

AA6061-B₄C MMK_p Malzemelerin Özelliklerine Süper Katı Üzeri Sıvı Faz Sinterleme İşlemlerinin Etkisi

Yusuf ÖZÇATALBAŞ^{1*}, Deniz KÖSE²^{1,2} Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Ankara, 06560.Sorumlu yazar e-posta: ¹yusufoz@gazi.edu.tr ORCID ID: <https://orcid.org/0000-0002-4256-8492>²denizkse@gmail.com ORCID ID: <https://orcid.org/0000-0002-5767-2145>

Geliş Tarihi: 08.02.2021 Kabul Tarihi: 07.06.2021

Öz

Bu çalışmada, katı hal sinterleme ile üretilen AA6061 matrisli ve farklı B₄C parçacık takviye oranlarındaki metal matrisli kompozit (MMK_p) malzemelerin özelliklerine süper katı üzeri sıvı faz sinterleme (SKSFS) işlemlerinin etkisi araştırılmıştır. Ön alaşım AA6061 tozu ile ağırlıkça %0, %5, %10 ve %15 oranlarda B₄C seramik parçacık takviye elamanı, Turbula da 45 dakika karıştırılmıştır. Karışım tozlar, 350 MPa basınçta soğuk preslenip devamında 400°C sıcaklıkta 1 saat argon atmosferi ortamında yağlayıcı giderme işlemine tabi tutulmuştur. Ardından 560°C sıcaklıkta 1 saat argon atmosferi altında katı hal sinterleme (KHS) işlemi uygulanarak MMK_p malzemeler üretilmiştir. Devamında bu malzemelere, 610°C ve 620°C olmak üzere iki farklı sıcaklıkta 1 saat süre ile SKSFS işlemleri uygulanmıştır. SKSFS ile ikincil bir sinterleme işlemi uygulanan MMK_p malzemelerin mikroyapıları ve fiziksel özellikleri; mevcut fazlar, sertlik ve yoğunluk ölçümleri çapraz kırılma dayanımları (ÇKD) ve tarama elektron mikroskop (SEM) incelemeleri ile karakterize edilmiştir. Artan SKSFS sıcaklığı ile birlikte, sinterleşme oranı da artmıştır. Bu durum, MMK_p malzemelerin ÇKD ve süneklik değerlerini belirgin oranda arttırmıştır. Bununla birlikte; B₄C takviye oranındaki artışla ÇKD değerlerinde ve sünekliklerde azalma, sertlikte ise artış gözlenmiştir. En yüksek çapraz kırılma dayanımı ve süneklik değeri, SKSFS uygulanan %5 B₄C içeren MMK_p malzemede belirlenmiştir. SKSFS işlemleri oluşan sıvı fazın B₄C-matris arayüzey bağını artırıcı olumlu etkileri görülmüştür.

Anahtar kelimeler

AA6061; B₄C; MMK_p; Süper katı üzeri sıvı faz sinterleme; Toz metalurjisi

The Effect of Super Solidus Liquid-Phase Sintering Processes on Properties of AA6061-B₄C MMC_p Materials

Abstract

AA6061 metal matrix composite (MMC_p) materials produced solid-state sintering was investigated. The pre-alloyed AA6061 powder was mixed with 0%, 5%, 10% and 15% by weight of the B₄C particle reinforcing element in Turbula for 45 minutes. Mixture powders were cold pressed at 350 MPa pressure and then subjected to a lubricant debinding process in an argon atmosphere at 400°C for 1 hour. Subsequently, solid-state sintering process was carried out at 560°C under argon atmosphere for 1 hour to produce MMC_p materials. These MMC_p materials were subjected to super solidus liquid-phase sintering (SLPS) for 1 hour at different temperatures of 610°C and 620°C. Microstructures and physical properties of MMC_p materials re-sintered by SLPS were characterized by current phases, hardness and density measurements, transverse rupture strength (TRS) tests and also scanning electron microscopy (SEM) investigations. The sintering rate increased with increasing SLPS temperature. This effect significantly increased the TRS and ductility values of MMC_p materials. However with increasing in B₄C reinforcement ratio, a decrease in TRS and ductility but an increase in hardness were observed. The highest TRS and ductility values were determined in MMC_p materials reinforced with 5 wt. % B₄C. The positive effect of the liquid phase created with SLPS processes was observed in increasing the binding of the B₄C-matrix interface.

Keywords

AA6061; B₄C; MMC_p; Super solidus liquid phase sintering; Powder metallurgy

1. Giriş

Mühendislik malzemelerinin geliştirme çalışmaları kapsamında metal matrisli kompozit (MMK) malzemeler alanında yapılan hızla devam etmektedir. Geleneksel mühendislik malzemelerinin kullanım sıcaklıklarının üzerinde kullanılabilir ve daha yüksek özgül mukavemete sahip mühendislik malzemelerine duyulan ihtiyaç sebebiyle MMK malzemeler geliştirilmiştir. Bu malzemelerin yapı ve özelliklerini belirleyen üç önemli husus mevcuttur (Karabulut vd. 2013, Kalemtaş 2014). Bunlar matris malzemesi, takviye malzemesi ve ara yüzey bağıdır. Matrisin fonksiyonu, takviye elemanlarının bir arada tutulmasını ve yüklemeye esnasında malzeme yüzeyini mekanik hasarlanmalardan korumaktır (Yakut 2015). MMK'ların katı ve sıvı hal işlemleri uygulanarak birçok farklı yöntemlerle üretilmesi mümkündür. Bu üretim yöntemlerinin en önemlilerinden birisi toz metalürjisidir. Toz metalürjisi, metal veya seramik tozların üretimi ile bu tozların mekanik ve ısı etkileriyle birleştirilerek ürün haline getirilmesi işlemidir. Güçlü takviye-matris arayüzey reaksiyonunu önleyen ve matris-takviye arasındaki istenmeyen reaksiyonları en aza indiren nispeten düşük işlem sıcaklığı, nete yakın şekilli üretim ve matris içinde mümkün olduğunca homojen dağılımlı takviye içeriği en büyük avantajlardır (Şeçilmiş 2017, Asgharzadeh ve Simchi 2009, Güven 2011, Ayvaz 2014).

MMK'lar için çok sayıda metal esaslı mühendislik malzemeleri matris olarak kullanılabilir. Doğada bulunabilirliği, işleme kolaylığı, yüksek özgül dayanımı, yüksek korozyon direnci, ısı işleme uygulanabilirliği, sünekliliği gibi avantajlı özelliklerinden dolayı alüminyum alaşımları, matris malzemesi olarak en çok tercih edilenlerdendir. MMK'lar da takviye elemanı olarak ise Al_2O_3 , SiC, TiC, B_4C , TiB_2 gibi seramikler kullanılmaktadır. En çok tercih edilenler SiC, Al_2O_3 ve B_4C olmakla birlikte, B_4C takviyeli kompozitler üzerine yapılan çalışmalar sınırlı kalmıştır (Gökmeşe vd. 2013). B_4C , alüminyum alaşımı matrisli MMK malzemeler için önemli bir takviye malzemesidir. Yüksek sertlik, yüksek aşınma direnci ve rijitlik gibi üstün mekanik özellikleriyle Al- B_4C kompozitleri, özellikle fren malzemeleri için kullanılmaya aday durumdadır (Kalemtaş 2014,

Çolak ve Turhan 2016, Karabulut vd. 2016, Gökçe vd. 2017, Toptan 2006). Bu kompozitlerin üretimindeki esas problem, metal matris ile takviye parçacıkları arasındaki düşük ıslatabilme etkisidir. Bununla birlikte toz metalürjisi yöntemiyle ara yüzey kinetiğinin kontrolü diğer sıvı faz yöntemlerine göre daha iyi bir şekilde sağlanabilmektedir (Nazik 2013). Arayüzey bağının güçlü olması uygulanan yükün matristen takviye elemanlarına aktarılmasını ve dağıtılmasını sağlar. Matris ile takviye arasında oluşacak arayüzey bağı üretim aşamalarından sinterleme sürecinde meydana gelir. Katı hal sinterleme ve süper katı üzeri sıvı faz sinterleme (SKSFS) süreçleriyle toz metalürjisi ile üretilen MMKp malzemelerin matris ve takviye arasında bağ oluşturulmasına çalışılır. SKSFS, ön alaşımlı tozların solidus ve liquidus sıcaklıkları arasında bir sıvı faz sinterleme çeşididir. SKSFS ile matrisin takviye parçacıklarını iyi ıslatması durumunda güçlü bir arayüzey bağı oluşabilir (German 2007, Karabulut 2011, Momeni vd. 2011). Artan sıcaklıkla birlikte sıvı faz oluşumu artarken aynı zamanda sıvı fazın viskozitesi azalır yani ıslatabilirliği artmış olur. Sıvı faz sinterleme de genel amaç, matris ile takviye arasında güçlü bağ oluşumunu sağlayarak mekanik özellikleri arttırmaktır. Bu yüzden yapılan çalışmalarda katı hal sinterleme de parçacıkların yüzeyindeki oksit tabakanın bozulmadığı bu yüzden sıvı faz sinterleme ile oksit tabakanın bozulmasını ve yeterli ıslatmayı sağlayarak hem parçacıkların arasındaki hem de matris ve takviye arasındaki arayüzey bağını güçlendirdiği bilinmektedir (Martin and Castro 2003, Paidpili *et al.* 2017). Bu süreçte oluşan sıvı fazın oranı, Toz metalürjisi (TM) yöntemiyle şekillendirilen kompozitin biçimini bozmamalıdır.

AA6061 alaşımı çok iyi dayanım/tokluk kombinasyonu ile birlikte korozyon direnci sağlamaktadır (Ağacan 2013). Temel alaşım elementleri olarak Mg ve Si içeren ve tipik bir ekstrüzyon alaşımı olan AA6061, MMK'lar için matris olarak uygun bir alaşımdır. AA6xxx alaşımlarındaki çökelti işlemleri, Cu içeren AA2xxx alaşımlarından daha karmaşıktır, zira yarı kararlı fazların oluşumu hem Mg hem de Si'nin difüzyonunu gerektirir (Chen *et al.* 1998).

Bu çalışmada, ön alaşımlı AA6061 tozu ile B₄C seramik tozu katı hal sinterlemesi ile üretilen MMK_p malzemelerin mekanik özelliklerini artırmak amaçlı uygulanan süper katı üzeri sıvı faz sinterleme işlemlerinin matrisin sinterleşme etkisine, matris-B₄C parçacık arayüzey bağına, mekanik ve fiziksel özelliklerine etkilerinin araştırılması amaçlanmıştır.

2. Materyal ve Metot (Material and method)

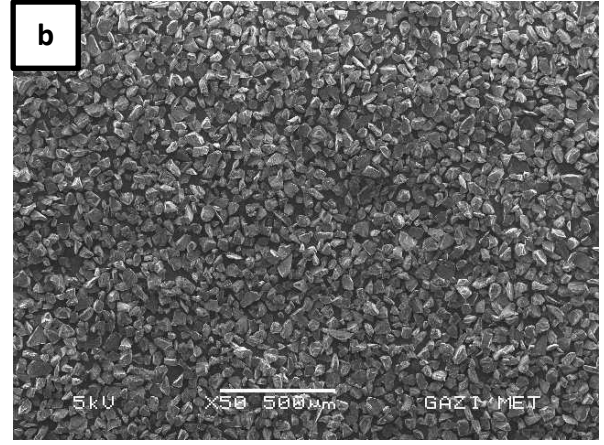
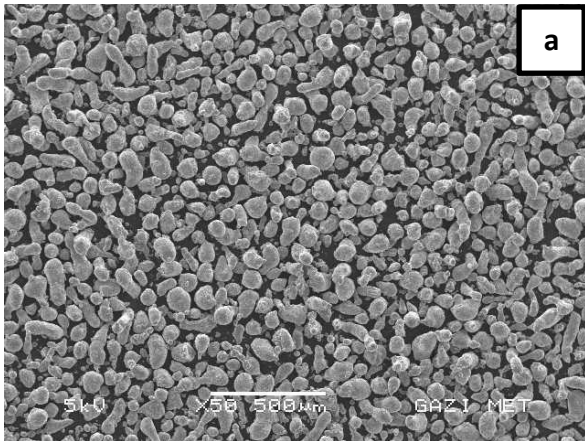
2.1. Malzeme (Material)

Deneysel çalışmalarda, atomizasyon yöntemiyle üretilmiş 170 µm altı AA6061 metal tozları (D₅₀-72.7 µm) ile %99 saflıkta 100 µm altı B₄C tozlarının (D₅₀-50 µm) %0, %5, %10 ve %15 oranlarında katı ve sıvı faz sinterlenmesiyle üretilen MMK_p malzemeler kullanılmıştır. Deneysel çalışmalarda kullanılan Al6061 tozu "Beijing Xing Rong Yuan Technology Company, China" firmasından tedarik edilmiş olup kimyasal kompozisyonu Çizelge1'de verilmiştir.

Çizelge 1. AA6061 metal tozunun kimyasal kompozisyonu (%Ağırlıkça) (Chemical composition of AA6061 metal powder (wt.-%)).

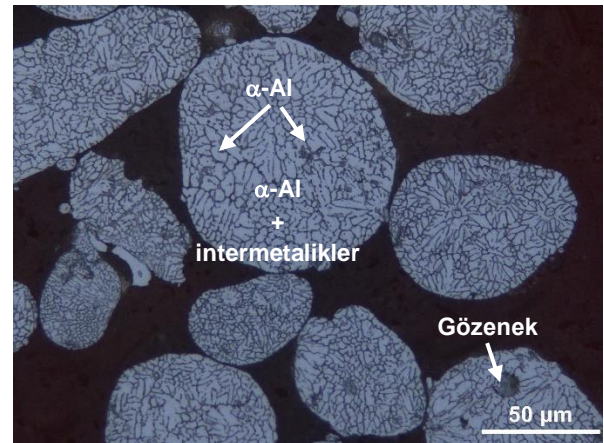
Fe	Si	Cr	Mn	Mg	Zn	Cu	Ti	Al
0,5	0,8	0,1	0,5	1	0,25	0,25	0,1	Kal.

Şekil 1a'daki SEM görüntüsünde AA6061 parçacıkların farklı boyutlarda ve genellikle yuvarlak formda olduğu, B₄C (Şekil 1b) parçacıklarının ise farklı boyutlarda ve genellikle keskin köşeli olduğu görülmektedir.



Şekil 1. (a) AA6061 tozu (AA6061 powder) ve (b) B₄C tozu (B₄C powder)

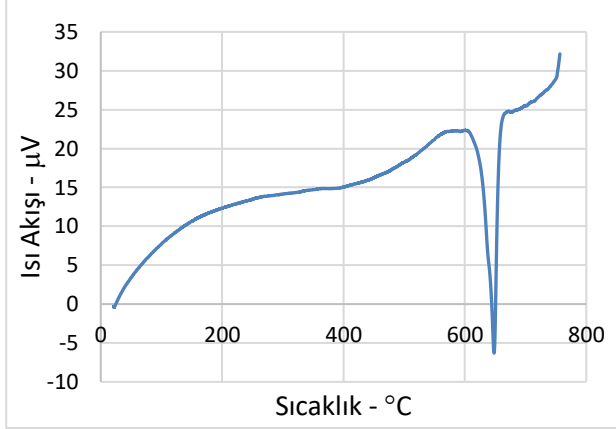
Şekil 2'de işlem görmemiş AA6061 tozlarının Keller çözeltisi ile dağlama sonrası optik mikroskop görüntüsü verilmiştir. Şekil 2 incelendiğinde, başlangıç AA6061 parçacıkların mikroyapısında yer yer muhtemelen katılaşma sürecinde oluşmuş mikro gözenekler ve birkaç mikronluk α-Al dentritleri (beyaz) arasında segregasyon olan alaşım elementlerinin (Mg, Si, Cu, Fe vb.) oluşturduğu çökelmiş intermetalik fazlar gözükmemektedir. Daha küçük parçacıklar genellikle daha ince katılaşma mikroyapısı göstermiştir. Couper ve Parson (2008) ile Tomiczek'in (2015) belirttiğine göre muhtemelen bu intermetalikler, atomizasyon sırasında hızlı soğuma ile oluşan Al₁₂Fe₃Si, Al₈Fe₂Si, Al₁₅Fe₃Si₂ veya Al₅FeSi grubu fazlardır.



Şekil 2. AA6061 parçacıkların Keller ile dağlanmış başlangıç mikroyapısı (Initial microstructure of AA6061 particles etched with Kellers)

Şekil 3'de verilen DTA (Differential Thermal Analysis) analizinden AA6061 metal tozunun ergimeye başlama sıcaklığının 606°C civarında olduğu

görülmektedir. Ergimenin tamamlandığı sıcaklık ise yaklaşık 648°C olarak belirlenmiştir. Al-Mg₂Si faz diyagramında bu sıcaklık aralığı dikkate alınarak alaşımın, 610°C'deki sinterleme işlemi sonucunda yaklaşık %1 oranında, 620°C'deki sinterleme işleminde ise %3 civarında sıvı faz içereceği belirlenmiştir.



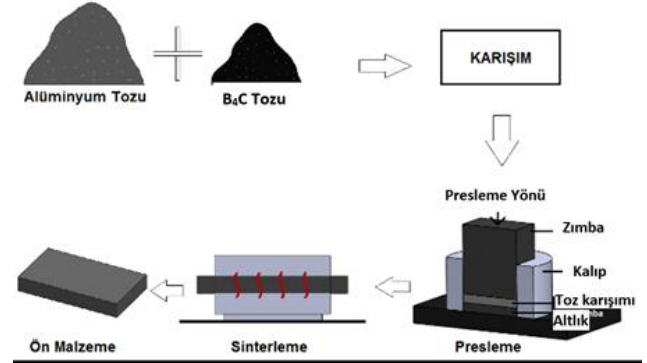
Şekil 3. AA6061 metal tozunun DTA analizi (DTA analysis of AA6061 metal powder)

2.2. Metot (Method)

Matris ve takviye tozların parçacık boyut ölçümleri, Malvern Instruments marka Mastersizer 3000 model lazer parçacık ölçüm cihazı ile yapılmıştır. Sıvı atomizasyon metoduyla üretilmiş ön alaşımlı AA6061 metal tozları ile ağırlıkça %5, %10 ve %15 B4C karışım tozları 45 dakika süreyle turbula cihazında ön karıştırma işlemine tabi tutulmuştur. Karıştırılan tozlar, özel olarak hazırlanan toz şarj hunisi vasıtasıyla 40x60 mm'lik ölçülerdeki bir kalıp boşluğuna doldurulmuştur. Daha sonra, oda sıcaklığında 350 MPa basınç altında tek yönlü soğuk preslenerek, 40x60x7 mm³ hacimli, dikdörtgen prizma şeklinde toz metal (T/M) ve MMK_p malzemeler üretilmiştir. T/M ve MMK_p malzemelerin üretim süreci Şekil 4'de açıklanmıştır.

B₄C takviyelerine bağlı olarak takviyesiz T/M (%0 B₄C), ağırlıkça %5, %10 ve %15 B₄C takviye içeren malzemeler sırasıyla 5, 10 ve 15 sayıları ile kodlanmıştır. Numuneler yağlayıcı giderme işlemi için Protherm marka atmosfer kontrollü yatay tüp fırınına paslanmaz bir çelik altlık ile fırın içerisinde argon gazı ortamında 400±5°C de 1 saat

bekletilmiştir. Fırın içinden argon gazı çıkışı sağlanarak yağlayıcının ortamdaki uzaklaştırılması sağlanmıştır. Yağlayıcı giderme işleminin devamında, aynı ortamda 560±5°C katı hal sinterleme (KHS) işlemi uygulanmıştır. Sinterlenen numuneler fırında kendi halinde soğumaya bırakılmıştır.



Şekil 4. MMK_p malzeme üretiminin akış şeması (Flow chart of MMK_p material production)

Katı hal sinterleme sonrası T/M ve MMK_p malzemeler Mitsubishi Electric marka CNC tel erozyon tezgahında kesilerek dilimlenmiş ve 13x31x7 mm³ ve 13x9x7 mm³ boyutlarında test blok numuneleri elde edilmiştir. Bu numunelerin bir kısmına, Protherm marka düşey tüp fırınında (Şekil 5) 610±1°C ve 620±1°C sıcaklıklarda bir saat süre ile SKSFS işlemleri uygulanmıştır. Bu işlemlerin sonunda numuneler, suda (hızlı) ve fırın (yavaş) soğutulmuştur. T/M ve MMK_p numunelerin yoğunluk ölçümleri, Arşimet prensibine göre çalışan, 0,0001 g hassasiyetteki, üzerinde yoğunluk kiti bulunan Sartorius marka dijital terazide yapılmıştır.



Şekil 5. SKSFS işlemi deney düzeneği (SLPS process test setup)

Numunelerin Brinell sertlik ölçümleri, Emcotest DuraVision 200 model sertlik ölçüm cihazında 2,5 mm çapında tungsten bilye ve 31,25 kgf yük ile yapılmıştır. Sertlik ölçümleri numunelerin presleme doğrultusuna paralel yüzeylerinden yapılmıştır.

ASTM B 312 (ASTM B 312. 1996) standardına uygun hazırlanan numuneler Instron marka, maksimum 50 kN kapasiteli, bilgisayar kontrollü çekme cihazında, Çapraz Kırılma Dayanımı (ÇKD) deneyine tabi tutulmuştur. Deney yükleme hızı ve maksimum yükleme miktarı ASTM B 528-16 (ASTM B 528-16. 2008) standardı referans alınarak belirlenmiştir. Çapraz kırılma deneyi sonrası numunelerin kırık yüzeyleri, taramalı elektron mikroskopu (SEM) kullanılarak incelenmiştir.

Numunelerin çapraz kırılma dayanımları ASTM B 528-16 (ASTM B 528-16. 2008) standardında yer alan ve aşağıda yer verilen eşitlik ile hesaplanmıştır.

$$\text{ÇKD} = \frac{3.P.L}{2.t^2.W} \text{ (MPa)} \quad (1)$$

P: Deney parçasının kırıldığı andaki yük(N)
L: Destekler arası uzaklık (25,4 ±0,3mm)
t: Deney parçasının kalınlığı (6,35±0,13mm)
W: Deney parçasının genişliği (12,7±0,13mm)
Y: Eğilme şekil değişim miktarı (mm)
ÇKD: Çapraz kırılma dayanımı (MPa)

ÇKD % süneklik değerleri aşağıda yer alan formül ile hesaplanmıştır.

$$\text{ÇKD \% Sünekliği} = \frac{P.L^3}{4.Y.t^3.W} \quad (2)$$

SKSFS işlemi uygulanan numunelerin kodlaması aşağıdaki gibidir;

KHS: Katı hal sinterleme

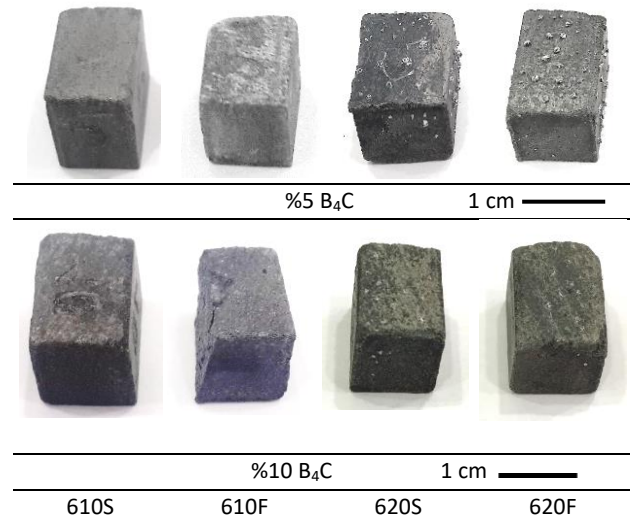
610S ve 610F: 610°C'de SKSFS işlemi sonrası sırasıyla suda ve fırında soğutma.

620S ve 620F:620°C'de SKSFS işlemi sonrası sırasıyla suda ve fırında soğutma.

3. Sonuçlar ve tartışma (Results and discussion)

3.1. T/M ve MMKp numunelerin makro analizi (Macro analysis of P/M and MMCp samples)

SKSFS işlemi uygulanmış numunelerin yüzeylerinde, sinter sürecinde oluşan sıvı fazın kapiler etkiyle ve/veya gaz fazın etkisiyle numune yüzeyine çıkması (kuma) sonucu oluşan milimetrik boyutlarda küresel katılar gözlenmiştir. Genel olarak değerlendirildiğinde, 620°C'de SKSFS uygulanan numunelerdeki kuma oranı 610°C'deki numunelere göre çok daha fazladır. Ayrıca, azalan soğuma hızıyla (fırında soğutma) birlikte kuma oranının ve boyutlarının arttığı görülmektedir. 610°C'de %1 civarında, 620°C'de ise %3 civarında sıvı faz olduğu göz önüne alındığında, düşük sıcaklıklardaki numunelerde makro düzeyde sıvı kuma olmaması normal görülebilir. Fakat artan sinter sıcaklığıyla birlikte numune yüzeyine yakın bölgelerde oluşan sıvı fazın, katı faz parçacıklar arası boşluklarda kapiler (kılcal) kuvvet etkisiyle numune yüzeyine taşındığı görülmektedir (Gökçe 2020, German 2014). Bu durum %10 B₄C'li MMKp malzemede kısmen, ancak %5 B₄C malzemede daha belirgin oranda meydana gelmiştir (Şekil 6). Farklı sinterleme sıcaklıklarında oluşan bu fiziksel değişimler, numune boyutlarında belirgin hacimsel bir değişkenlik meydana getirmemiştir.

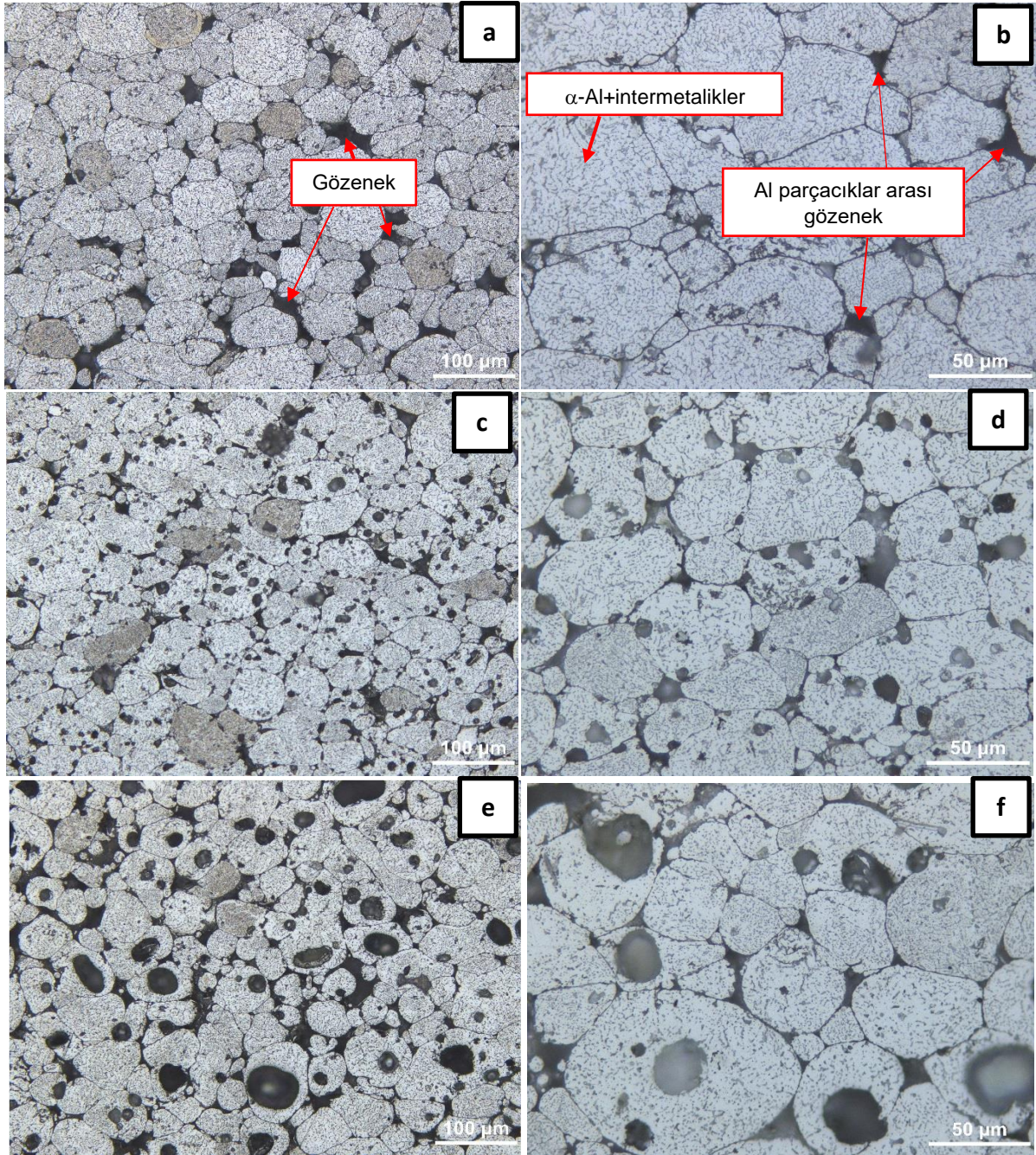


Şekil 6. SKSFS uygulanan MMK_p numunelerin makro görünüşleri (Macro views of MMC_p samples applied SLPS)

KHS ve SKSFS işlemleri uygulanan T/M ve MMK_p numunelerin mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 7 ve Şekil 8'de verilmiştir. Şekil 7'deki mikroyapı fotoğraflarında dikkat çeken husus, AA6061 tozunun presleme ve KHS işlemleri sonrasında yeter yoğunlukta bir kompakt malzeme üretilmemesidir.

Şekil 7a'daki mikroyapı görüntüsü incelendiğinde AA6061 parçacıklar arasındaki gözenek yoğunluğu açıkça görülmektedir. Şekil 7b'de gösterilen AA6061 alaşımı toz parçacıklarının mikroyapısında, α -Al fazı dentrit sınırlarında segregasyon olmuş koyu gri tonlamalı çubuksu formdaki çeşitli intermetalik bileşikler görülmektedir (Couper and Parson 2008, Tomiczek 2015, Tong *et al.* 2018). Tozların üretiminde ve/veya saklanma koşullarında yüzeylerinde zamanla oluşan yoğun oksit (Al_2O_3) tabakasının presleme sürecindeki yetersiz sıkıştırma ve deformasyon

etkileriyle kırılmaması sinterleşmeye engel olabilmektedir. Şekil 7a ve b'deki mikroyapı görüntülerinde sinterleşme problemi ve parçacık arayüzeyleri görülebilmektedir. Arık vd. (2017), Paidpilli (2017) ve Martin'in (2003), çalışmalarında benzer durumları rapor edilmiştir. Bu durumda, AA6061 tozun presleme sürecinde daha yüksek sıkıştırma basınçlarının kullanılması sinterleşme etkisini artırmak bakımından uygun olabilir.



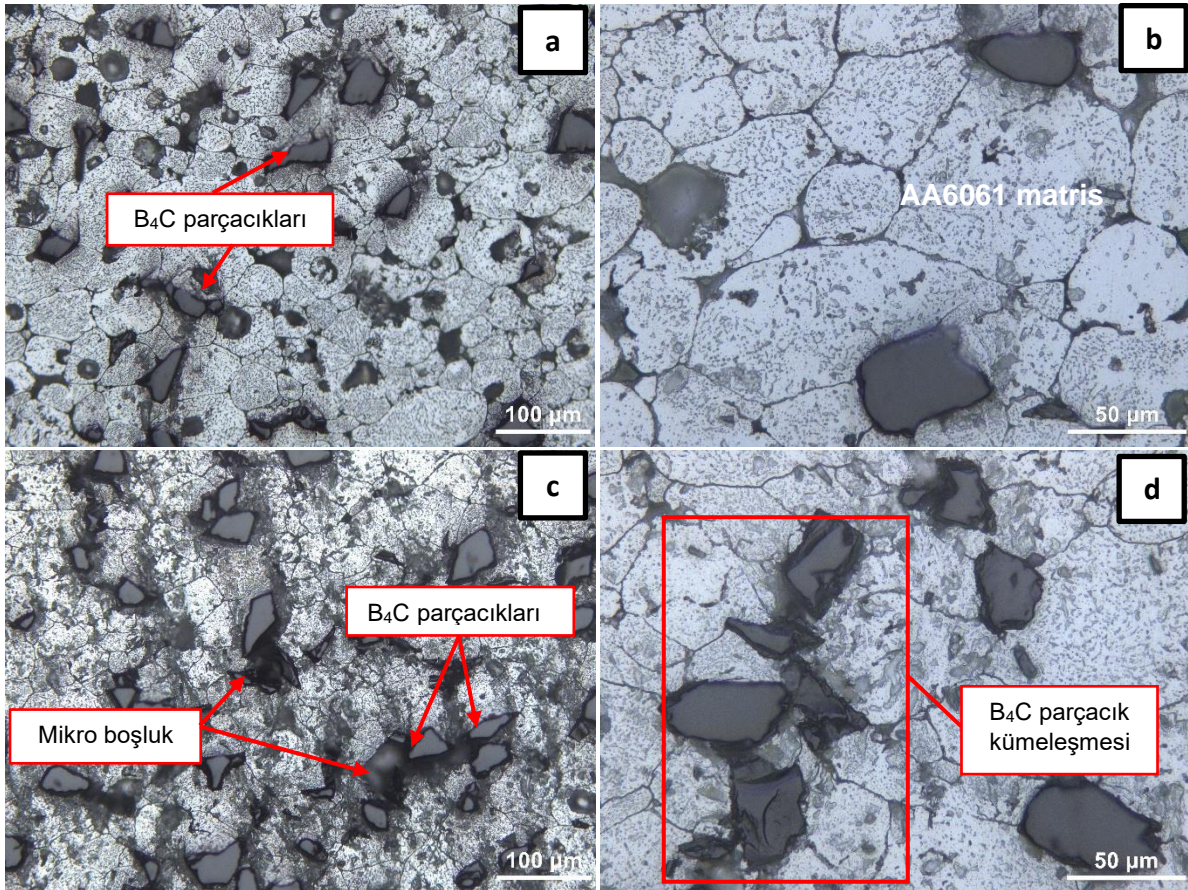
Şekil 7. a,b) Katı Hal Sinterleme c,d) 610°C ve e,f) 620°C'de SKSFS sonrası fırında soğuyan T/M malzemeler (a,b) Solid State Sintering, c,d) 610°C and e,f) P/M materials cooled in the furnace after SLPS at 620°C)

610 °C ve 620°C'de SKSFS işlemi uygulanan T/M malzemesinin mikroyapısı incelendiğinde (Şekil 7c,d ve e,f) dikkat çeken husus ise, parçacıklar arasındaki gözenekliliğin kısmen azalmasına rağmen parçacıklar/tane içindeki gözeneklerin varlığıdır. AA6061 alaşımı toz parçacıkları içindeki alaşım elementlerinin segregasyonu sebebiyle SKSFS işlemi sırasında oluşan ötektik bileşimce zengin sıvıdan kaynaklandığı düşünülen bu mikro gözenekler Şekil 7c,d ve e,f'de görülmektedir. Artan sıvı faz sinter sıcaklığıyla (620°C) birlikte özellikle fırında soğuyan numunelerde bu gözeneklerin boyutları da artmıştır. Parçacıklarda oluşan sıvı fazın kapiler kuvvet etkisiyle dış yüzeye taşınımı ve/veya parçacıklar arası boşluklara yayınımla gözeneklerin oluşması muhtemeldir. Özellikle yüksek sıcaklıkta ve fırında yavaş soğuyan numune mikroyapısında bu tür gözeneklerin ve yüzeydeki kuma oranının artması (Şekil 7e ve f'de gösterilmiştir) bu varsayımı güçlendirmektedir. Bununla birlikte, yeniden ergitme ile meydana gelen ötektik sıvının sebep olduğu bu tür parçacık içi gözeneklerin (yeniden

erime havuzları) oluşmasının yanında katılma sürecindeki Kirkendall etkisi de göz ardı edilmemelidir (Anyalebechi 1994, Shim *et al.* 2011).

610°C'de sinterlenen numunelerde soğutma ortamındaki değişikliğin gözenek oranına belirgin bir etkisi gözlenmemiştir. Suda ve fırında soğuyan numunelerin gözenek yoğunlukları benzer görünmektedir.

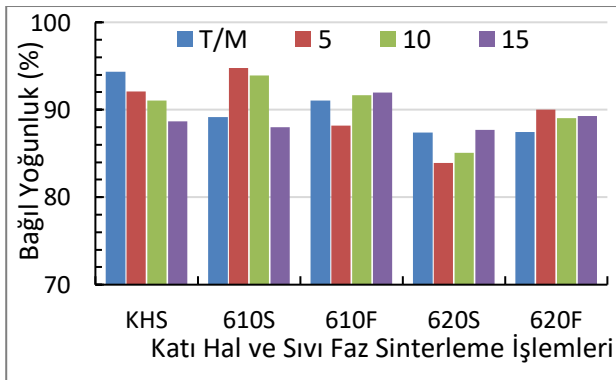
Şekil 8a ve b'de 620°C'de SKSFS sonrası suda soğuyan %5 B₄C'li MMK malzemelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, matris ve takviye parçacıklar arasındaki arayüzey bağının 620°C'de SKSFS sonrası suda soğuyan ve %15 B₄C'li (Şekil 8c,d) MMK malzemelerden nispeten daha iyi olduğu görülebilir. B₄C takviye oranının artmasıyla oluşan takviye parçacıklar arası mikroboşluklar tespit edilmiştir (Şekil 8c). Zira, B₄C parçacıklarının yoğun olduğu bölgelerde kümeleşmeden (topaklanma/aglomerasyon) kaynaklanan mikroboşluk kusurlarının arttığı görülmektedir.



Şekil 8. 620°C'de SKSFS sonrası suda soğuyan MMK malzemeler, a,b) %5 B₄C ve c,d) %15 B₄C'li (MMC materials cooled in water after SLPS at 620°C, a,b) 5% B₄C and c,d)15% B₄C)

3.2. Yoğunluk değişimi (Density variation)

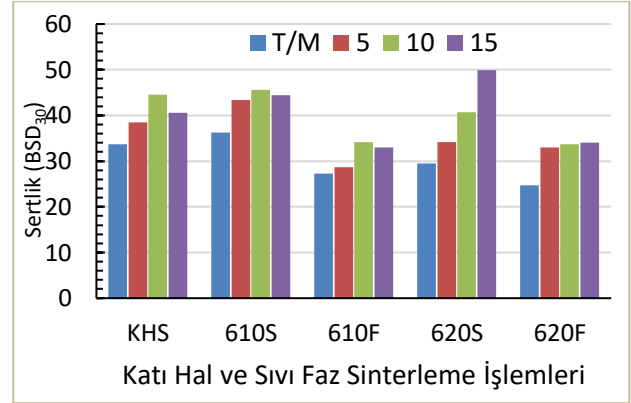
T/M ve MMK_p malzemelerin, Arşimet prensibine göre ölçülen yoğunluğunun teorik yoğunluğa oranlanmasıyla elde edilen % bağıl yoğunluk değerlerine ilişkin sonuçlar Şekil 9'da gösterilmiştir. Bu grafik incelendiğinde KHS uygulanan MMK_p malzemelerin artan takviye miktarıyla birlikte yoğunluk değerlerinde lineer bir düşüş olduğu görülmektedir. Takviye oranındaki artışla birlikte yapı içerisinde homojen karışımın sağlanamaması sonucu B₄C bölgesel kümeleşmesinin arttığı ve buna bağlı olarak mikro boşlukların arttığı söylenebilir (Ekici vd. 2016). Bununla birlikte, sinterleme sıcaklıkları ve soğutma hızlarındaki değişkenliğin yanında, değişen takviye miktarıyla birlikte numunelerin yoğunluk değerlerinin değişkenlik gösterdiği görülmektedir. Gerek kullanılan matris malzemesinin sinterleşme de gösterdiği olumsuzluklar ve gerekse sıvı faz sinterleme sırasında oluşan kısmi sıvı fazın matris malzemesi parçacıklarında meydana getirdiği gözenekler ve devamında yüzeye yayılan (kusan) sıvı fazın katılaşıp numunelerin hacmini arttırma etkileri dikkate alındığında, sinter sıcaklıkları ile yoğunluk değişimleri arasında anlamlı bir ilişki kurulamamıştır. Zira artan sinter sıcaklığıyla beklenen yoğunluk artışının tersine, sıcaklıkla artan sıvı fazın yüzeye kusması yoğunluğu olumsuz etkilemiştir.



Şekil 9. KHS ve SKSFS işlemlerinin bağıl yoğunluğa etkisi (Effect of SSS and SLPS processes on relative density)

3.3. Sertlik değişimi (Hardness variation)

T/M ve MMK_p malzemelerin %B₄C takviye oranları ve sinterleme işlemlerine göre sertlik değişimleri Şekil 10'da gösterilmiştir. Tüm numuneler içerisinde en yüksek sertlik değeri 620S malzemelerinden %15 B₄C takviyesi içeren kompozit numunesinde 50 HB30 olarak ölçülmüştür. 620F'de ise takviye oranı % 0 B₄C olan yani T/M numunesi 24,7 HB30 sertlik değeriyle en düşük sertliğe sahiptir.



Şekil 10. KHS ve SKSFS işlemlerinin sertliğe etkisi (Effect of SSS and SLPS processes on hardness)

Katı hal sinterleme yapılan malzemelerde genel olarak seramik takviye parçacık oranının artmasıyla sertlik değerindeki artış beklendiği gibidir. Bununla birlikte takviye oranındaki artışla B₄C parçacıklar arası mikroboşlukların ve sinterleşme problemlerinin artma eğiliminin sertlikte lineer artışa engel olduğu düşünülebilir. Bu malzemelere farklı sıcaklıklarda uygulanan sıvı faz sinterleme ve farklı soğutma hızlarının etkisi ise değişkendir.

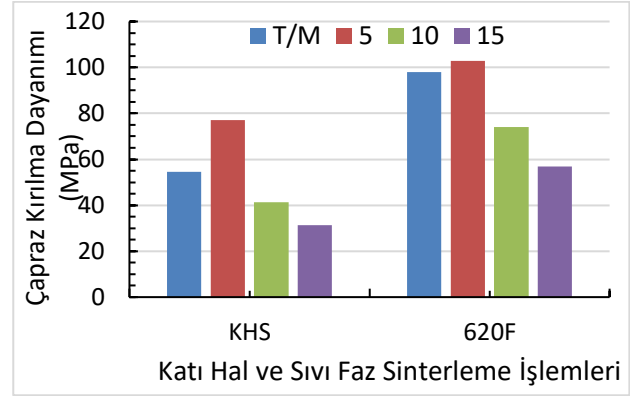
Genel olarak 610°C ve 620°C de sıvı faz sinterleme sonrası hızlı soğutma (suda) işleminin sertliğe olumlu etkisi açıkça görülmektedir. Ancak bu durum KHS sonrası 610S malzemelerinde ve özellikle 620S-%15B₄C numunede daha belirgindir. Sıvı faz sinterleme sonrası yavaş soğutma ile (fırında) sertlikte düşüşe ve hızlı soğutma ile sertlikte artışa sebep olan mekanizma, matris malzemesine bağlanabilir. Al-Mg₂Si ikilisine ait faz diyagram dikkate alındığında, AA6061 matris alaşımının Mg ve Si intermetalik bileşenlerinin düşük sıcaklıkta (610°C) alfa alüminyumdaki katı çözelti oranı yüksek sıcaklıktakinden daha fazla olacağı görülmektedir.

(Zhang *et al.* 2001, Amado and Daroqui 2015). Dolayısıyla ani soğutmadaki (su verme) aşırı doymuş katı çözelti etkisiyle matrisin sertliğindeki artışın 610S malzemelerinde daha belirgin olduğu söylenebilir. Fırında soğutma ile sinterleme işlemleri tamamlanan 610F ve 620F malzemelerinde düşük sertliğin sebebi ise yavaş soğuma ile sağlanan iri intermetalik çökelti olduğu düşünülebilir (Dan vd. 1983, İpekoğlu vd. 2018, Matik ve Tanattı 2017). Bununla birlikte, yüksek sıcaklıkta sıvı faz sinterleme sırasında sinterleşme oranı ve takviye parçacık-matris arayüzey bağının artmasıyla da sertlikte kazanım sağlanabilir.

3.4. Çapraz kırılma dayanımı (ÇKD) ve süneklik (Transverse rupture strength (TRS) and ductility)

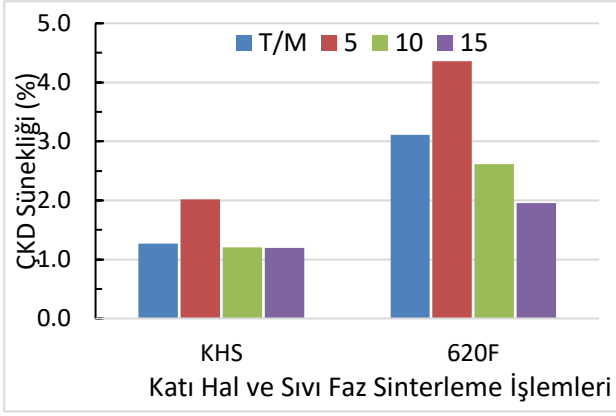
KHS ve 620°C'de SKSFS ve fırında soğutma (620F) işlemlerine ait T/M ve MMK_p malzemelerin ÇKD değerleri B₄C takviye oranlarına bağlı olarak Şekil 11'de gösterilmiştir. KHS verilerine göre takviye oranının artmasıyla değerlerde önce artış daha sonra azalma gözlenmiştir. %5 B₄C takviye elamanı içeren kompozit numunesinin ÇKD değeri en yüksek (77MPa) iken, %15 B₄C takviye elamanı içeren kompozit numunesinin ÇKD değeri en düşüktür (31MPa). 620F işlemlerinde ise, T/M ve %5 B₄C takviye elamanı içeren kompozit numunesinin ÇKD değerlerinin yüksek, %15 B₄C takviye elamanı içerenin ise düşük olduğu görülmektedir. Bununla birlikte KHS işlemlerine uygulanan sıvı faz sinterleme işleminin çapraz kırılma dayanımlarını yaklaşık %80 oranında artırdığı söylenebilir. Ancak takviye oranındaki artışla birlikte kompozit malzemelerin süneklik ve dayanımlarında azalma belirlenmiştir. Mikroyapı incelemeleri sonucu elde edilen değerlendirmelerde belirtildiği gibi, takviye oranının artmasıyla homojen karışımın sağlanamaması sonucu B₄C kümeleşmesinin (Şekil 8c ve 8d) oluşturduğu gözenek ve B₄C parçacıkları arası mikroboşlukların ÇKD değerlerinin azalttığı söylenebilir. Zira, toz metal malzemelerdeki gözenek oranının mekanik özellikleri üzerinde önemli bir etkisi olduğu bilinmektedir (German 2007). Sinterleşme problemlerinin yanında, B₄C parçacıklarının keskin köşeli geometrisinin de

kompozit yapının ÇKD değerlerine olumsuz etkisi göz ardı edilmemelidir.



Şekil 11. KHS ve 620°C'de SKSFS sonrası fırında soğutma işleminin ÇKD değerlerine etkisi (The effects of SSS sintering and furnace cooling process after at 620°C SLPS on the TRS values)

Şekil 12'de malzemelerin ÇKD deneyi ile elde edilen sünekliklerindeki değişim gösterilmiştir. Burada, çapraz kırılma deneyi sürecindeki eğilme davranışına bağlı belirlenen en düşük sünekliğin KHS uygulanmış malzemelerde ve genel olarak %1 civarında olduğu görülmektedir. Sadece KHS-%5B₄C takviyeli MMK_p malzemenin eğilme kırılmasındaki sünekliği %2 civarındadır. Bu değerler, neredeyse hiç sünek davranış göstermeksizin yani plastik deformasyon gerçekleşmeksizin gevrek kırılma davranışını göstermektedir. Ancak bu malzemelere, 620°C'de sıvı faz sinterleme ve devamında fırında soğutma işlemi uygulanmasıyla birlikte sünekliklerinde iki katına kadar artış sağlanmıştır. Bu sayede en yüksek süneklik 620F-%5B₄C malzemesi için %4'ün üzerine çıkmıştır. SKSFS işlemi ile artırılan sünekliğe rağmen genel olarak halen sünekliğin çok düşük olduğu söylenebilir. Aslında 620F işleminin malzemelerin ÇKD değerlerindeki artışla ilişkili olarak sünekliklerini de artırmış olduğu görülmektedir. Dolayısı ile her iki özelliğin en yüksek olduğu 620F-%5 malzemesi için, gerek matris sinterleşmesinin ve gerekse matris-takviye parçacık arayüzey bağının diğerlerinden çok daha yüksek olduğu söylenebilir.



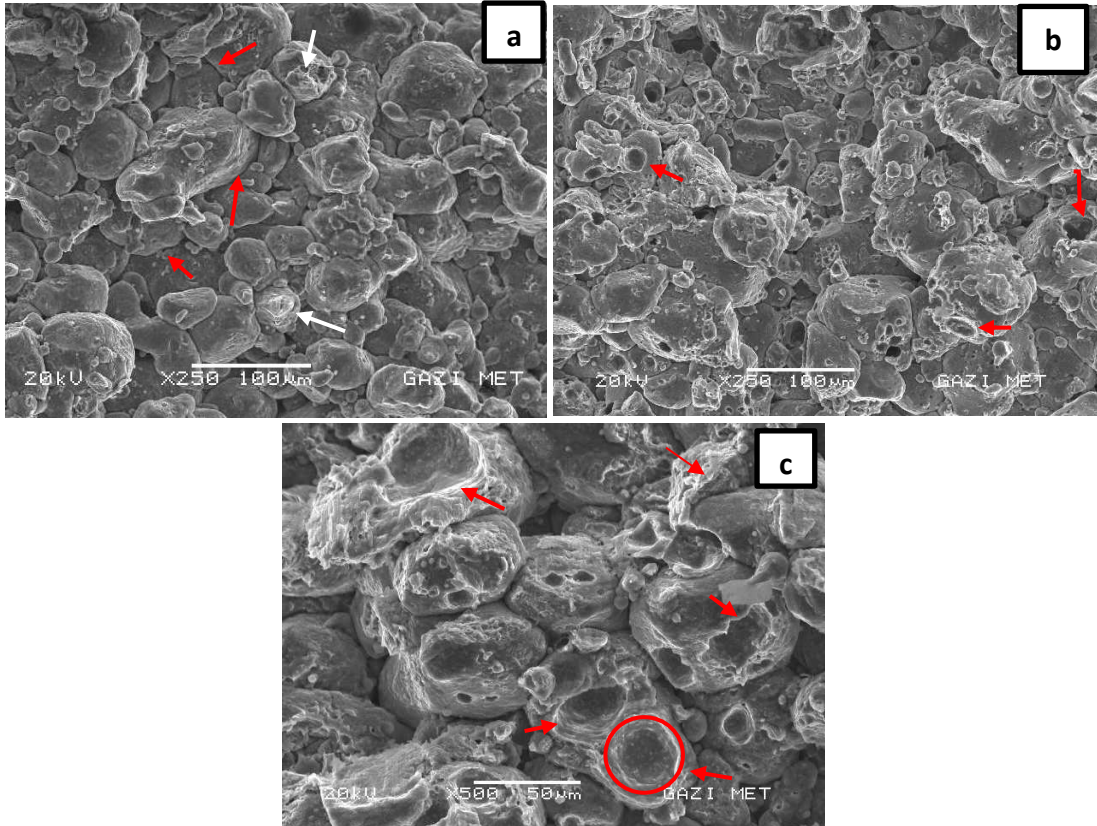
Şekil 12. KHS ve 620°C'de SKSFS sonrası fırında soğutma işleminin ÇKD sünekliğine etkisi (The effects of SSS sintering and furnace cooling process after at 620°C SLPS on ductility)

3.5. Kırık yüzey incelemeleri (Fractured surface investigations)

Şekil 13'de KHS ve 620°C'de SKSFS devamında fırında soğuyan T/M numunelerin çapraz kırılma deneyi sonrası kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 13a 'da AA6061 matris parçacıkları arası sinterleşme problemleri açıkça görülmektedir.

Bu parçacıkların Şekil 2a'da verilen başlangıç parçacıkların biçimleri ile benzerlikleri dikkat çekicidir. Kırılma sürecinde, belirgin bir sünek kırılma formu oluşmadan matris parçacıkları arayüzeylerinden ayrılmalar (kırmızı oklarla gösterildi) olmuştur. Yalnızca birkaç parçacıkta sünek kırılma davranışı gösteren plastik deformasyon izleri (beyaz oklarla gösterildi) belirlenmiştir. Bu durum, KHS ile üretilen T/M malzemelerde önemli oranda sinterleşme problemi olduğunu göstermektedir. Bu malzemelere 620°C'de SKSFS ve fırında soğutma işlemi uygulandığında ise sinterleşme oranının artmış olduğu Şekil 13b ve c'deki kırık yüzey SEM görüntülerinden anlaşılmaktadır.

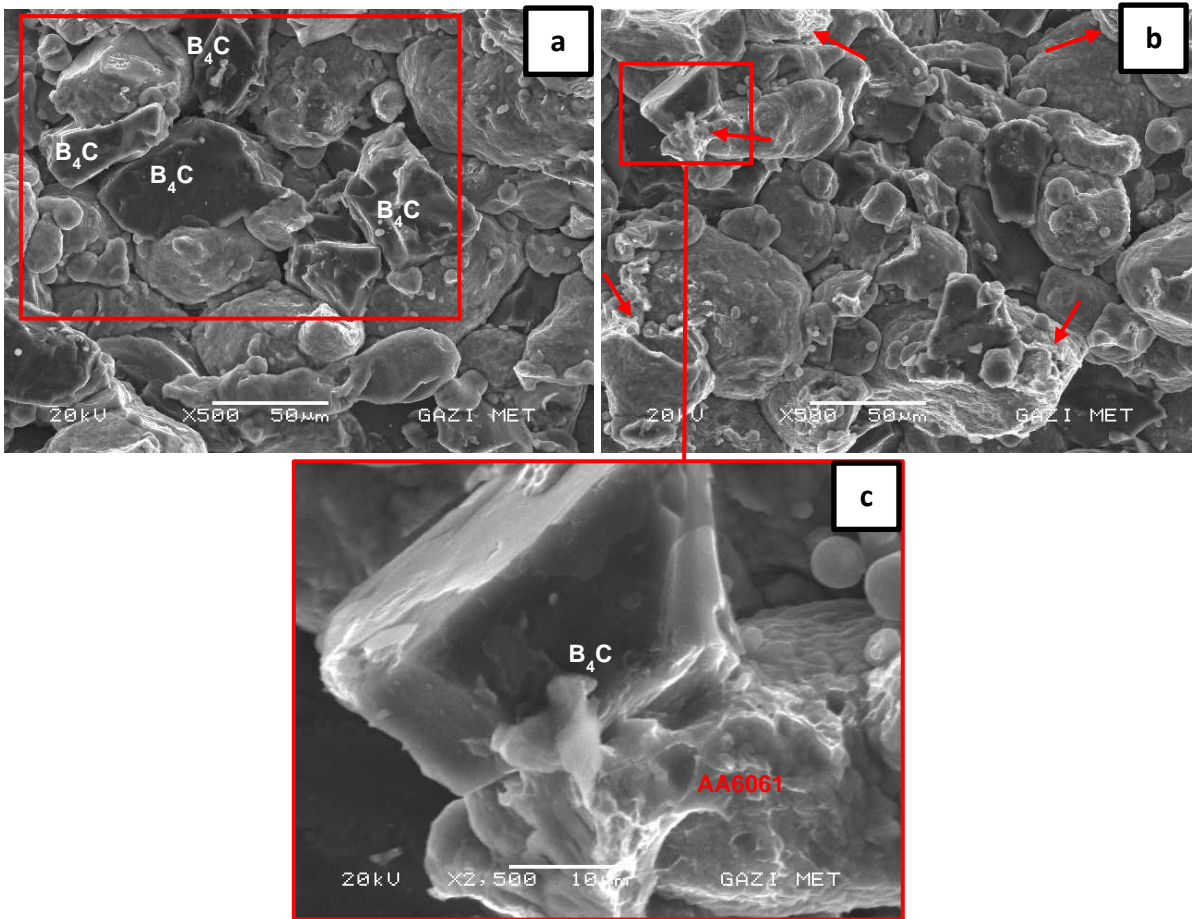
Kırmızı oklarla işaretlenen farklı boyutlardaki çukurcuk (çanak) oluşumları, kırılma sürecinde meydana gelen plastik deformasyonu göstermektedir. Çanak içerisinde gözükten ve yaklaşık 1 µm boyutlarındaki açık renkli parçacıklar ise intermetalik çökeltilerdir (Şekil 13c'de kırmızı daire içinde gösterildi). SKSFS sinterleme sürecinde



Şekil 13. Çapraz kırılma deneyi sonrası T/M numunelerin kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri; a) KHS ve b,c) 620°C'de SKSFS ve fırında soğutma (SEM images of broken surfaces of P/M samples fractured by TRS test; a) SSS and b,c) SLPS at 620°C and then cooling in furnace)

oluşan ilk sıvı fazın, ergime sıcaklığı düşük ötektik bileşimin zengin olduğu bölgelerde meydana geldiği bilinmektedir (Barber 2004). SKSFS işlemleri sonunda AA6061 alaşımı parçacıklar içinde oluşan sıvı faz gözenekleri Şekil 7’de gösterilmiştir. Dolayısıyla kırık yüzeylerde görülen çukurcukların, Şekil 7’de tanımlanan gözeneklerde başlayan kırılma süreci sonunda oluştuğu söylenebilir. Zira Şekil 13c’de verilen kırık yüzeyin topoğrafyasındaki AA6061 parçacıkların gözenek çeperlerinden (duvarlarından) çekme deformasyonu ile uzayarak ayrılmış ve ince çeperli çukurcuk oluşturmuş hali bu durumu doğrulamaktadır.

Şekil 14’de KHS ve 620°C’de SKSFS sonrası fırında soğutma uygulanan MMK_p malzemelerin kırık yüzey SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 14a görüntüleri incelendiğinde AA6061 matris parçacıkları arasındaki sinterleşme problemlerinin yanında, matris - B₄C parçacık arayüzeyinde de belirgin KHS problemleri mevcuttur. Ayrıca, artan takviye oranı ile birlikte oluşan B₄C kümeleşmesi sebebiyle takviye parçacıkları arasındaki boşlukların da (kırmızı çerçeve içinde gösterilmiştir) ÇKD ve süneklik değerlerini düşürme etkisi açıkça görülmektedir.



Şekil 14. %15 B₄C takviyeli MMK_p malzemenin kırık yüzey SEM görüntüleri; a) KHS ve b,c,) SKSFS-620F (Fractured surface SEM images of 15% B₄C reinforced MMK_p material; a) SSS and b,c) SLPS-620F)

Şekil 14b ve c’de gösterilen 620°C’de SKSFS uygulanmış %15 B₄C takviyeli MMK_p malzemelerde ise, AA6061 matris parçacıkları arasındaki kısmi sıvı faz sinterleşme etkisini gösteren ve sünek kırılmayı temsil eden kırık yüzey görünüşleri mevcuttur (Şekil 14b’de kırmızı oklarla gösterildi). Bununla birlikte, yer yer B₄C parçacık-matris arası sıvı faz iletmesiyle arayüzey bağı oluşmuş şekilde kırık

yüzey formları da belirlenmiştir (Şekil 14b’de kırmızı çerçeve içinde ve Şekil 14c’de daha yüksek büyütme oranında gösterildi). Dolayısıyla, MMK_p malzemelerin çapraz kırılma dayanımları ve sünekliklerindeki belirgin artışa, sıvı faz sinterlemenin bahsedilen olumlu etkileriyle katkı sağlandığı söylenebilir.

4. Sonuçlar

Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen ve katı hal sinterleme işlemi uygulanan AA6061 matrisli B4C takviyeli MMKp malzemelerin özelliklerine süper katı üzeri sıvı faz sinterleme işlemlerinin etkisi konusunda yapılan bu çalışmanın genel sonuçları aşağıdaki gibi özetlenebilir;

- SKSFS işlemleri sonunda tozmetal (T/M) ve MMKp malzemeler genel olarak geometrilerini korumuşlar, makro düzeyde gözle muayenede herhangi bir çekme veya çökme deformasyonu gözlenmemiştir. Ancak, numune yüzeylerinde, sinter sürecinde oluşan sıvı fazın numune yüzeylerine çıkması (kuma) sonucu oluşan kürecikler şeklinde katılaşmış kusurlar gözlenmiştir. Genel olarak, artan sıvı faz sinterleme sıcaklığıyla birlikte kuma oranı da artmıştır.

- 610 °C ve 620°C’de sıvı faz sinterleme işlemi uygulanan T/M malzemesinin mikroyapısında, parçacıklar arasındaki gözenekliliğin kısmen azalmasına rağmen, parçacıklar/taneler içinde yeni gözenekler oluşmuştur. Artan sıvı faz sinter sıcaklığıyla (620°C) birlikte özellikle fırında soğuyan numunelerde bu gözeneklerin boyutları da artmıştır.

- B₄C takviye oranının artmasıyla birlikte, takviye parçacıkların yoğun olduğu bölgelerde kümeleşmeden (aglomerasyon) kaynaklanan parçacıklar arası mikroboşlukların oranı da artmıştır. Bu durum, KHS uygulanan MMK_p malzemelerin yoğunluk değerlerinde lineer bir düşüşe sebep olmuştur.

- Gerek matris malzemesinin sinterleşme problemleri ve gerekse sıvı faz sinterleme sırasında oluşan sıvının meydana getirdiği gözenekler ve devamında yüzeye yayılan (kusan) sıvı fazın katılarak numunelerin hacmini arttırma etkileri dikkate alındığında, sıvı faz sinter sıcaklıkları ile MMKp malzemelerin yoğunluk değişimleri arasında anlamlı bir ilişki kurulamamıştır.

- Katı hal sinterleme yapılan malzemelerde genel olarak seramik takviye parçacık oranının artmasıyla sertlik değerindeki artış görülmüştür. Bununla birlikte takviye oranındaki artışla B₄C parçacıklar arası mikro boşlukların ve sinterleşme

problemlerinin artma eğiliminin sertlikte lineer artışa engel olduğu söylenebilir. Sıvı faz sinterleme sonrası hızlı soğutma (suda) işleminin sertliğe olumlu etkisi açıkça görülmüştür.

- Katı hal sinterleme ile üretilen MMK_p malzemelerde artan takviye oranı ile birlikte çapraz kırılma dayanımları ve süneklikleri de azalmıştır. Ancak bu malzemelere uygulanan sıvı faz sinterleme işlemleri ile çapraz kırılma dayanımları ve süneklikleri yaklaşık %80 oranında artmıştır.

- Kırık yüzey incelemelerinden, KHS uygulanan malzemelerdeki sinterleşme problemleri görülmüştür. Ancak sıvı faz sinterleme işlemi ile matris parçacıkları arasında kısmi sinterleşmeler sonucu sünek kırılma etkileri artmıştır. İlave olarak, matris-B₄C parçacıkları arasında da kısmi sıvı faz ile oluşmuş arayüzey bağı da belirlenmiştir.

Kaynaklar

Ağacan, B., 2013. Bor karbür takviyeli metal matrisli kompozitlerde atık Al talaşların değerlendirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 124.

Amado, M.N. and Daroqui, F., 2015. "Revision of the solvus limit of Al-Mg₂Si pseudo binary phase diagram". *Procedia Materials Science*, **8**, 1079-1088.

American Society for Testing and Materials (ASTM), 1996. ASTM B 312. Standard Test Method for Green Strength for Compacted Metal Powder Specimens, ASTM, 02.05; 80–91.

American Society for Testing and Materials (ASTM), 2008. ASTM B 528-16. Standard Test Method for Transverse Rupture Strength of Metal Powder Specimens, ASTM, 02.05, 1-3.

Anyalebechi, P., and Hogarth J., 1994. Effect of supereutectic homogenization on incidence of porosity in aluminum alloy 2014 ingot. *Metallurgical and Materials Transactions B*, **25**(1), 111-122.

Arık, H., Kırmızı, G., ve Semerci, P., 2017. Sıcak presleme ile alüminyum matrisli ve Al₂O₃ takviyeli toz metal kompozit malzeme üretimi ve abrasif aşınma davranışının araştırılması. *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part C: Tasarım ve Teknoloji*, **5**(4), 87-97.

- Asgharzadeh, H., and Simchi, A., 2009. Supersolidus liquid phase sintering of Al6061/SiC metal matrix composites. *Powder Metallurgy*, **52**(1), 28-35.
- Ayvaz, M., ve Çetinel, H., 2014. Farklı matris kompozisyonları ve takviye oranları için alüminyum esaslı kompozitlerin toz metalurjisi yöntemiyle üretimi ve karakterizasyonu. *C.B.Ü. Fen Bilimleri Dergisi*, **10**(1), 45-53.
- Barber, L. P., 2004. Characterization of the solidification behavior and resultant microstructures of magnesium-aluminum alloys, Degree of Master, Worcester Polytechnic Institute, Worcester, 148.
- Chen, S., Mussert, K., and Van Der Zwaag, S., 1998. Precipitation kinetics in Al6061 and in an Al6061-alumina particle composite. *Journal of Materials Science*, **33**(18), 4477-4483.
- Couper, M.J., and Parson, N.C., 2008. Precipitation strengthening and alloy design for 6061 Al-Mg-Si alloys, aluminium alloys—their physical and mechanical properties, Wiley-VCH GmbH & Co. KGaA, 1, 98-104.
- Çolak, N.Y., ve Turhan H., 2016. Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen Al-Si/B₄C kompozit malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması. *Fırat Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, **28**(2), 259-266.
- Danh, N.C., Rajan K., and Wallace W., 1983. A TEM study of microstructural changes during retrogression and reaging in 7075 aluminum. *Metallurgical Transactions A*, **14**(9), 1843-1850.
- Ekici, E., Özçatalbaş Y., and Gülesin M., 2016. Mechanical and fracture behavior of B₄C reinforced Al composites produced by hot pressing. *Materials Testing*, **58**(2), 133-139.
- German R. M., 2007. Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri”, Bölüm 8, Çeviri Editörleri, Sarıtaş S., Türker M., Durlu N., Türk Toz Metalurjisi Derneği Yayınları, Ankara, 264-267.
- German, R. M., 2014. Sinterleme Teorisi ve Uygulamaları, Çeviri Editörü, Gülsoy H. Ö., Nobel Yayınevi, Ankara, 240-248.
- Gökçe, A., 2020. Toz metalurjisi yöntemiyle Mg-Sn alaşımı üretimi ve karakterizasyonu. *Akademik Platform Mühendislik ve Fen Bilimleri Dergisi*, **8**(1), 112-119.
- Gökçe, A., Fındık, F., ve Kurt, A. O., 2017. Alüminyum ve alaşımlarının toz metalurjisi işlemleri. *Mühendis ve Makina*, **58**(686), 21-47.
- Gökmeşe, H., Taşçı, U., ve Bostan, B., 2013. AA2014 Al matrisli B4C parçacıklı takviyeli kompozitlerin mikro yapı ve aşınma davranışlarının incelenmesi. *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part C: Tasarım ve Teknoloji*, **1**(4), 161-168.
- Güven, Ş. Y., 2011. Toz metalurjisi ve metalik köpükler. *SDU Teknik Bilimler Dergisi*, **1**(2), 22-28.
- İpekoğlu, G., Akçam, Ö., ve Çam, G., 2018. Farklı kalınlıktaki AA6061-T6 levhaların sürtünme karıştırma kaynağı için uygun kaynak parametrelerinin belirlenmesi. *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen ve Mühendislik Bilimleri Dergisi*, **18**(1), 324-335.
- Kalemtaş, A., 2014. Metal matrisli kompozitlere genel bir bakış. *Putech&Composites*, **22**, 18-30.
- Karabulut, H., 2011. Toz Metalurjisi Yöntemiyle Al₂O₃, SiC ve B₄C Takviyeli Al Matrisli Kompozit Üretiminde Mekanik Alaşımlama Süresinin Kompozit Özelliklerine Etkisi, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 178.
- Karabulut, H., Çıtak R., ve Çinici H., 2013. Mekanik alaşımlama süresinin Al + %10 Al₂O₃ kompozitlerde eğme dayanımına etkisi. *Gazi Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi Dergisi*, **28**(3), 635-643.
- Karabulut, Ş., Karakoç, H., and Çıtak, R., 2016. Influence of B₄C particle reinforcement on mechanical and machining properties of Al6061/B₄C composites. *Composites Part B: Engineering*, **101**, 87-98.
- Martín, J.M., and Castro F., 2003. Liquid phase sintering of P/M aluminum alloys: effect of processing conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, **143-144**, 814-821.
- Matik, U., ve Tanattı, K., 2017. Sıcak ekstrüze edilmiş AA7075-SiC_p kompozitlerin tribolojik

- karakteristiklerine ısıtılma işleminin etkisi. *Politeknik Dergisi*, **20**(4), 807-814.
- Momeni, H., Razavi, H., and Shabestari S., Effect of super solidus liquid phase sintering on the microstructure and densification of the Al-Cu-Mg prealloyed powder. *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, **8**(2), 10-17, 2011.
- Nazik, C., 2013. Alüminyum matrisli B4C parçacık takviyeli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemiyle üretimi ve mekanik özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 134.
- Paidpilli, M., Gupta, G.K., and Upadhyaya, A., 2017. Sintering response of aluminum 6061-TiB₂ composite: effect of prealloyed and premixed matrix. *Journal of Materials Engineering and Performance*, **26**(9), 4470-4480.
- Seçilmiş, K., 2017. Toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş farklı oranlarda B₄C takviyeli Al matrisli kompozitlerin aşınma davranışlarının araştırılması. Yüksek Lisans Tezi, Batman Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Batman, 143.
- Shim, S. Y., Kim, D. H., Seong, Y. R., and Lim, S. G., 2011. Statistical analysis for influence of factors on morphological evolution in semi-solid Al-6Zn-2.5 Mg-0.5 Cu alloy by cooling plate method. *Materials Transactions*, **52**(5), 862-867.
- Tomiczek, B., Pawlyta, M., Adamiak, M., and Dobrzański, L. A., 2015. Effect of milling time on microstructure of AA6061 composites fabricated via mechanical alloying. *Archives of Metallurgy and Materials*, **60**, 215-217.
- Tong, X., Zhang, D., Wang, K., Lin, J., Liu, Y., Shi, Z., and Wen, C., 2018. Microstructure and mechanical properties of high-pressure-assisted solidification of in situ Al-Mg₂Si composites. *Materials Science and Engineering: A*, **733**, 9-15.
- Toptan, F., 2006. Alüminyum matrisli B₄C takviyeli kompozitlerin döküm yöntemi ile üretimi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 164.
- Yakut R., 2015. B₄C takviyeli alüminyum kompozit malzemelerin yarı katı karıştırma yöntemi ile üretimi ve karakterizasyonu, Doktora Tezi, Trakya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne, 128.
- Zhang J., Fan Z., Wang Y.Q., and Zhou B.L., 2001. Equilibrium pseudobinary Al-Mg₂Si phase diagram. *Materials science and technology*, **17**(5): 494-496.