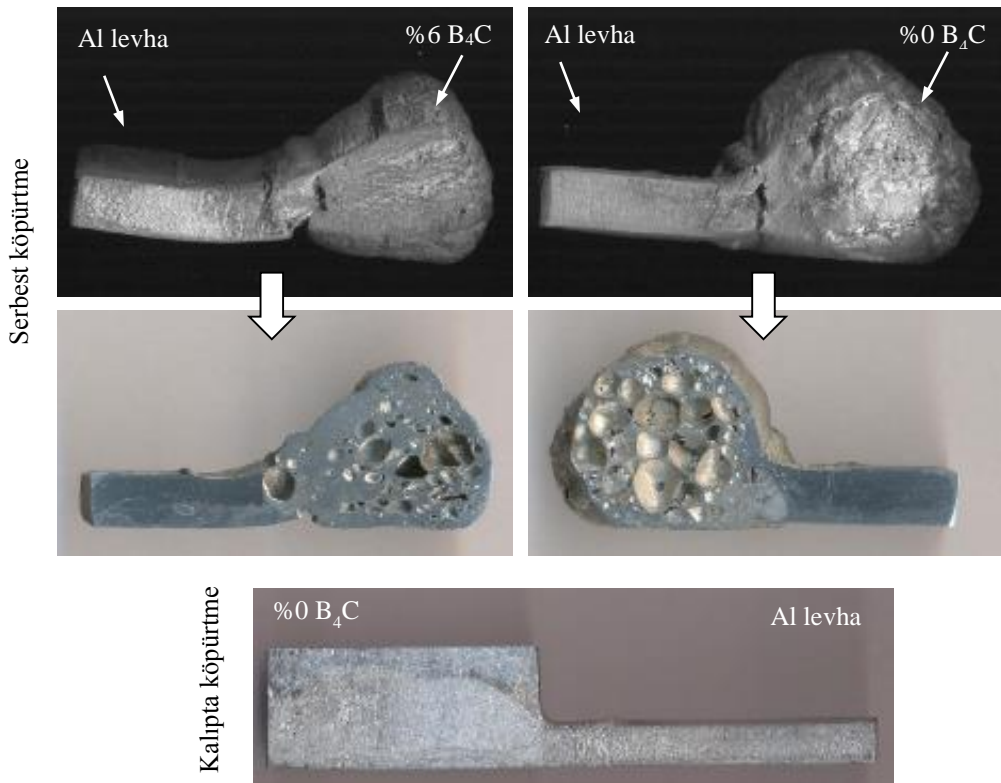
Resim 9.39 SKK ile birleştirilmiş köpürebilir malzemelerin kalıpta köpürtülmeleri sonucu elde edilen yapıları



Resim 9.40. Kaynaklı ve kaynaklız (yekpare) köpürebilir malzemelerin kalıpta köpürme sonrası elde edilen yapıların gözenek morfolojileri

Resim 9.41'de serbest halde ve kalıpta köpürtülmüş SKK ile birleştirilmiş ticari saflıktaki Al levha ile %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelere

ait resimler gösterilmiştir. Köpürtme sonrası köpürebilir malzemeler ile Al levha arasında birleşme bölgesinde bakıldığında yapısal hatalar göze çarpmaktadır. Fakat bu hatalar ara kesit boyunca süreklilik arz etmemektedir. Ara kesit resimlerinde karışım bölgesinde gözenek oluşumunun her iki numune için oldukça düşük olduğu görülmektedir. Buna rağmen kalıpta köpürtme neticesinde Al köpük ile Al levha başarılı bir şekilde birleştirilmiştir.

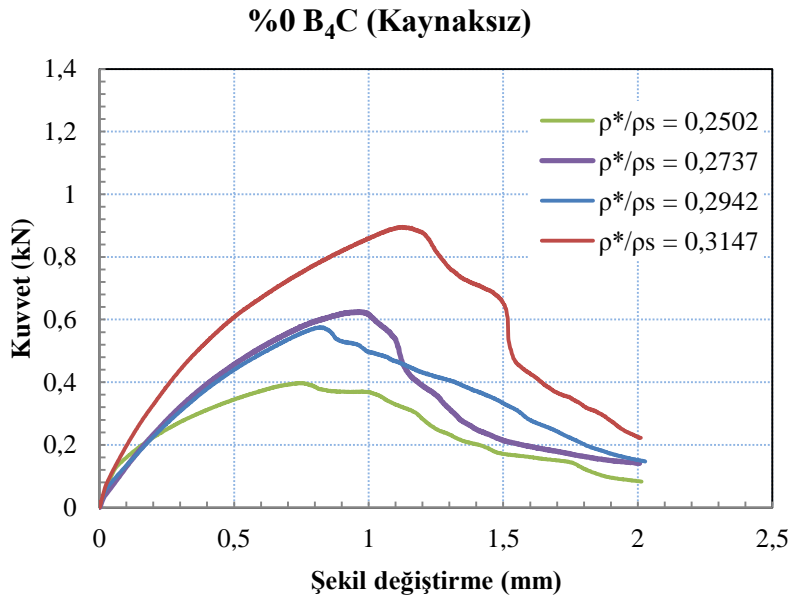


Resim 9.41. Serbest halde ve kalıpta köpürtülmüş SKK ile birleştirilmiş ticari saflıktaki Al levha ile %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelere ait resimler

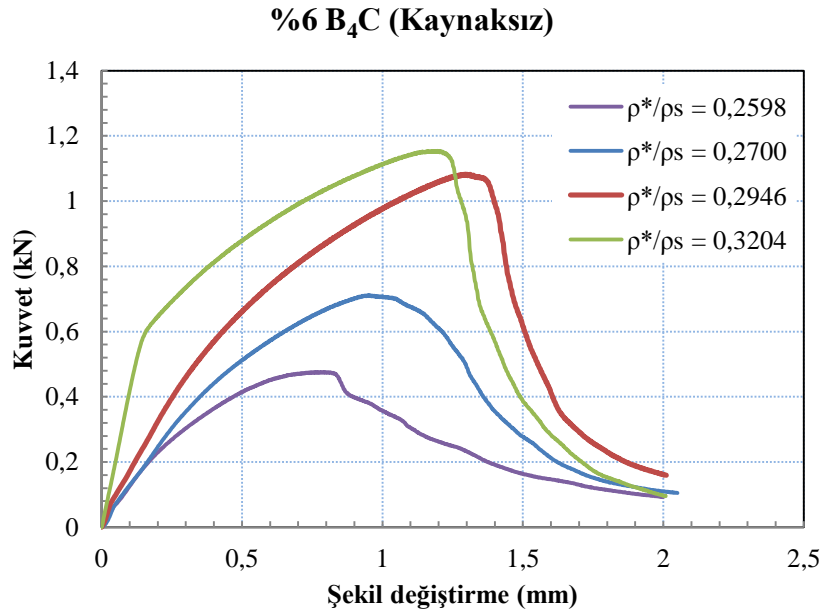
### 9.15. Köpürtülmüş Kaynaklı/Kaynaksız Köpürebilir Malzemelerin Eğme Deneyi Sonuçları

Şekil 9.38 ve Şekil 9.39'daki grafiklerde sırasıyla takviyesiz ve %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerin köpük yapılarına uygulanan eğme deneyi sonuçları verilmiştir. Grafiklere bakıldığında her iki numunedeki bağıl yoğunluktaki artış ile birlikte eğme dayanımının arttığı görülmektedir. Yapılan literatür çalışmalarında da

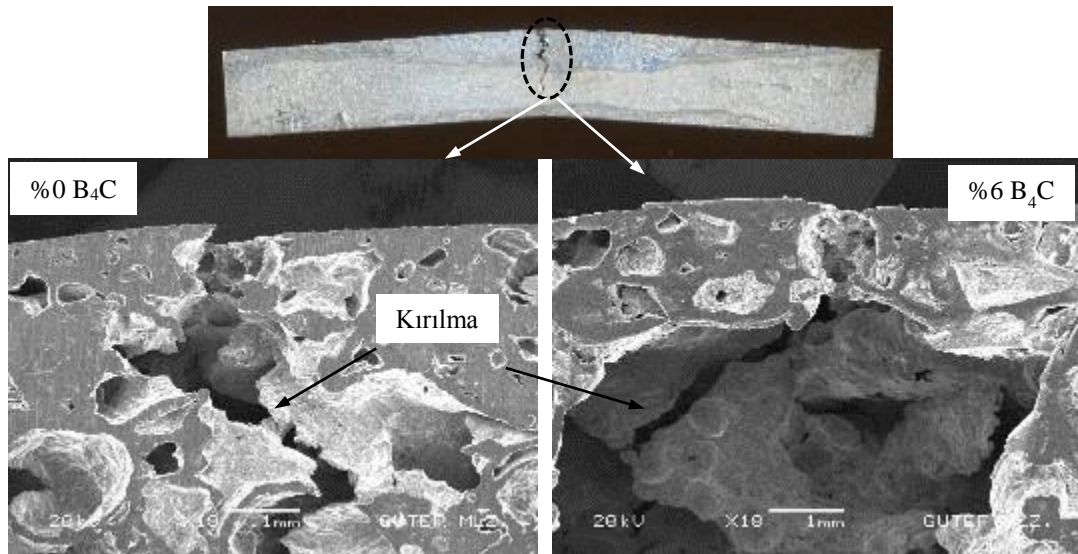
benzer sonuçlara vurgu yapılmıştır. [Malekjafarian ve Sadrnezhaad, 2012]. Maksimum eğme dayanımları B<sub>4</sub>C içermeyen malzemelerde ~0,9 kN, %6 B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde ise 1,15 kN'luk kuvvete karşılık gelmektedir. Maksimum eğme dayanımına karşılık gelen numunelerin bağıl yoğunluklarına bakıldığında değerlerin birbirine çok yakın olduğu görülmektedir. Dolayısıyla her iki numune birbiriyle kıyaslandığında B<sub>4</sub>C içeren malzemede eğme dayanımına karşılık gelen kuvvetin ~%28 daha fazla olduğu görülmektedir. Bu durumun deformasyon esnasında B<sub>4</sub>C parçacıklarının gerilme sertleşmesine yol açmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca gözlemler deney esnasında çekme gerilmelerine maruz kalan bölgelerde çatlakların oluştuğunu göstermektedir. Çatlak başlangıcına kadar numuneler sandviç köpüklerde olduğu gibi elasto-plastik deformasyon davranışı sergilemişlerdir [Curupi ve Montanini, 2007]. Maksimum kuvvet değerine ulaşıldıktan sonra ise kuvvet kademeli olarak azalmıştır. Bu durumun gözenek duvarlarında meydana gelen deformasyon ve kırılmalardan kaynaklandığı düşünülmektedir (Resim 9.42).



Şekil 9.38. Takviyesiz AlSi7 köpüklerin (kaynaksız) kuvvet – şekil değişirme grafiği



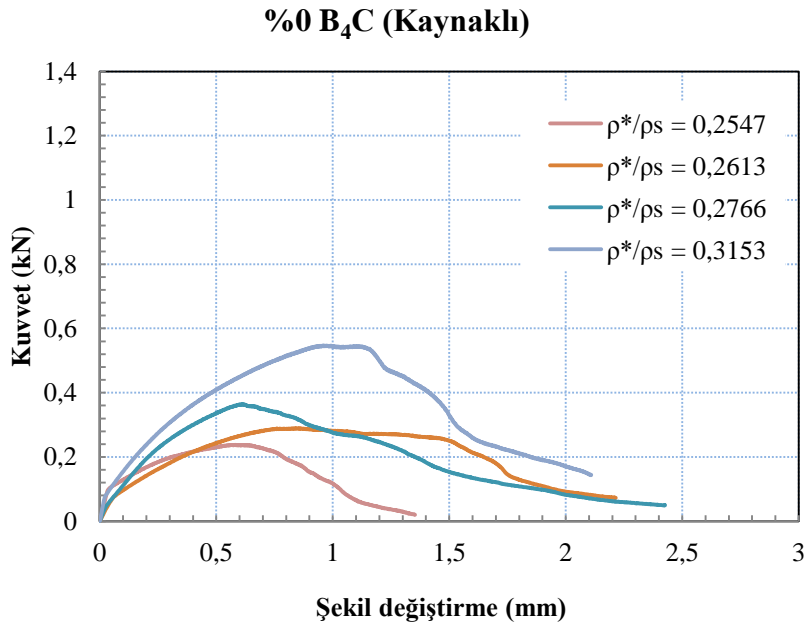
Şekil 9.39. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklerin (kaynaksız) kuvvet – Şekil değiştirme grafiği



Resim 9.42. Eğme deneyi sũresince %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin gözenek duvarlarında meydana gelen deformasyon ve kırılmalar

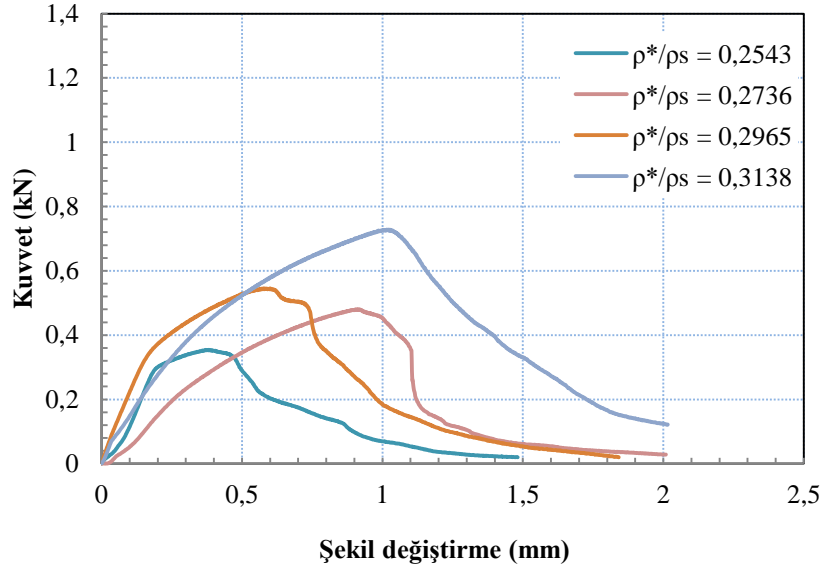
Şekil 9.40 ve Şekil 9.41'deki grafiklerde sırasıyla SKK ile birleştirilmiş takviyesiz ve %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerin köpük yapılarına uygulanan eğme deneyi sonuçları verilmiştir. Grafiklere bakıldığında kaynak ile birleştirilmemiş malzemelerde olduğu gibi her iki numunede bağlı yoğunluktaki artış ile birlikte eğme

dayanımının arttığı görülmektedir. Maksimum eğme dayanımları B<sub>4</sub>C içermeyen malzemelerde ~0,54 kN, %6 oranında B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde ise 0,72 kN'luk kuvvete karşılık gelmektedir. Maksimum çekme dayanımına karşılık gelen kuvvetin %6 oranında B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde ~%33 daha fazla olduğu görülmektedir. Eğme deneyi süresince SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin gözenek duvarlarında meydana gelen deformasyon ve kırılmalar Resim 9.43'te gösterilmektedir.

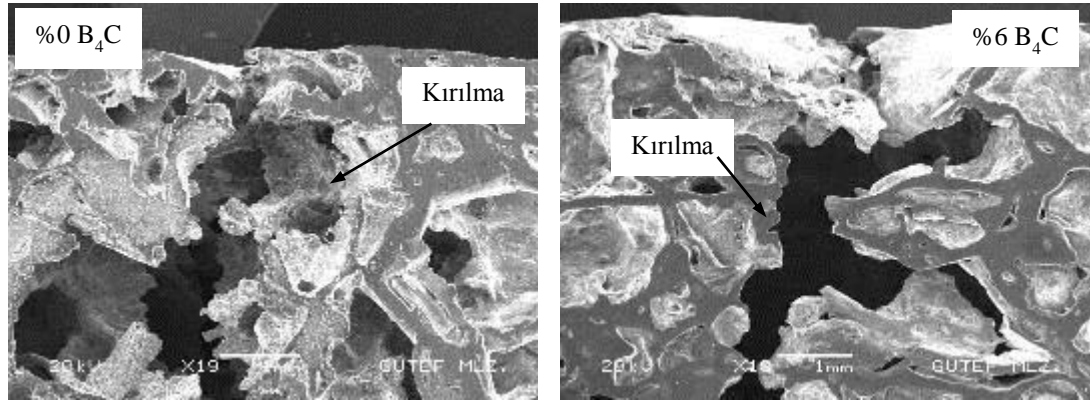


Şekil 9.40. Takviyesiz AlSi7 köpüklerin (kaynaklı) kuvvet – şekil değiştirme grafiği

### %6 B<sub>4</sub>C (Kaynaklı)



Şekil 9.41. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklerin (kaynaklı) kuvvet – şekil değiştirme grafiği



Resim 9.43. Eğme deneyi süresince SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin gözenek duvarlarında meydana gelen deformasyon ve kırılmalar

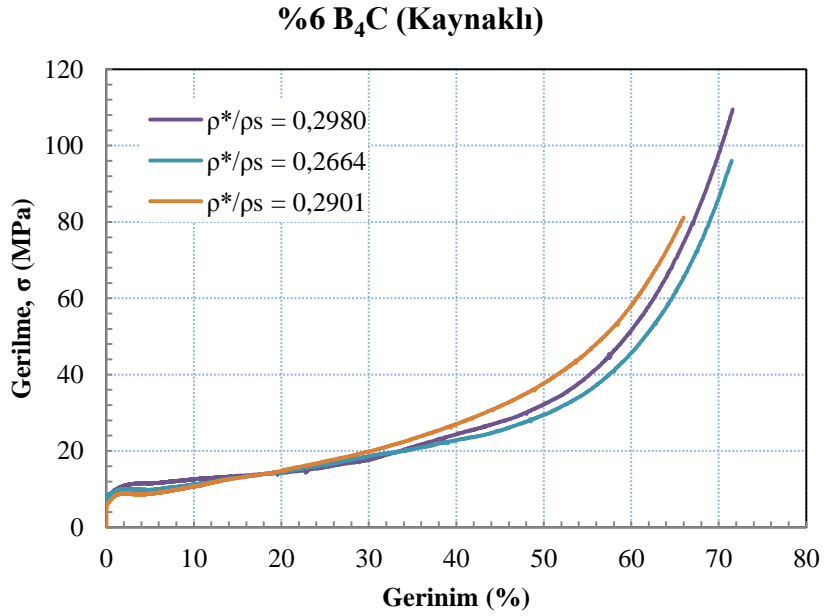
Bu verilere göre kaynaklı ve kaynaklı olmayan malzemelerde B<sub>4</sub>C ilavesinin eğme dayanımını artırdığı sonucu çıkarılabilir. Fakat benzer şekilde sürtünme karıştırma kaynağının etkisi olduğu söylenemez. B<sub>4</sub>C içermeyen malzemelerde maksimum eğme dayanımına karşılık gelen kuvvetin SKK ile birlikte %40 oranında azaldığı görülmektedir. Benzer şekilde %6 oranında B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde de bu oran %37'dir. Dolayısıyla SKK, %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin eğme

dayanımlarını birleşme bölgesindeki homojen olmayan gözenek dağılımı ve arayüzey oluşma eğiliminden dolayı azaltıcı yönde etki etmiştir.

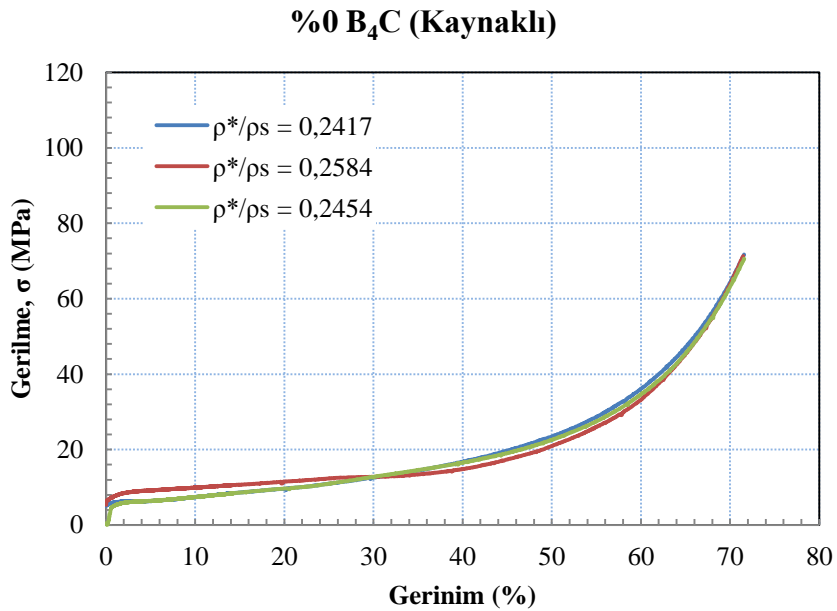
### 9.16. Köpürtülmüş Kaynaklı/Kaynaksız Köpürebilir Malzemelerin Basma Deneyi Sonuçları

Şekil 9.42 ve Şekil 9.43'te sırasıyla %6 B<sub>4</sub>C takviyeli/takviyesiz AlSi7 köpüklerin (kaynaklı) basma deneyi sonucu elde edilen gerilme - gerinim eğrileri verilmektedir. AlSi7 ve kompozit köpüklerin (AlSi7+B<sub>4</sub>C) gerilme-gerinim eğrilerinde (Bkz. Şekil 9.22) olduğu gibi bu eğrilerde ilk olarak düşük gerinimin olduğu lineer elastik deformasyon bölgesinden oluşmaktadır. Daha sonra gerinim artışı ile birlikte sürekli ve artan gerilmelerin olduğu plato deformasyon bölgesinden ve son olarak gerinimin az, gerilmenin ise hızla arttığı yoğunlaşma bölgesinden meydana gelmektedir. Bağlı yoğunlukları birbirine yakın olan B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin (kaynaklı) gerilme - gerinim eğrilerine bakıldığında B<sub>4</sub>C içermeyen AlSi7 köpüklerin ( $\rho^*/\rho_s$  : ~0,2584) %10 gerinim de basma gerilmeleri 10 MPa iken %6 B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde ( $\rho^*/\rho_s$  : ~0,2664) 11 Mpa olduğu görülmektedir. Buna göre numunelerde basma dayanımı yaklaşık %10 artmıştır. Fakat bu fark parçacık miktarındaki artışla birlikte bağlı yoğunluktaki farka da bağlı olabilir. Daha önceden bahsedildiği gibi metalik köpüklerin mekanik davranışı ana malzemenin özelliği, bağlı yoğunluk, gözenek boyutu, makro ve mikroyapısal heterojenlik gibi faktörlere bağlı olarak değişkenlik göstermektedir [Ramamurty ve Paul, 2004; Bin ve ark., 2001; Hall ve Güden, 2000; Tan ve ark., 2001; Gradinger ve Rammerstorfer, 1999; Foroughi ve ark., 2001]. Yapılan çalışmada kaynaklı AlSi7 köpüklerin basma dayanımları %10 gerinim için B<sub>4</sub>C ilavesi ile yaklaşık %15 artarken kaynaklı malzemelerde ise ~%10 artmıştır. Bu durum köpüğü oluşturan matris malzemenin mekanik özellikleri ile ilişkilendirilebildiği gibi köpüğün bağlı yoğunluğu ve yapısal özellikleri de dikkate alınmalıdır. Buna göre kaynaklı köpürebilir AlSi7 malzemelerde %6 B<sub>4</sub>C ilavesi ile çekme dayanımının ~%12 arttığı (Bkz. Çizelge 9.4), buna karşın kaynaklı malzemelerde ise ~%10 arttığı (Bkz. Şekil 9.9) görülmektedir. Dolayısı ile AlSi7 köpüklere kıyasla kompozit köpüklerin (AlSi7+B<sub>4</sub>C) basma dayanımının daha yüksek olması beklenebilir. AlSi7 köpüklerde

basma dayanımının SiC ilavesi ile arttığı Güden ve Yüksel (2006) tarafından belirtilmiştir.



Şekil 9.42. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli AlSi7 köpüklere (kaynaklı) ait gerilme - gerinim eğrisi



Şekil 9.43. B<sub>4</sub>C takviyesiz AlSi7 köpüklere (kaynaklı) ait gerilme - gerinim eğrisi

## 10. SONUÇLAR ve ÖNERİLER

### 10.1. Sonuçlar

B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz Al esaslı köpürebilir malzemelerinin sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmesi ve köpürebilirliğinin araştırılması üzerine yapılan çalışmalarda elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

1. Köpürebilir AlSi7 malzemelerde B<sub>4</sub>C miktarındaki artış ile birlikte numunelerin sıkıştırılabilirlik kabiliyeti azaldığından bağıl yoğunluk değerleri düşmüştür. Presleme sonrası, köpürebilir AlSi7 malzemelerin bağıl yoğunlukları %6 B<sub>4</sub>C ilavesi ile %94'ten %90'a düşmüştür. %4'lük bu fark, ekstrüzyon ile birlikte ~%2'ye, haddeleme işlemi ile birlikte de %1'e düşmüştür. Haddeleme işleminde deformasyon esnasında oluşan radyal kuvvetler sayesinde kesit alanındaki daralmadan dolayı malzeme yapısındaki gözenekler önemli ölçüde azaldığından, köpürebilir malzemelere uygulanan ikincil işlemler bağıl yoğunluğu artırmıştır. Hadeleme sonrası köpürebilir malzemelerde %98'in üzerinde bağıl yoğunluk elde edilmiştir.
2. Düşük sıcaklıklarda hem ergiyik viskozitesinin fazla olması hem de hücre duvarlarında B<sub>4</sub>C parçacıklarının varlığı genleşme için gerekli olan metal akışındaki itici gücü engellediğinden köpürme işlemi sırasında B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin hacimsel genleşme oranları AlSi7 köpüklere göre daha düşüktür. Genleşme değerleri köpürtme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak artmıştır. Numunelerin tamamına yakınında 750°C köpürtme sıcaklığında maksimum oranda hacimsel genleşme değerleri (%350-%400) elde edilmiştir.
3. B<sub>4</sub>C miktarı ve köpürme sıcaklıktaki artış ile birlikte maksimum oranda hacimsel genleşme sergileyen numunelerde küresellik faktörü ve gözenek boyutlarının arttığı, gözenek sayısının ise azaldığı tespit edilmiştir. Bu durum köpürme işlemi esnasında birkaç gözeneğin birleşmesi sonucu daha iri boyutlu gözeneklerin oluşma eğilimi ve ergiyik metalin viskozitesindeki azalmadan

kaynaklanmaktadır. Düşük sıcaklıklarda ise  $B_4C$  takviyeli köpürebilir  $AlSi7$  malzemeler zayıf köpürme davranışı sergilediğinden, nispeten  $750^\circ C$  köpürtme sıcaklığında numunelerde gözenek boyutu dağılımı diğerlerine oranla daha homojendir.

4. Bağlı yoğunlukları birbirine yakın olan  $B_4C$  takviyeli ve takviyesiz  $AlSi7$  köpüklerin %10 gerinim için basma gerilmeleri  $B_4C$  ilavesi ile dayanım yaklaşık %15 artmıştır. %60 gerinim için  $B_4C$  takviyeli/takviyesiz alüminyum köpüklerin enerji sönümlene değerleri ise karmaşık bir korelasyon içerisinde olmasına rağmen bağlı yoğunluk ve  $B_4C$  miktarındaki artış ile birlikte sönümlenen enerji miktarı artmıştır. Bu durum köpüğü oluşturan matris malzemesi ile ilişkilendirildiğinde deformasyon esnasında  $B_4C$  parçacıklarının gerilme sertleşmesine yol açması ve gözenek duvarlarının eğilmeye karşı göstermiş olduğu dirençten kaynaklanmaktadır.
5. SKK ile birleştirilmiş %6  $B_4C$  takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin her ikisi için maksimum çekme dayanımı, kopma uzaması ve kaynak verimi 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında elde edilmiştir. Bu parametrelerde  $B_4C$  içermeyen numunelerin çekme dayanımı 122 MPa iken %6  $B_4C$  takviyeli numunelerin çekme dayanımı 135 MPa'dır. Buna göre takviye elemanı çekme dayanımı yaklaşık %11 oranında artmıştır. Bu parametrelerde parçacık içermeyen numunelerde maksimum gerilmedeki kopma uzaması ise %27 iken  $B_4C$  takviyeli numunelerde %17 dir. Buna göre takviye elemanının uzama miktarını yaklaşık %10 oranında düşürdüğü tespit edilmiştir. Bu durum kaynaklı malzemelerde olduğu gibi plastik deformasyon sırasında yapı içerisinde var olan  $B_4C$  parçacıklarının gerilme sertleşmesine yol açması ve hatasız birleşmenin elde edilmesinden kaynaklanmaktadır.
6. 1250 dev/dak dönme hızında karıştırıcı ucun zayıf bir karışım hareketi sağlaması, birleşme bölgesinde yetersiz ısı girdisi, metal akışı ve yapısal hatalardan dolayı bağlantının maksimum çekme dayanımı, kopma uzaması ve kaynak verimi zayıflamıştır. 2000 dev/dak dönme hızında da sıcaklık artışına bağlı olarak

soğuma oranının azalması, ölçülen yüzey sıcaklıklarından çok daha fazlasının kaynak bölgesine etki etmesi ve kaynak bölgelerinde oluşmuş tünel ve/veya boşluk şeklinde yapısal hatalardan dolayı benzer etkiler tespit edilmiştir.

7. SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin her ikisi için kaynak ilerleme hızındaki artış birleşme bölgesinde sürtünme kaynaklı ısı girdisinin azalmasına ve bu bölgede metal akışının zayıflamasına neden olmaktadır. Dolayısıyla kaynak ilerleme hızındaki artış ile birlikte bağlantının maksimum çekme dayanımı, kopma uzaması ve kaynak veriminin azaldığı tespit edilmiştir.
8. SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir AlSi7 malzemelerin mukavemet değerlerinin ana malzemeye oranla daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Her iki numunede maksimum kaynak verimi ana malzemelerine nazaran yaklaşık %63'tür.
9. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında SKK ile birleştirilmiş köpürebilir AlSi7 malzemelerde kaynak bölgesinin ana malzemeye kıyasla daha ince parçacıklar içerdiği tespit edilmiştir. Özellikle dönme hızının etkisi ile Si ve TiH<sub>2</sub> parçacıklarında kırılmalar meydana gelmiş ve yapı içerisine homojen bir dağılım sergilemiştir. Ortalama parçacık boyutunun karışım bölgelerinde dönme hızına bağlı olarak yaklaşık 2,5 katı düştüğü tespit edilmiştir. Köpürebilir AlSi7 malzemelerde dönme ve ilerleme hızlarındaki değişim ile parçacık boyutundaki değişim sırasıyla %13 ve %11'i geçmemektedir.
10. SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 malzemelerde ana malzeme ile kaynak bölgesi arasında parçacık boyutu ve şeklinde önemli bir değişim meydana gelmediği gözlemlenmiştir. Dönme ve ilerleme hızlarındaki değişime rağmen B<sub>4</sub>C parçacıklarının ortalama boyutunun ~4 µm, sert ve aşınma direncinin yüksek olmasından dolayı parçacık boyutunu önemli ölçüde değiştirmedeği tespit edilmiştir.

11. 1600 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızlarında %6 B<sub>4</sub>C takviyeli - takviyesiz köpürebilir AlSi7, Al levha – köpürebilir AlSi7 ve Al levha – %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir AlSi7 ikilileri başarılı bir şekilde birleştirilmiştir.
12. %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerde karışım bölgesinin sertliğinin ana malzemeye göre yüksek değerlerde olduğu tespit edilmiştir. Karışım bölgesinde en yüksek sertlik değerine 1600 dev/dak ve 40 mm/dak hızlarında ulaşılmıştır. Bu durum kaynak bölgesinin ana malzemeye göre daha ince taneli yapıya sahip olması, matris içerisine gömülü kırılmış ince parçacıkların sertleşme etkisi oluşturması veya daha yoğun bir bölgenin oluşmasından kaynaklanmaktadır. B<sub>4</sub>C içermeyen numunelerde ana malzemenin sertliği 55-65 HV arasında değişirken, %6 B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde bu değer ortalama 60-75 HV arasındadır. Karıştırma bölgesinde en yüksek sertlik değerine ise 1600 dev/dak ve 40 mm/dak hızlarında ulaşılmıştır
13. SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin kaynak bölgesindeki yapısal hatalar, ince boyutlu TiH<sub>2</sub> tozları ve kaynak esnasında oluşan sıcaklıkla birlikte hidrojen gazı çıkışı ve yapıdan uzaklaşma eğiliminden dolayı serbest köpürtülmeleri neticesinde kaynak bölgesinin ana malzemeye nazaran köpürme davranışının oldukça düşük olduğu tespit edilmiştir. Bütün kaynakla birleştirilmiş numunelerde serbest köpürtme neticesinde benzer köpürme davranışları gözlenmiştir.
14. SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz Köpürebilir AlSi7 malzemelerin kalıpta köpürtülmeleri sonucu kaynak bölgesine kıyasla daha fazla genişleme sergileyen ana malzemenin köpürtme kalıbına teması ile yetersiz köpürme sergileyen kaynak bölgesine doğru yönelmesinden dolayı elde edilen köpük yapılarda belirgin bir kaynak bölgesi veya birleşme izi gözlenmemiştir. Kaynakla birleştirilmemiş köpürebilir malzemelere nazaran köpürme sonrası yapılarında homojen olmayan gözenek dağılımı meydana gelmiştir.

15. Kaynaklı ve kaynaklızsız AlSi7 köpüklerde B<sub>4</sub>C ilavesi ile gerilme sertleşmesinden dolayı eğme dayanımını artırmıştır. Maksimum eğme dayanımları B<sub>4</sub>C içermeyen malzemelerde ~0,9 kN, %6 B<sub>4</sub>C içeren malzemelerde ise 1,15 kN'luk kuvvete karşılık gelmektedir. B<sub>4</sub>C içeren malzemede eğme dayanımına karşılık gelen kuvvet ~%28 daha fazladır.
16. SKK, %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerin eğme dayanımlarını birleşme bölgesindeki homojen olmayan gözenek dağılımı ve arayüzey oluşma eğiliminden dolayı düşürmüştür. Kaynaklı %6 B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz AlSi7 köpüklerde maksimum eğme dayanımları sırasıyla 0,72 kN ve 0,54 kN'luk kuvvete karşılık gelmektedir.

## 10.2. Öneriler

1. B<sub>4</sub>C takviyeli ve takviyesiz köpürebilir malzemelerin birleştirilmesinde ilerleme hızı ve dönme hızı gibi kaynak parametreleri genişletilebilir.
2. Daha sonraki çalışmalar için karıştırıcı omuzun çapı, özelliği ve pimin şekli değişken parametre olarak değerlendirilebilir.
3. Farklı tür kompozisyonlara sahip alaşımlar denenebilir.

## KAYNAKLAR

Abdel-Rahman, M., El-Sheikh, M.N., “Workability in forging of powder metallurgy compacts”, *Journal of Materials Processing Technology*, 54:97-102 (1995).

Abenojar, J., Velasco, F., Martinez, M.A., “Optimization of processing parameters for the Al+10% B<sub>4</sub>C system obtained by mechanical alloying”, *Journal of Materials Processing Technology*, 184:441-446 (2007).

Ai-bin, L., Hong-yu, X., Lin, G., Bin-ling, L., Zheng-bin, T., Wei, R., “Preparation and characterization of SiCp/2024Al composite foams by powder metallurgy”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22:33-38 (2012).

Amirizad, M., Kokabi, A.H., Gharacheh, M.A., Sarrafi, R., Shalchi, B., Azizieh, M., “Evaluation of microstructure and mechanical properties in friction stir welded A356+15%SiCp cast composite”, *Material Letters*, 60(4): 565-568 (2006).

Andrews, E. W., Gioux, G., Onck, P., and Gibson, L. J., “Size effects in ductile cellular solids. Part II: Experimental results,” *International Journal of Mechanical Sciences*, 43(3): 701-713 (2001).

Arik, H., Aydın, M., Kurt, A., Türker, M., “Weldability of Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>-Al composites via diffusion welding technique”, *Materials and Design*, 26:555-560 (2005).

Arslan, G., Kara, F. Ve Turan, S., “Quantitative X-ray diffraction analysis of reactive infiltrated boron carbide-aluminium composites”, *Journal of the European Ceramic Society*, 23:1243-1255 (2003).

Asavavisithchai, S., Kennedy, A.R., “The effect of Mg addition on the stability of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> foams made by a powder metallurgy route”, *Scripta Materialia*, 54:1331-1334 (2006).

Asavavisithchai, S., Opa, A., “Effect of TiC particles on foamability and compressive properties of aluminium foams”, *Chiang Mai Journal of Science*, 37(2):213-221(2010).

Ashby, M. F., Evans, A. G., Fleck, N. A., Gibson, L. J., Hutchinson, J. W., and Wadley, H. N. G., “Metal Foams: A Design Guide”, *Butterworth-Heinemann*, Boston, USA, 1-233 (2000).

Azzi, W.E., “A systematic study on the mechanical and thermal properties of open cell metal foams for aerospace applications”, Yüksek Lisans Tezi, *North Carolina State University*, Raleigh North Carolina, 2-109 (2004).

Babscan, N., Leitlmeier, D., Degischer, H.P., “Foamability of particle reinforced aluminum melt”, *Mat.-wiss.u. Werkstofftech.*, 34:22-29 (2003).

Banhart, J. and J. Baumeister, "Deformation characteristics of metal foams", *Journal of Materials Science*, 33:1431-1440 (1998).

Banhart, J., "Metallic foams: challenges and opportunities", *Eurofoam2000*, MIT-Verlag Bremen, 13-20 (2000a).

Banhart, J., "Manufacturing routes for metallic foams", *Journals of Materials*, 52:22-27 (2000b).

Banhart, J., "Manufacture, characterization and application of cellular metals and metal foams", *Progress in Materials Science*, 46:559-632 (2001).

Banhart, J., "Aluminium Foams: On the road to road to road applications", *Mrs Bulletin*, 290-295 (2003).

Banhart, J., "Aluminium Foams for lighter vehicles", *International Journal of Vehicle Design*, 37:114-125 (2005).

Banhart, J., "Metal Foams: Production and stability", *Advanced Engineering Materials*, 8:781-794 (2006).

Bart-Smith, H., Bastawros, A. F., Mumm, D. R., Evans, A. G., Sypeck, D. J., and Wadley, H. N. G., "Compressive deformation and yielding mechanisms in cellular Al alloys determined using X-Ray tomography and surface strain mapping," *Acta Materialia*, 46(10):3583-3592 (1998).

Baumaister, *US patent* (1992).

Baumeister, J., Banhart, J. and Weber, M., "Aluminium foams for transport industry," *Materials and Design*, 18(4-6):217-220 (1997).

Baumgärtner, F., Duarte, I., Banhart, J., "Industrialization of powder compact foaming process", *Advanced Engineering Materials*, 2:168-174 (2000).

Beals, J. T., Thompson M. S., "Density gradient effects on aluminium foam compression behavior", *Journal of Materials Science*, 32:3595-3600 (1997).

Benavides, S., Li, Y., Murr, L.E., Brown, D., McClure, J.C., "Low-temperature friction stir welding of 2024 aluminum", *Scripta Materialia*, 41(8):809-815 (1999).

Benouali, A.-H., Froyen, L., Delerue, J. F., and Wevers, M., "Mechanical analysis and microstructural characterisation of metal foams," *Materials Science and Technology*, 18(5):6 (2002).

Bin, W., Deping, H., Guamgji, S., "Compressive properties and energy absorption of foamed Al alloy", *Proceedings of the international conference on cellular metals and metal foaming technology*, MIT, Bremen, Germany, 351 (2001).

Blazy, J. S., Marie-Louise, A., Forest, S., Chastel, Y., Pineau, A., Awade, A., Grolleron, C., and Moussy, F., “Deformation and fracture of aluminium foams under proportional and non proportional multi-axial loading: Statistical analysis and size effect”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 46(2):217-244 (2004).

Bonaccorsi, B.L., Proverbio, E., “Powder compaction effect on foaming behavior of uni-axial pressed PM precursors”, *Advanced Engineering Materials*, 9:864-869 (2006).

Bozkurt, Y., Kentli, A., Uzun, H., Salman, S., “Experimental investigation and prediction of mechanical properties of friction stir welded aluminium metal matrix composite plates”, *Materials Science (Medziagotyra)*, 18(4):336-340 (2012).

Cambronero, L.E.G., Sanchez, E., Ruiz-Roman, J.M. ve Ruiz-Prieto, J.M., “Mechanical characterisation of AA7015 aluminium alloy reinforced with ceramics”, *Journal of Materials Processing Technology*, 143–144:378–383 (2003).

Cambronero, L.E.G., Canadas, I., Martinez, D., Roman, J.M. R., “Foaming of aluminium–silicon alloy using concentrated solar energy”, *Solar Energy*, 84:879–887(2010).

Campana, F., Pilone, D., “Effect of wall microstructure and morphometric parameters on the crush behavior of Al alloy foams”, *Materials Science and Engineering A*, 479:58–64 (2008).

Campana, F., Pilone, D., “Effect of heat treatments on the mechanical behavior of aluminium alloy foams”, *Scripta Materialia*, 60:679–682 (2009).

Cavaliere, P., Cerri, E., Marzoli, L., Dos Santos, J., “Friction stir welding of ceramic particle reinforced aluminium based metal matrix composites”, *Applied Composite Materials*, 11(4):247-258 (2004).

Cavaliere, P., Squillace, A., Panella, F., “Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding”, *Journal of Material Processing Technology*, 200(1-3):364-372 (2008).

Ceschini, L., Boromei, I., Minak, G., Morri, A., Tarterini, F., “Effect of friction stir welding on microstructure, tensile and fatigue properties of the AA7005/10% vol Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite”, *Composites Science and Technology*, 67(3-4):605-615 (2007a).

Ceschini, L., Boromei, I., Minak, G., Morri, A., Tarterini, F., “Microstructure, tensile and fatigue properties of the AA6061/20 vol%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p friction stir welded joints”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38(4):1200-1210 (2007b).

Chawla, N., Deng, X., “Microstructure and mechanical behavior of porous sintered steels”, *Materials Science and Engineering A*, 390:98–112 (2005).

Chen, Y.C., Nakata, K., “Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys”, *Materials and Design*, 30:469-474 (2009).

Chen, X.G., Da Silva, M., Gougeon, P., St-Georges, L., “Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA6063-B<sub>4</sub>C metal matrix composites”, *Materials Science and Engineering A*, 518:1-11 (2009).

Çinici, H., “TM Yöntemi ile Al Esaslı Bor Karbür Takviyeli Sandviç Metalik Köpük Üretimi ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (2012).

Contreras, F., Trillo, A., Murr, I. E., “Friction-stir welding of a beryllium-aluminum powder metallurgy alloy”, *Journal of Materials Science*, 37:89– 99 (2002).

Correa, E.O., Costa, S.C., Santos, J.N., “Weldability of iron-based powder metal materials using pulsed plasma arc welding process”, *Journal of Materials Processing Technology*, 198:323–329 (2008).

Correa, E.O., Costa, S.C., Santos, J.N., “Studies on weldability of iron-based powder metal alloys using pulsed gas tungsten arc welding process”, *Journal of Materials Processing Technology*, 209:3937–3942 (2009).

Davis, J. R., “Aluminium and Aluminium Alloys”, *ASM Handbook*, ASM Information Society, Materials Park OH, (1993).

Da-wu, L., Jie, L., Tao, L., Ting, S., Xiao-ming, Z., Guang-Chun, Y., “Preparation and characterization of aluminum foams with ZrH<sub>2</sub> as foaming agent”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 21:346–352 (2011).

Degischer, H.P., Kriszt, B., “Handbook of Cellular Metals: Production, Processing and Applications”, *Wiley-VCH*, Weinheim, 1-363 (2002).

Dörfler, S., Otto, A., Merklein, M., Geiger, M., “Processing of aluminium foam sandwich tailored blanks”, *International Conference “Advanced Metallic Materials”*, Smolenice, Slovakia, 59-64 (2003).

Duarte, I., Banhart, J., “A study of aluminium foam formation-kinetics and microstructure”, *Acta Materialia*, 48:2349-2362 (2000).

Elbir, S., Yilmaz, S., Toksoy, A. K., Guden, M., Hall, I. W., “SiC-particulate aluminum composite foams produced by powder compacts: Foaming and compression behavior”, *Journal of Materials Science*, 38 (23):4745-4755 (2003).

Esmaelzadeh, S., Simchi, A., Lehmus, D., “Effect of ceramic particle addition on the foaming behavior, cell structure and mechanical properties of P/M AlSi7 foam”, *Materials Science and Engineering A*, 424 290–299 (2006).

Esmaeelzadeh, S., Simchi, A., “Foamability and compressive properties of AlSi7–3 vol.% SiC–0.5 wt.% TiH<sub>2</sub> powder compact”, *Materials Letters*, 62:1561–1564 (2008).

Evans, A. G., Hutchinson, J. W., and Ashby, M. F., “Multifunctionality of cellular metal systems,” *Progress in Materials Science*, 43(3):171-221 (1999).

Feng, A.H., Xiao, B.L., Ma, Z.Y., “Effect of microstructural evolution on mechanical properties of friction stir welded AA2009/SiCp composite”, *Composites Science and Technology*, 68(10):2141-2148 (2008).

Flores, O.V., Kennedy, C., Murr, L.E., Brown, D., Pappu, S., Npwak, B.M., McClure, J.C., “Microstructural issue in a friction stir welded aluminum alloy”, *Scripta Materialia*, 38(5):703-708 (1998).

Foroughi, B., Kriszt, B., Degischer, H.P., “Modelling of mechanical properties of inhomogeneous cellular materials”, *Proceedings of the International Conference on Cellular Metals and Metal Foaming Technology*, MIT, Bremen, Germany, 265 (2001).

Gergely, V., Clyne, B., “The FORMGRIP Process: Foaming of reinforced metals by gas release in precursors”, *Advanced Engineering Materials*, 2:175-178 (2000).

German, R.M., “Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri” Süleyman Sarıtaş, Mehmet Türker, Nuri Durlu, *Türk Toz Metalurjisi Derneği Yayınları*, Ankara, 1-250 (2007).

Gibson, L. J., “Mechanical behaviour of metallic foams”, *Annual Review of Materials Science*, 30(1):191-227 (2000).

Gökmen, U., Karakoç, H., Uzun, A., Türker, M., “B<sub>4</sub>C takviyeli alüminyum köpüklerin köpürme özelliklerinin araştırılması”, *6. Uluslararası toz metalurjisi konferansı ve sergisi*, Ankara, 69-72 (2011).

Gökmen, U., Türker, M., “Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ilavesinin alüminyum ve alumix 231 esaslı metalik köpüğün köpürme özelliklerine etkisi”, *Journal of the Faculty of Engineering & Architecture of Gazi University*, 27(3):651-658 (2012).

Gradinger, R., Rammerstorfer, F.G., “ On the influence of meso-inhomogeneities on the crush worthiness of metal foams”, *Acta Materialia*, 47:143 (1999).

Guo, J., “Joining of Al-B<sub>4</sub>C Metal Matrix Composites by Laser Welding and Friction Stir Welding” PhD thesis, *Université du Québec à Chicoutimi*, (2012).

Güden, M., Yüksel, S., “SiC-particulate aluminum composite foams produced from powder compacts: foaming and compression behavior”, *Journal of Materials Science*, 41:4075–4084 (2006).

Güden, M., Taşdemirci, A., Yüksel, S., Toksoy, A. K.; Gültürk, E., Karsu, N. D., “Otomobil endüstrisi için mukavemeti yüksek seramik katkılı kapalı hücre alüminyum köpük metallerin geliştirilmesi”, *TÜBİTAK MAG Proje*, 106M186, 1-228 (2009).

Hall, W., Guden, M., Yu, C.J., “Crushing of aluminum closed cell foam: density and strain rate effects”, *Scripta Materialia*, 43:515-521 (2000).

Halverson, D.C., Pyzik, A.J., Aksay, I.A. ve Snowden, W.E., “Processing of boron carbide-aluminium composites”, *Journal of the American Ceramic Society*, 72(5):775-780 (1989).

Hamill, J., “Weld techniques give powder metal a different dimension”, *Metal Powder Report*, 62:22-31(2007).

Hangai, Y., and Utsunomiya, T., “Fabrication of porous aluminum by friction stir processing”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40:275-277 (2009a).

Hangai, Y., Utsunomiya, T., “Fabrication of porous aluminum using gases intrinsically contained in aluminum alloy die castings”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40A:1284-1287 (2009b).

Hangai, Y., Utsunomiya, T., Hasegawa, M., “Effect of tool rotating rate on foaming properties of porous aluminum fabricated by using friction stir processing”, *Journal of Materials Processing Technology*, 210:288–292 (2010a).

Hangai, Y., Kato, H., Utsunomiya, T., Kitahara, S., “Effect of the amount of gases on the foaming efficiency of porous aluminum using die castings fabricated by friction stir processing”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41:1883-1886 (2010b).

Hangai, Y., Koyama, S., Hasegawa, M., Utsunomiya, T., “Fabrication of Aluminum Foam/Dense Steel Composite by Friction Stir Welding”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41:2184-2186 (2010c).

Hassan, A.A., Norman, A.F., Price, D.A., Prangnell, P.B., “Stability of nugget zone grain structures in high strength Al alloy friction stir welds during solution treatment”, *Acta Materialia*, 51(7):1923-1936 (2003a).

Hassan, A.A., Prangnell, P.B., Norman, A.F., Price, D.A., Williams, S.W., “Effect of welding parameters on nugget zone microstructure and properties in high strength aluminum alloy friction stir weldings”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 8(4):257-268 (2003b).

Hirata, T., Oguri, T., Hagino, H., Tanaka, T., Chung, S.W., Takigawa, Y., Higashi, K., “Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5058 aluminum alloy”, *Materials Science and Engineering A*, 456(1-2):344-349 (2007).

Hohlfeld, J., Hannemann, C., Vogel, R., Hipke, T., Neugebauer, R., “Alternative starting materials for the production of aluminum foam by the powder metallurgical process”, *Production Engineering. Research and Development*, 5:25–30 (2011).

Horn, H., “Friction stir welding of aluminium foam materials”, *Proceedings of the International Conference on Joining Technology of Dissimilar Materials and Structural Integrity Problems of so Jointed Structures*, Ljubljana, 107-112 (2001).

Huang, L., Wang, H., Yang, D., Ye, F., Lu, Z., “Effects of scandium additions on mechanical properties of cellular Al-based foams”, *Intermetallics*, 28:71–6 (2012).

Izadi, H., Nolting, A., Munro, C., Bishop, D.P., Plucknett, K.P., Gerlich, A.P., “Friction stir processing of Al/SiC composites fabricated by powder metallurgy”, *Journal of materials processing technology*, 213:1900-1907 (2013).

Jayabharath, K., Ashfaq, M., Venugopal, P., Achar, D.R.G., “Investigations on the continuous drive friction welding of sintered powder metallurgical (P/M) steel and wrought copper parts”, *Materials Science and Engineering A*, 454–455:114–123 (2007).

Jung, J. Ve Kang, S., “Advances in manufacturing boron carbide–aluminum composites”, *Journal of the American Ceramic Society*, 87(1):47-54 (2004).

Kadoi, K., Nakae, H., “Relationship between foam stabilization and physical properties of particles on aluminum foam production”, *Materials Transactions*, 52:1912-1919 (2011).

Kalaiselvan, K., Murugan, N., “Role of friction stir welding parameters on tensile aluminum of AA6061-B<sub>4</sub>C composite joints”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23:616-624 (2013).

Karabulut, H., “Toz metalurjisi yöntemiyle Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC ve B<sub>4</sub>C takviyeli Al matrisli kompozit üretiminde mekanik alaşımlama süresinin kompozit özelliklerine etkisi”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (2011).

Karthikeyan, L., Senthil Kumar, V.S., Padmanabhan, K.A., “On the role of process variables in the friction stir cast aluminum A319 alloy” *Materials and Design*, 31(2):761-771 (2010).

Kennedy, A.R., “The microstructure and mechanical properties of Al-Si- B<sub>4</sub>C metal matrix composites”, *Journal of Materials Science*, 37:317-323 (2002).

Kennedy, A. R., Asavavisitchai, S., “Effet of ceramic particle additions on foam expansion and stability in compacted Al-TiH<sub>2</sub> povde precursors”, *Advanced Engineering Materials*, 6:400-402 (2004a).

Kennedy, A.R., Asavavisitchai, S., “Effects of TiB<sub>2</sub> particle addition on the expansion, structure and mechanical properties of PM Al foams”, *Scripta Materialia*, 50:115–119 (2004b).

Kevorkijan, V., Skapin, S. D., Paulin, I., Sustarsic, B., Jenko, M., Lazeta, M., “Influence of the foaming precursor’s composition and density on the foaming efficiency, microstructure development and mechanical properties of aluminium foams”, *Materials and Technology*, 45:95–103 (2011).

Khan, K.B., Kutty, T.R.G. ve Surappa, M.K., “Hot hardness and indentation creep study on Al–5% Mg alloy matrix–B<sub>4</sub>C particle reinforced composites”, *Materials Science and Engineering A*, 427:76-82 (2006).

Kitazono, K., Sato, E., Kuribayashi, K., “Novel manufacturing process of closed-cell aluminum foam by accumulative roll-bonding”, *Scripta Materialia*, 50:495–498 (2004).

Kitazono, K., Kikuchi, Y., Sato, E., Kuribayashi, K., “Anisotropic compressive behavior of Al–Mg alloy foams manufactured through accumulative roll-bonding process”, *Materials Letters*, 61:1771–1774 (2007).

Koza, E., Leonowicz, M., Wojciechowski, S., Simancik, F., “Compressive strength of aluminium foams”, *Materials Letters*, 58:132– 135 (2003).

Kramer, I., Simancik, F., Florek, R., Nosko, M., Müllerová, K., Tobolka, P., Mishina, O., “Friction stir welding of foamable materials and foam core sandwiches”, *11. Conference on Materials, Processes, Friction and Wear*, Vela Luka, 347-352 (2006).

Kriszt, B., B. Foroughi, K. Faure and H. P. Degischer, “Behavior of aluminium foam under uniaxial compression”, *Materials Science and Technology*, 16:792-796 (2000).

Kurt, A., Ateş, A., Durgutlu, A., Karacif, K., “Exploring the weldability of powder metal parts”, *Weld. J.*, 83(12):34-37 (2004).

Kurt, A.,Uygur, İ., Ateş, A., “Effects of temperature on the weldability of powder metal parts joined by diffusion welding”, *Materials Science Forum*, 546-549:667-670 (2007a).

Kurt, A.,Uygur, İ., Ateş, A., “Effects of Porosity Content on the weldability of powder metal parts joined by Friction Stir Welding”, *Materials Science Forum*, 534-536:789-792 (2007b).

Kurt, A., Ateş, A., “Investigation of weldability of P/M bronze materials by TIG welding technique”, *Advanced Materials Research*, 23:315-318 (2007c).

Kwon, Y.J., Shigematsu, I., Saito, N., “Mechanical properties of fine grained aluminium alloy produced by friction stir process”, *Scripta Materialia*, 49(8):785-789 (2003).

Lafrance, M., Isac, M., Jalilian, F., Waters, K.E., Drew, R.A.L., “The reactive stabilization of Al-Zn foams using a powder metallurgy approach”, *Materials Science and Engineering A*, 1-25 (2010).

Lee, H. J., S. H. Eom, Y. K. Song and S. S. Cho, “Effects of aluminium powder content and cold rolling on foaming behavior of Al<sub>p</sub>/Al<sub>5</sub>Si<sub>4</sub>Cu<sub>4</sub>Mg/0.8TiH<sub>2</sub> composites”, *Materials Science and Technology*, 19:819-825 (2003).

Lehmhus, D., and Banhart, J., “Properties of heat-treated aluminium foams” *Materials Science and Engineering A*, 349(1-2):98-110 (2003).

Lehmhus, D., Rausch, G., “Approaches to tailoring titanium hydride decomposition kinetics by annealing in various atmospheres”, *Advanced Engineering Materials*, 6(5):313-330 (2004).

Li, N., Xing, S., Bao, P., Liu, Z., “A research on fabrication of aluminum foam precursor using semi-solid melt”, *2nd International Conference on Mechanical and Electronics Engineering (ICMEE 2010)*, 1:49-54 (2010).

Lillo, T. M. “Enhancing ductility of Al6061 + 10 wt.% B<sub>4</sub>C through equal-channel angular extrusion processing”, *Materials Science and Engineering A*, 410-411:443-446 (2005).

Lippold, J.C., Ditzel, P.J., “Microstructure and properties of aluminium friction stir welds”, *Materials Science Forum*, 426-432:4597-4602 (2003).

Liu, H., Maeda, M., Fujii, H., Nogi, K., “Tensile properties and fracture locations of friction stir welded joints of 1050-H24 aluminum alloy”, *Journal of Materials Science Letters*, 22(1):41-43 (2003).

Liu, H.J., Chen, Y.C., Feng, J.C., “Effect of heat treatment on tensile properties of friction stir welded joints of 2219-T6 aluminium alloy”, *Material Science and Technology*, 22(2):237-241 (2006).

Liu, F.C., Ma, Z.Y., “Influence of tool dimension and welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6061-T651 aluminium alloy”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39(10):2378-2388 (2008).

Mahmutyazıcıoğlu, N., Albayrak, Ö., İpekoğlu, M., Altıntaş, S., “Effects of alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) addition on the cell structure and mechanical properties of 6061 foams”, *Journal of Materials Research*, 1- 11 (2013).

Markaki, E., Clyne, W., “The effect of cell wall microstructure on the deformation and fracture of aluminum-based foams”, *Acta Materialia*, 49:1677–1686 (2001).

Marzoli, L.M., Strombeck, A.V., Dos Santos, J.F., Gambaro, C., Volpone, L.M., “Friction stir welding of an AA6061/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ /20p reinforced alloy”, *Composites Science and Technology*, 66:363-371 (2006).

Matijasevic-Lux, B., Banhart, J., Fiechter, S., Görke, O., Wanderka, N., “Modification of titanium hydride for improved aluminium foam manufacture”, *Acta Materialia*, 54:1887–1900 (2006).

Mishra, R.S., Ma, Z.Y., “Friction stir welding and processing”, *Materials Science and Engineering*, 50:1–78 (2005).

Mohanty, R.M., Balasubramanian, K., Seshadri, S.K., “Boron carbide reinforced aluminum 1100 matrix composites: Fabrication and properties”, *Materials Science and Engineering A*, 498:42–52 (2008).

Mukherjee, M., Moreno, F. G., Banhart, J., “Solidification of metal foams”, *Acta Materialia*, 58:6358–6370 (2010a).

Mukherjee, M., Moreno, F. G., Banhart, J., “Defect generation during solidification of aluminium foams”, *Scripta Materialia*, 63:235–238 (2010b).

Mukherjee, M., Ramamurty, U., Moreno, F. G., Banhart, J., “The effect of cooling rate on the structure and properties of closed-cell aluminium foams”, *Acta Materialia*, 58:5031–5042 (2010c).

Murray, J.L., McAlister, A.J., “The Al-Si (aluminum-silicon) system”, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 5:74-75 (1984).

Nakata, K., Inoki, S., Nagano, Y., Ushio, M., “Friction stir welding of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particulate 6061 Al alloy composite”, *Material Science Forum*, 426-432:2873-2878 (2003).

Nami, H., Adgi, H., Sharifitaber, M., Shamabadi, H., “Microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al/ $\text{Mg}_2\text{Si}$  metal matrix cast composite”, *Materials and Design*, 32(2):976-983 (2011).

Nandan, R., Debroy, T., Bhadeshia, H.K.D.H., “Recent advances in friction stir welding process, weldment structure and properties”, *Progress in Materials Science*, 53(6):980-1023 (2008).

Nelson, T.W., Zhang, H., Haynes, T., “Friction stir welding of aluminium MMC 6061-boron carbide”, *2. International Friction Stir Welding Symposium*, TWI, Gothenburg Sweden, 1-8, (2000).

Neugebauer, R., Hipke, T., Hohlfeld, J., Thümmeler, R., “Highly damped machine tools with metal foam”, *International Conference Advanced Metallic Materials, Smolenice*, Slovakia, 214-218 (2003).

Neugebauer, R., Lies, C., Hohlfeld, J., Hipke, T., “Adhesion in sandwiches with aluminum foam core”, *Production Engineering. Research and Development*, 1:271–278 (2007).

Nosko, M., Simančík, F., Florek, R., “Reproducibility of aluminum foam properties: Effect of precursor distribution on the structural anisotropy and the collapse stress and its dispersion”, *Materials Science and Engineering A*, 527:5900–5908 (2010).

Onoro, J., Salvador, M.D., Cambroner, L.E.G. “High-temperature mechanical properties of aluminium alloys reinforced with boron carbide particles”, *Materials Science and Engineering A*, 499(1-2):421–426 (2009).

Orbulov, I., Ginsztler, J., “Compressive characteristics of metal matrix syntactic foams” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 43:553–61 (2012).

Özer, G., Ekrem, A., “Alüminyum köpük metal üretiminde sıcaklığın köpük oluşumuna etkisinin araştırılması”, *5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09)*, Karabük, 774-778 (2009).

Park, S.H., Hur, B.Y., in: Banhart, J, Fleck, N.A., Mortensen, A., [Editör], “Cellular Metals: Manufacture, Properties, Application”, *MIT- Verlag*, Bremen, 123-128, (2003).

Pawlicki, J., Koza, E., Zurawski, P., Leonowicz, M., “Mechanical properties of closed cell Al foams based on tetrakaidecahedral model of structure”, *International Conference Advanced Metallic Materials, Smolenice*, Slovakia, 235-238 (2003).

Paulin, I., Sustarsic, B., Kevorkijan, V., Skapin, S. D., Jenko, M., “Synthesis of Aluminium Foams by the Powder-Metallurgy Process: Compacting of Precursors”, *Materials and Technology*, 45:13–19 (2011).

Peroni, L., Avallè, M., Peroni, M., “The mechanical behaviour of aluminium foam structures in different loading conditions”, *International Journal of Impact Engineering*, 35:644-655 (2007).

Queheillalt, D.T., Katsumura, Y., Wadley, H.N.G., “Synthesis of stochastic open cell Ni-based foams”, *Scripta Materialia*, 50:313–317 (2004).

Raj, R.E., Daniel, B.S.S., “Aluminum melt foam processing for light-weight structures”, *Materials and Manufacturing Processes*, 22: 525–530 (2007).

Raj, R. E., Daniel, B. S. S., “Manufacturing challenges in obtaining tailor-made closed-cell structures in metallic foams”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 38:605–612 (2008).

Raj, R. E., Daniel, B.S.S., “Customization of closed-cell aluminum foam properties using design of experiments”, *Materials Science and Engineering A*, 528:2067–2075 (2011).

Rakow, J. F., and Waas, A. M., “Size effects and the shear response of aluminium foam”, *Mechanics of Materials*, 37(1):69-82 (2005).

Ramamurty, U., Paul, A., “Variability in mechanical properties of a metal foam”, *Acta Materialia*, 52:869-876 (2004).

Ren, S.R., Ma, Z.Y., Chen, L.Q., “Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al-Mg-Si alloy”, *Scripta Materialia*, 56(1):69-72 (2007).

Reynolds, A.P., Tang, W., Khandkar, Z., Khan, J.A., Lindner, K., “Relationships between weld parameters, hardness distribution and temperature history in alloy 7050 friction stir welds”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 10(2):190-199 (2005).

Sarajan, Z., Sedigh, M., “Influences of Titanium Hydride (TiH<sub>2</sub>) Content and Holding Temperature in Foamed Pure Aluminum”, *Materials and Manufacturing Processes*, 24: 590–593 (2009).

Sato, Y.S., Kokawa, H., Enomoto, M., Jogan, S., “Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction stir welding”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(9):2429-2437 (1999).

Sato, Y.S., Watanabe, H., Kokawa, H., “Grain growth phenomena in friction stir welded 1100 Al during post-weld heat treatment”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 12(4):318-323, (2007).

Selçuk, C., Bond, S., Woollin, P., “Joining processes for powder metallurgy parts: a review”, *Powder Metallurgy*, 53:7-11(2010).

Shiomi, M., Imagama, S., Osakada, K., Matsumoto, R., “Fabrication of aluminium foams from powder by hot extrusion and foaming”, *Journal of Materials Processing Technology*, 210:1203–1208(2010).

Sugimura, Y., Meyer, J., He, M. Y., Bart-Smith, H., Grenstedt, J., and Evans, A. G., “On the mechanical performance of closed cell Al alloy foams”, *Acta Materialia*, 45(12):5245-5259 (1997).

Simancik, F., Behulova, K., Bors, L., “Effect of ambient atmosphere on metal foam expansion”, *Proceedings of the International Conference on Cellular Metals and Metal Foaming Technology*, MIT, Bremen, Germany, 89 (2001).

Simone, A. E., and Gibson, L. J., “Effects of solid distribution on the stiffness and strength of metallic foams”, *Acta Materialia*, 46(6):2139-2150 (1998).

Solórzano, E., Moreno, F. G., Babcsán, N., Banhart, J., “Thermographic monitoring of aluminium foaming process”, *Journal of Nondestructive Evaluation*, 28: 141–148 (2009).

Sosnick, B. *US Patent*, 2,434,775 (1948).

Srivastava, V. C., Sahoo, K. L., “Processing, stabilization and applications of metallic foams. Art of science”, *Materials Science*, 25:733-753 (2007).

Surace, R., Filippis, L.A.C.D., Ludovico, A.D., Boghetich, G., “Experimental analysis of the effect of control factors on aluminium foam produced by powder metallurgy”, *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences*, 13:56–167 (2007).

Surace, R., Filippis L. A. C. D., Niini, E., Ludovico, A. D., Orkas, J., “Morphological investigation of foamed aluminum parts produced by melt gas injection”, *Advances in Materials Science and Engineering*, 1-9 (2009).

Surappa, M.K., “Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities”, *Sadhana*, 28:319–334 (2003).

Tan, P.J., Harrigan, J.J., Reid, S.R., “Influence of cell size and morphology on the dynamic compressive strength of aluminium alloy foams”, *Proceedings of the International Conference on Cellular Metals and Metal Foaming Technology*, MIT, Bremen, Germany, 345 (2001).

Tang, F., Wu, X., Ge, S., Ye, J., Zhu, H., Hagiwara, M., Schoenung, J.M., “Dry sliding friction and wear properties of B<sub>4</sub>C particulate-reinforced Al-5083 matrix composites”, *Wear*, 264:555–561 (2008).

Topçu, I., Gülsoy, H.O., Kadioğlu, N., Gülluoğlu, A.N., “Processing and mechanical properties of B<sub>4</sub>C reinforced Al matrix composites”, *Journal of Alloys and Compounds*, 482(1-2):516-521 (2009).

Toptan, F., “Alüminyum matrisli B<sub>4</sub>C partikül takviyeli aşınma direnci yüksek kompozit malzeme üretimi”, Doktora Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi*, (2011).

Türker, M., Cinici, H., Gökmen, U., Uzun A., Sarıtaş, S., Effects of foaming agent and boron carbide additions on the foamability behavior of Al based metallic foam produced by powder metallurgy, *Powder Metallurgy World Congress*, Washington D.C., USA, 3 :271 – 277 (2008).

Türker, M., Özçatalbaş, Y., Okuyucu, H., Cinici, H., “TM yöntemiyle Al esaslı bor karbür ve seramik parçacık takviyeli metalik köpük üretimi ve integral zırh malzemesi olarak performansının değerlendirilmesi”, *TÜBİTAK MAG Proje*, 106M513, 1-101 (2009)

Türker, M., “Production of ceramics reinforced al foams by powder metallurgy techniques”, *Materials Science Forum*, 672:39-46 (2011).

Uzun, H., “Friction stir welding of SiC particulate reinforced AA2124 aluminum alloy matrix composite”, *Materials and Design*, 28(5):1440-1446 (2007).

Uzun, A., Gökmen, U., Cinici, H., Koruk, H., Türker, M., “Investigation of modal properties of AlSi7 foam produced by powder metallurgy technique”, *Material Testing*, 7-8:598-601 (2013).

Viala, J.C., Bouix, J., Gonzales, G. ve Esnouf, C., “Chemical reactivity of aluminium with boron carbide”, *Journal of Materials Science*, 32:4559-4573 (1997).

Wübber, T., Stanzick, H., Banhart, J., Odenbach, S., “Stability of metallic foams studied under microgravity”, *Journal of Physics: Condensed Matter*, 15:427–433 (2003).

Yang, D.H., Hur, B.Y., He, D.P., Yang, S.R., “Effect of decomposition properties of titanium hydride on the foaming process and pore structures of Al alloy melt foam”, *Materials Science and Engineering A*, 445–446:415–426 (2007).

Youn, S.W., Kang, C.G., “Fabrication of foamable precursors by powder compression and induction heating process”, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 35B:769-776 (2004).

Yu, C.J., Eifert, H.H., Banhart, J., Baumeister, J., “Metal foaming by a powder metallurgy method: Production, properties and applications”, *Materials Research Innovations*, 2:181–188 (1998).

Yu, S., Luo, Y., Liu, J., “Effects of strain rate and SiC particle on the compressive property of SiCp/AlSi9Mg composite foams”, *Materials Science and Engineering A*, 487:394–399 (2008).

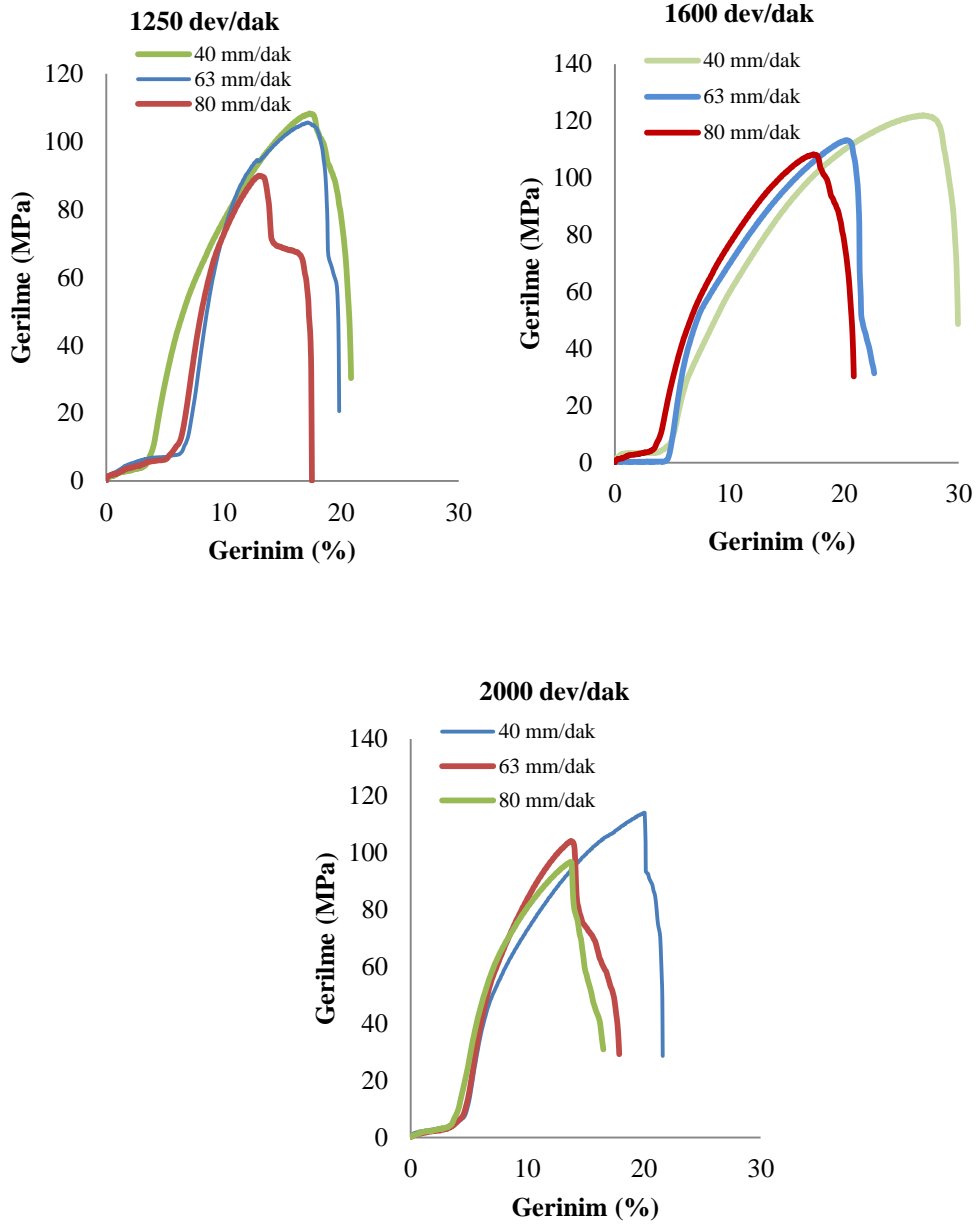
Zare, J., Manesh, H. D., “A novel method for producing of steel tubes with Al foam core”, *Materials and Design*, 32:1325–1330 (2011).

Zeppelin, F., Hirscher, M., Stanzick, H., Banhart, J., “Desorption of hydrogen from blowing agents used for foaming metals”, *Composites Science and Technology*, 63 2293–2300 (2003).

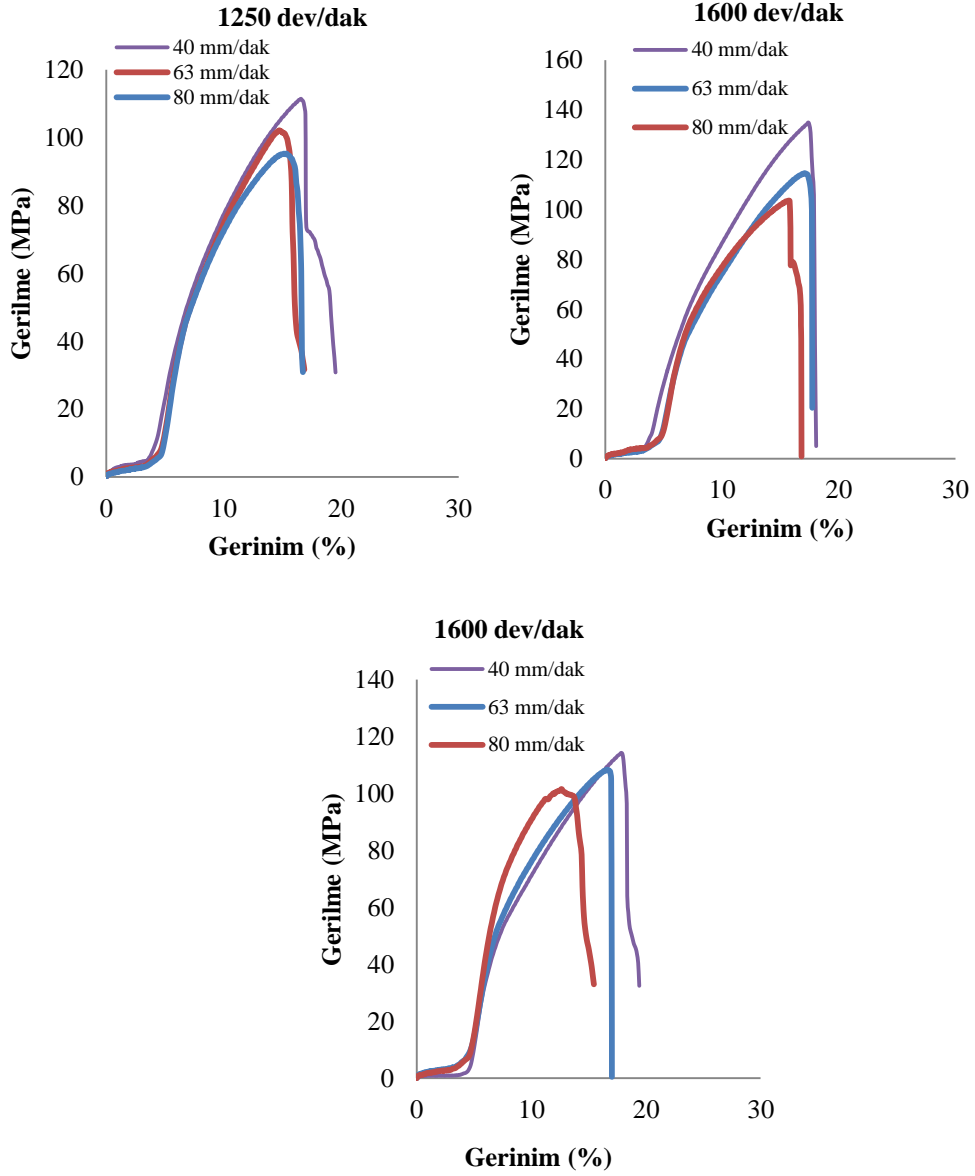
Zhang, H., Ramesh, K. T., Chin, E.S.C., “High strain rate response of aluminium 6092/B<sub>4</sub>C composites”, *Materials Science and Engineering A*, 384:26-34. (2004).

**EKLER**

EK-1 Çekme deneyi sonucu elde edilen gerilme – gerinim grafikleri

Şekil 1.1. SKK ile birleştirilmiş B<sub>4</sub>C içermeyen köpürebilir malzemelerin kaynak parametrelerine bağlı gerilme – gerinim grafikleri

EK-1 (Devam) Çekme deneyi sonucu elde edilen gerilme – gerinim grafikleri



Şekil 1.2. SKK ile birleştirilmiş %6 B<sub>4</sub>C takviyeli köpürebilir malzemelerin kaynak parametrelerine bağlı gerilme – gerinim grafikleri

## ÖZGEÇMİŞ

### Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : Arif UZUN  
 Uyuğu : T.C.  
 Doğum tarihi ve yeri : 01.01.1983 Amasya  
 Medeni hali : Evli ve iki çocuk babası  
 Telefon : 0 533 687 65 61  
 e-mail : [auzun@kastamonu.edu.tr](mailto:auzun@kastamonu.edu.tr)

### Eğitim

| Derece        | Eğitim Birimi   | Mezuniyet tarihi |
|---------------|---|------------------|
| Yüksek Lisans | Gazi Üniversitesi, FBE, Metal Eğitimi                 | 2009             |
| Lisans        | Gazi Üniversitesi, TEF, Metal Eğitimi                 | 2006             |
| Lise          | İncirli Endüstri Meslek Lisesi<br>Metal İşleri Bölümü | 2000             |

### İş Deneyimi

| Yıl    | Yer                                | Görev             |
|--------|------------------------------------|-------------------|
| 2009 - | Kastamonu Üniversitesi Cide M.Y. O | Öğretim Görevlisi |

### Yabancı Dil

İngilizce

### Yayınlar

1. Uzun, A., Gökmen, U., Cinici, H., Koruk, H., Türker, M., “Investigation of modal properties of AlSi7 foam produced by powder metallurgy technique”, Material Testing, 7-8:598-601 (2013).
2. Türker, M., Özçatalbaş, Y., Çinici, H., Gökmen, U., Uzun A., Effect of Foaming Agent on The Structure and Morphology of Al and Alumix 231 Foams Produced by Powder Metallurgy, 4th International Conference on Powder Metallurgy, 8-11 July 2009, Craiova, Romania, Materials Science Forum, 672:297-302 (2011).
3. Uzun A., Türker, M., Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen küresel şekilli alüminyum köpükte köpürtme sıcaklığının ve TiH<sub>2</sub> içeriğinin köpürme davranışı

üzerine etkisi, 6th International Powder Metallurgy Conference and Exhibition, Ankara, Turkey, 315 – 321 (2011).

4. Uzun A., Çinici H., Karakoç H., Türker, M., Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen köpürebilir preform malzemelerin TIG kaynağı ile birleştirilmesi ve köpürebilirliğinin araştırılması, 6th International Powder Metallurgy Conference and Exhibition, Ankara, Turkey, 19 – 23 (2011).
5. Uzun A., Türker, M., Farklı Geometrik Şekilli Katmanlara Sahip Alüminyum Sandviç Köpüklerin Üretimi ve Basma Özelliklerinin İncelenmesi, 15. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, İstanbul, Türkiye, 660-664 (2010).
6. Uzun, A., Gökmen, U., Türker, M., Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretilen Alüminyum Esaslı Metalik Köpükte Si İlavesinin Köpürmeye Etkisi, 5th International Advanced Technologies Symposium (IATS09), Karabük, Turkey, 1003-1006 (2009).
7. Türker, M., Cinici, H., Gökmen, U., Uzun A., ve Sarıtaş, S., Effects of Foaming Agent and Boron Carbide Additions on the Foamability Behavior of Al Based Metallic Foam Produced by Powder Metallurgy, Powder Metallurgy World Congress, Washington D.C., USA, 3:271 – 277 (2008).
8. Uzun, A., Cinici, H., Türker, M., Effect of Deformation Rate and Foaming Duration on The Properties of Spherical Aluminum Foam Produced by Powder Metallurgy, 5th International Powder Metallurgy Conference, Ankara, Turkey, 801 – 807 (2008).
9. Uzun, A., Türker, M., Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretilen Alüminyum Esaslı Küresel Şekilli Metalik Köpükte SiC İlavesinin Köpürmeye Etkisi, 5th International Powder Metallurgy Conference, Ankara, Turkey, 808 – 814 (2008).