



AlSi10Mg alaşımının içyapı ve mekanik özellikleri üzerine sıcak presleme yönteminin etkisi

Effect of hot pressing method on the microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg alloy

Murat Beder^{1,*} 

¹ Gümüşhane Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü, 29100, Gümüşhane, Türkiye

Öz

Bu çalışmada, sıcak presleme yöntemi kullanılarak üretilen ve farklı presleme sıcaklıklarında yoğunlaştırılan AlSi10Mg alaşımının mikroyapısı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi araştırılmıştır. Bu amaçla AlSi10Mg alaşımı numunelerine soğuk presleme (N0) ve 450 °C (N1), 500 °C (N2), 550 °C (N3) sıcaklarında sıcak presleme işlemi uygulanmıştır. Soğuk presleme yapılan N0 numunesindeki porozite miktarının N1, N2 ve N3 numunelerine göre yüksek olduğu ve artan sıcaklıkla yoğunluk değerlerinin arttığı, porozite miktarının ise azaldığı belirlenmiştir. Ayrıca, içyapı incelemelerinde artan sıcaklıkla birlikte içyapıdaki silisyum (Si) parçacıklarının giderek küreselleştiği ve yapı içerişe homojen bir şekilde dağıldığı gözlenmiştir. Buna göre, N0, N1, N2 ve N3 kodlu numunelerde en yüksek sertlik değerini yaklaşık %45'lik artış sergileyen N3 numunesi göstermiştir. Buna ilaveten N0, N1, N2 ve N3 numunelerinin yoğunluk değerleri sırasıyla 2.3523, 2.6165, 2.6191 ve 2.6287 gr/cm³ olarak belirlenmiştir. Çekme dayanım değerlerinde ise en yüksek çekme dayanım değeri N3 numunesinde 186 MPa olarak, en düşük çekme dayanım değeri ise N1 numunesinde 156 MPa olarak belirlenmiştir. Buna göre N3 numunesi N1 numunesine göre %20 oranında daha yüksek çekme dayanımı performansı sergilemiştir. Numunelere uygulanan bütün pres sıcakları için çekme ve darbe kırılma yüzeylerinin yarılma düzlemlerinden ve yırtılma sırtlarından oluştuğu belirlenmiştir. Ayrıca, çekme ve darbe deneylerinde elde edilen kırılma yüzeylerinde, artan presleme sıcaklığı ile sertliğin artmasından dolayı yarılma düzlemlerinin genişliklerinin arttığı tespit edilmiştir.

Anahtar kelimeler: Toz metalürjisi, Sıcak presleme, AlSi10Mg alaşımı, Mekanik özellikler

1 Giriş

Al-Si alaşımları, başta döküm teknikleri ile parça üretimi olmak üzere birçok endüstriyel alanda yaygın olarak uygulanmaktadır. Bunun nedeni, Silisyum (Si) ilavesinin erime sıcaklığını düşürmesi, düşük büzülme yol açması ve akışkanlığı artırmasıdır [1–5]. Al-Si alaşımlarındaki küçük miktarlardaki Mg'nin bu alaşımları ısı ileme tabi tutulabilir hale getirdiği ve mekanik özelliklerini geliştirdiği bilinmektedir [1–5]. Bu alaşım ailesinde AlSi10Mg, iyi

Abstract

In this study, the microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg alloy produced by hot pressing method and densified at different pressing temperatures were investigated. For this purpose, AlSi10Mg alloy samples were cold pressed (N0) and hot pressed at 450 °C (N1), 500 °C (N2), 550 °C (N3). It was determined that the amount of porosity in the cold pressed N0 sample was higher than the N1, N2 and N3 samples and the density values increased with increasing temperature and the amount of porosity decreased. In addition, it was observed that the silicon (Si) particles in the microstructure became increasingly spherical and homogeneously distributed in the structure with increasing temperature. Accordingly, the highest hardness value in N0, N1, N2 and N3 coded specimens was observed in N3 specimen with an increase of approximately 45 %. In addition, the density values of N0, N1, N2 and N3 samples were determined as 2.3523, 2.6165, 2.6191 and 2.6287 gr/cm³, respectively. In tensile strength values, the highest tensile strength value was determined as 186 MPa in sample N3 and the lowest tensile strength value was determined as 156 MPa in sample N1. Accordingly, N3 specimen exhibited 20 % higher tensile strength performance than N1 specimen. It was determined that the tensile and impact fracture surfaces consisted of cleavage planes and tear ridges for all press temperatures applied to the specimens. In addition, it was determined that the widths of the cleavage planes increased in the fracture surfaces obtained from tensile and impact tests due to the increase in hardness with increasing pressing temperature.

Keywords: Powder metallurgy, Hot pressing, AlSi10Mg alloys, Mechanical properties

korozyon direnci ve kaynaklanabilirliğe sahip hafif malzemeler gerektiren yüksek performanslı uygulamalar için idealdir [6–13].

Son yirmi yılda, dökme Al-Si alaşımlarının mikroyapısını iyileştirmek için çeşitli modifikasyon ve ısı işlem teknikleri geliştirilmiştir [14–17]. Araştırmaların ilk aşamasında Si parçacıklarının morfolojisini değiştirmek amaçlanmıştır. Genel olarak, kaba iğnemi Si parçacıklarını ince ve küresel parçacıklara dönüştürmek için kimyasal

* Sorumlu yazar / Corresponding author, e-posta / e-mail: muratbeder@gumushane.edu.tr (M. Beder)
Geliş / Received: 23.07.2024 Kabul / Accepted: 12.09.2024 Yayınlanma / Published: 15.10.2024
doi: 10.28948/ngumuh.1520826

modifikasyon ve ısı işlem yöntemleri kullanılmıştır [14–16]. Kimyasal modifikasyon yöntemleri, ötektik değiştiriciler olarak bilinen çok küçük miktarlarda sodyum, stronsiyum veya antimonun eklenmesini içerir [15, 16]. Sodyum iyi bir incelticidir ve geleneksel olarak ötektik parçacıkları küreselleştirmek için kullanılmaktadır [14–17]. Bununla birlikte, sodyumun faydaları yüksek sıcaklıklara tabi tutulduğunda hızla kaybolur ve değiştirici etki ortadan kalkar. Öte yandan stronsiyumun değiştirici etkisi yüksek sıcaklıklara tabi tutulduğunda kaybolmamakta ve kullanımı yaygınlaşmaktadır. Ancak stronsiyumun çözünmesi zordur ve çok uzun sürede gerçekleşmektedir [14–17].

Literatür çalışmalarında dökülmüş durumdaki AlSi10Mg alaşımının yoğunluk, sertlik değerleri ile çekme dayanımı değerleri sırasıyla 2.67 g/cm³, 80 BSD ve 200 MPa olarak bilinmektedir. Bu malzemelerin özelliklerini geliştirmek için katı hal işleminin (Toz Metalurjisi) kullanılması tavsiye edilmektedir [18–24]. Toz Metalurjisi (TM) süreci diğer üretim yollarına göre daha yaygın ve kullanışlıdır. Toz metalurjisi yönteminde kullanılan yoğunlaştırma yöntemleri soğuk ve sıcak presleme işlemleridir [18–24].

Soğuk presleme, serbest tozların istenen formda ve daha sonraki işlemler için yeterli mukavemette bir ürün halinde şekillendirilmesinde ilk adımdır. Çoğunlukla bir kalıpta tek yönlü sıkıştırma yapılarak soğuk presleme yoluyla gerçekleştirilir [25, 26]. Daha özel teknikler olarak ise enjeksiyonlu kalıplama ve patlayıcı sıkıştırma yöntemleri gelmektedir. Yoğunlaştırmanın ilk aşamasında parçacıklar yeniden düzenlenerek daha iyi bir presleme sağlanmaktadır. Basıncın artırılması daha iyi presleme ve gözenekliliğin azalmasını sağlar [25, 26]. Yüksek basınçta tek tek parçacıklar deforme olur ve parçacıklar arasında bir miktar soğuk kaynak meydana gelir. Bu kompakt malzemeye bir miktar dayanıklılık kazandırır. Kalıp çeperlerinde meydana gelen sürtünmeden dolayı kompaktın yoğunlaşması homojen değildir. Yağlayıcılar kullanılarak ve aynı anda üstten ve alttan yük uygulanarak sorun en aza indirilebilir [25, 26]. Kalıpların tasarımı çok önemlidir çünkü ham ürünün sıkıştırmadan sonra kalıptan çıkarılması gerektiği dikkate alınmalıdır. Bu, tek yönlü sıkıştırma ile elde edilebilecek geometriyi sınırlar [25, 26].

Bir diğer yöntem ise sıcak preslemedir (SP). Bu yöntemde eş zamanlı ısı ve basınç etkisi ile artık gözenekleri olmayan (tam yoğun kompaktlar) bir TM ürünü elde etmek mümkündür [25, 27, 28]. Bunu bir sinterleme işlemiyle de başarmak mümkündür bununla birlikte sinterleme işlemi için gerekli olan yüksek sıcaklığa dayanıklı kalıp, yüksek sıcaklık fırını ve inert atmosfer vb. ihtiyaçlar üretim maliyetini önemli oranda arttırmaktadır. Ayrıca boyutsal değişimler ve çarpılmalar da sinterleme işleminde dikkat edilmesi gereken hususlardır [25, 27, 28].

TM yöntemi ile üretimde ergime sıcaklığına göre daha düşük sıcaklıklarda malzeme üretimi gerçekleştirilmektedir. Bu yöntemde sıvı faz yöntemi olan döküm yönteminden farklı olarak Al ile takviyeler arasında istenmeyen reaksiyonların oluşma olasılığı oldukça azdır [18–24]. Bu üretim süreci özellikle kompozit üretiminde yüksek oranda takviyenin kullanımına imkan sağlamaktadır [18–24]. Buna

ek olarak Al matrisindeki Si gibi in-situ takviye parçacıklarının düzgün dağılımını da sağlar.

Literatür çalışmaları kapsamında, Hastie [28] SP AlSi10Mg parçalarının gözenekliliği üzerindeki etkisini araştırmıştır. Sonuçlar, 100 MPa basıncın, 500 °C sıcaklığın ve 2 saatlik bekleme süresinin, parçaların gözenekliliğini %3.26'dan %0.28'e düşürmede etkili olduğunu göstermiştir. Etki mekanizmaları, Xu tarafından yapılan çalışmada olduğu gibi sıcak presleme işlemi sırasında gözeneklerin küçülmesi, tane sınırı difüzyonu ve kütle transferine bağlanmıştır [29].

Schneller [30], 500 °C sıcaklık, 100 MPa basınç ve 2 saatlik süreyle yapılan SP işleminin, Si parçacıkları ve demir (Fe) açısından zengin iğne çökeltileri oluşturduğunu ve AlSi10Mg alaşımında iç gözenekliliği azalttığını ortaya çıkarmıştır. Azaltılmış gözenekler gerilim konsantrasyonunu en aza indirir ve oluşan çökeltiler çatlak ucunda çatlak sapmasını ve enerji dağılımını destekleyerek çatlak ilerlemesini engeller. Sonuç olarak yorulma mukavemetinde %14'ün üzerinde iyileşme elde edildiği belirlenmiştir.

Rosenthal [31] SP işlemini Schneller ile aynı parametreleri kullanarak uygulamıştır. Yüksek sıcaklığın Al matrisinin sürünmesine ve seçici lazer ergitme prosesinin neden olduğu yüksek artık gerilimini azalttığını belirlenmiştir. SP işleminden sonra artık gerilimde %50'nin üzerinde azalma belirlenmiştir. SP işlemi sonrasında elde edilen gözeneklilik azalması ya da artık gerilmelerin yok olması mikroyapıda ciddi değişikliklere yol açtığı bilinmektedir [31].

Guillermo [32], AlSi10Mg alaşımı üzerinde 300 °C'lik sıcaklıkta ve 300 MPa'lık basınçta 2 saat boyunca SP işlemi gerçekleştirmiştir. Deneyler sonucunda SP işleminin, Si ötektik ağma zarar verdiği ve mikron altı Si parçacıklarının meydana geldiği belirlenmiştir. Bu durumun çekme mukavemetinde yaklaşık %30'luk bir azalmaya neden olduğu belirlenmiştir. Hirata ve ark. [33], AlSi10Mg alaşımı üzerine uyguladığı 100 MPa basınç, 500 °C sıcaklık ve 2 saatlik süre ile SP işleminin, dendritik Si mikro yapısının granüler çökeltiye dönüşümüne yol açtığını gözlemlemiştir. Sonuç olarak çekme mukavemeti %50'nin üzerinde azalmıştır.

Kan ve ark. [34], 520°C'de, 100 MPa'da ve 2 saatlik bekleme süresinde SP işleminden sonra sertlikte %65'lik bir azalmanın meydana geldiğini belirlemiştir. Sertlikteki azalma, dispersiyon mukavemetinin azalmasına, katı çözelti sertleşmesine ve mikroyapısal değişimin neden olduğu dislokasyon miktarındaki azalmadan kaynaklanabileceği öne sürülmüştür.

Özay ve Karlıdağ [35], 2021 yılında yapmış oldukları AA-2024 ve B₄C kompozitlerin üretimi çalışmasında farklı presleme basınçlarında SP yöntemiyle gerçekleştirmişlerdir. Yapmış oldukları çalışmanın sonucunda artan presleme basıncı ile taneler arası gözeneklerin azaldığı ve buna bağlı olarak sertlik değerlerinin arttığı sonucuna ulaşmışlardır.

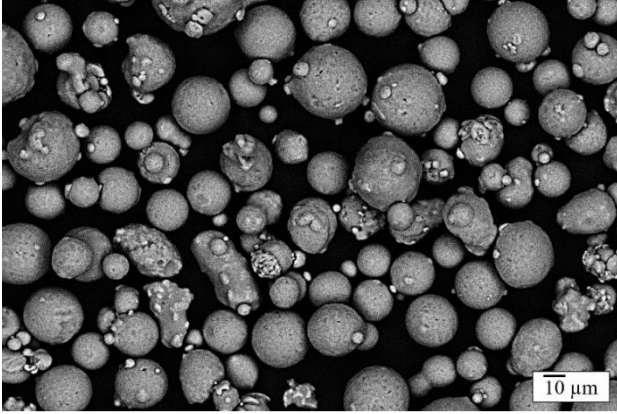
Bu çalışmada, literatürde yer alan çalışmalardan farklı olarak sıcak presleme işlemi ile üretilmiş AlSi10Mg tozlarının aynı presleme basınç değerinde farklı pres sıcaklıklarında preslenmesi sonucu mikroyapı ve mekanik özelliklerinin karşılaştırılması yapılarak literatüre kazandırılması amaçlanmıştır.

2 Materyal ve metot

Bu çalışma kapsamında kullanılan AlSi10Mg alaşımı (partikül boyutu 15-45 μm) Çin'den Jiangsu Vilory Advanced Materials Technology Co. Ltd. isimli firmasından temin edilmiştir. Tablo 1'de AlSi10Mg alaşımının kimyasal bileşimi, Şekil 1'de ise, AlSi10Mg alaşım tozlarına ait toz morfolojileri verilmiştir.

Tablo 1. AlSi10Mg alaşımının kimyasal bileşimi

Alaşım	Kimyasal bileşim (% ağırlık)				Teorik Yoğunluk (gr/cm^3)
	Al	Si	Mg	Diğer	
AlSi10Mg	88.8	9.77	0.385	1.045	2.64



Şekil 1. AlSi10Mg tozlarına ait başlangıç morfolojisini gösteren SEM fotoğrafı

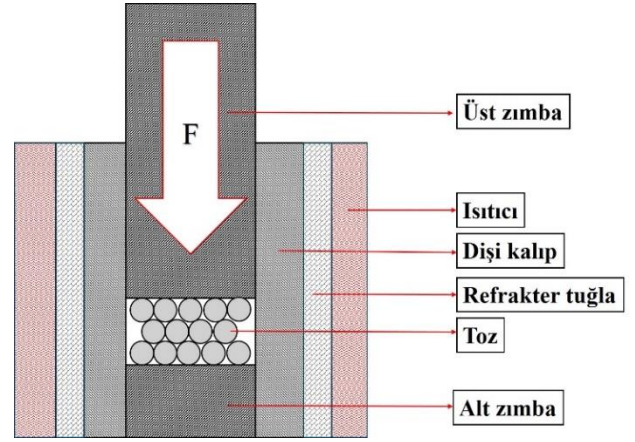
Şekil 1 incelendiğinde AlSi10Mg partiküllerin küresel bir morfolojiye sahip oldukları açık bir şekilde anlaşılmaktadır. Farklı SP parametreleri kullanılarak üretilen AlSi10Mg alaşıma ait üretim parametreleri Tablo 2'de yer almaktadır. Tablodan da anlaşılacağı üzere N0 numunesinde oda sıcaklığında soğuk pres işlemi, N1, N2 ve N3 numunelerine ise sırasıyla 450°C, 500°C ve 550°C sıcaklıklarda 500 MPa basınç altında 3 saat süreyle SP işlemi uygulanmıştır. Söz konusu prosedüre ait grafik gösterimi Şekil 2'de verilmiştir.

Tablo 2. AlSi10Mg alaşımına ait SP parametreleri

Numune kodu (AlSi10Mg)	SP		
	Sıcaklık (°C)	Basınç (MPa)	Süre (saat)
N0	(Oda Sıcaklığı)		
N1	450		
N2	500	500	3
N3	550		

AlSi10Mg malzemelerine ait mikroyapısal incelemeler için alaşım numuneleri zımparalama, parlatma ve dağlama işlemlerine tabi tutuldu. Dağlama, Struers Lectropol cihazı kullanılarak floroborik asit ile elektro dağlama yoluyla gerçekleştirildi. Alaşımın mikro yapıları Zeiss Axio Observer A1m optik mikroskobu kullanılarak incelendi. SP işlemleri vakum atmosferinde gerçekleştirilmiştir. SP işlemleri için MSE marka zaman ayarlı ve vakumlu SP makinesi kullanılmıştır. Numuneler 30 mm çapa sahip

silindirik bir kalıp kullanılarak üretilmiştir. Üretilen ürünlerin nihai kalınlıkları 15 mm'dir.



Şekil 2. Sıcak presleme işleminin grafiksel gösterimi

Numunelerin mikrosertlik testleri Struers Duramin A/S DK-2750 cihazı kullanılarak 500 g yük altında gerçekleştirildi. Sertlik testleri, Nemesis 9000 test cihazı ile 2.5 mm çapında çelik bilya ve 62.5 kg yük kullanılarak Brinell sertlik ölçüm yöntemi kullanılarak belirlendi. Hem mikrosertlik hem de sertlik testlerindeki değerler, en az 5 ölçümün ortalaması alınarak belirlenmiştir. Numunelerin çekme mukavemeti testleri ASTM:E8 standartlarına uygun ve $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ deformasyon oranında INSTRON 3382 Universal çekme cihazında gerçekleştirildi. Darbe testleri, ASTM: E23 standartlarına uygun olarak 3x4x26 mm boyutunda ve 50 J kapasiteli Ceast 9050 Charpy makinesinde en az 3 ölçümün ortalaması alınarak belirlendi. Numunelerin çekme ve darbe deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM görüntülerini elde etmek için Zeiss Evo LS10 cihazı kullanıldı. Yoğunluk ölçümleri Arşimet yoğunluk ölçümü prensibi doğrultusunda çözelti olarak saf su (yoğunluk: 1 gr/cm^3) kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

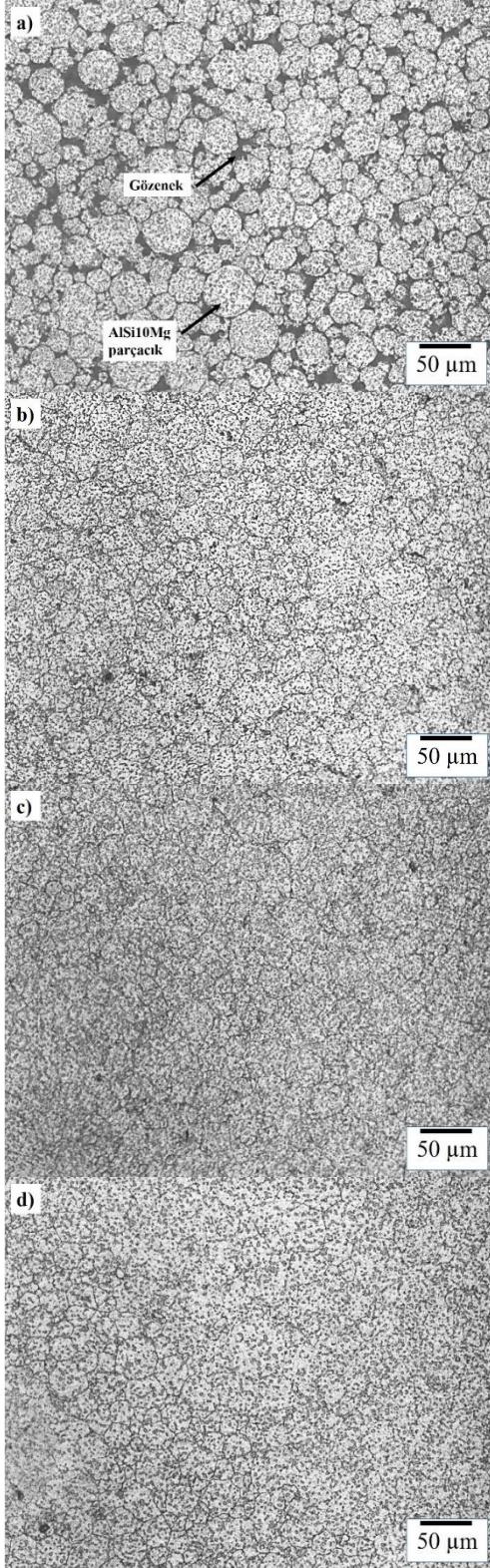
3 Bulgular ve tartışma

3.1 Mikroyapı

Şekil 3 (a-d), soğuk presleme yapılmış (N0), 450°C (N1), 500°C (N2) ve 550°C (N3) sıcaklıklarında sıcak presleme uygulanmış AlSi10Mg alaşım numunelerinin mikro yapısını göstermektedir. Soğuk presleme ile yoğunlaştırılmış alaşım numunelerinin mikro yapısında Si (silisyum) parçacıkları ve α -Al fazı gözlemlenmiştir. Ayrıca, soğuk presleme yapılan numunede çok sayıda porozitenin varlığı gözlemlendi. Bu durum AlSi10Mg alaşımın katılaşma davranışı ile açıklanabilir. Şöyle ki; AlSi10Mg alaşımının döküm halindeki katılaşma davranışı incelendiğinde, erimiş alaşım soğumaya başladığında ilk α (Al) çekirdeği oluşur. Sıcaklık düştükçe α (Al) fazı büyümeye başlar. AlSi10Mg alaşımının kimyasal bileşimi ötektik noktaya yaklaştıkça silikon ve magnezyum reaksiyona girerek katılaşma tamamlanır [26, 27].

AlSi10Mg alaşımına 450°C, 500°C ve 550°C sıcaklıklarında sıcak pres uygulanması sonucu elde edilen iç

yapılarının nispeten birbirine benzer olduğu belirlenmiştir. Ancak, artan sıcaklıkla birlikte α -Al fazında bir büyümenin olduğu göze çarpmaktadır.



Şekil 3. Soğuk presleme yapılmış (a), 450°C (b), 500°C (c) ve 550°C (d) sıcaklıklarında sıcak presleme sonucu AlSi10Mg alaşımının mikro yapısını gösteren optik fotoğraflar

Ayrıca, artan sıcaklık miktarı ile birlikte yoğunlaşmanın daha iyi olduğu, mikroyapıdaki porozite miktarının azaldığı ve Si parçacıklarının nispeten yapıya daha homojen ve küresel bir şekilde dağıldığı görülmektedir. Bu durum difüzyon mekanizması ile açıklanabilir. Şöyle ki; diğer çalışmalarda silisyum atomlarının Al atomlarına göre daha hızlı difüzyon hızı sergiledikleri belirtilmiştir [14–19, 26, 27]. Bu, silisyum parçacıklarının parçalanarak nispeten küresel bir forma dönüşmesine ve yapı boyunca homojen bir şekilde dağılmasına neden olur. Ayrıca, artan sıcaklıkla birlikte yoğunlaşmanın iyileşmesi beklenen bir durumdur. Dolayısıyla en düşük porozite miktarı en yüksek pres sıcaklığı olan 550°C’de gerçekleşmiştir.

3.2 Yoğunluk ve sertlik değerleri

Soğuk presleme yapılan N0 numunesine ve 450°C, 500°C ve 550°C sıcaklıklarında sıcak pres uygulaması yapılan N1, N2 ve N3 kodlu numunelere ait sertlik, mikrosertlik ve yoğunluk değerleri Tablo 3’de verilmiştir. Alaşımın her bir pres sıcaklığı için sertlik ve mikrosertlik değerleri ile yoğunluk değerlerinin benzer değişiklikler gösterdiği belirlenmiştir. Buna göre, artan pres sıcaklığı değerleriyle sertlik, mikrosertlik ve yoğunluk değerleri sürekli bir artış sergilemiştir. Bu değişiklikler, farklı pres sıcaklıklarına tabi tutulan AlSi10Mg alaşımının mikroyapılarının incelenmesiyle açıklanabilir [14-19]. Soğuk pres durumunun aksine AlSi10Mg alaşımındaki porozite miktarı artan pres sıcaklığı ile birlikte nispeten ortadan kaybolmuştur. Ayrıca artan pres sıcaklığı ile Si parçacıkları nispeten daha küresel hale dönüşerek içyapı içerisine homojen dağıldığı görülmektedir. Sert ve gevrek olan Si parçacıkları içyapıya homojen ve küresel bir şekilde dağılması sertlik değerlerinin artmasına neden olmuştur. Her ne kadar artan pres sıcaklığı ile birlikte α -Al tanelerinde bir büyümenin olduğu göze çarpsa da, azalan porozite miktarı ve Si parçacıklarının iç yapıya homojen dağılması bu duruma daha baskın hale gelerek sertlik ve yoğunluk değerlerini artırmıştır. Buna ek olarak, içyapıya homojen dağılmış olan Si parçacıklarının α -Al fazına göre daha sert ve gevrek olması sertlik değerlerinde bir artışa neden olmuştur.

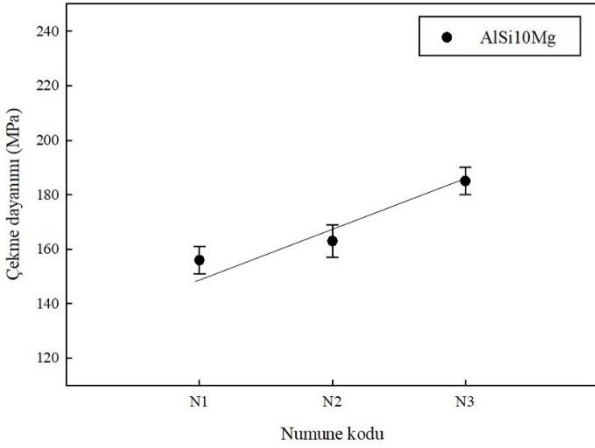
Tablo 3. N0, N1, N2 ve N3 kodlu numunelere ait sertlik, mikrosertlik ve yoğunluk değerleri

Numune kodu	Yoğunluk (gr/cm ³)	Bağlı yoğunluk (%)	Sertlik (BSD)	Mikrosertlik (VSD)
N0	2.3523	89.10	40.17±2	35±3
N1	2.6165	99.11	49.44±3	57±3
N2	2.6191	99.21	51.60±2	59±2
N3	2.6287	99.57	58.77±3	70±3

3.3 Çekme dayanımı ve kırılma yüzeyleri

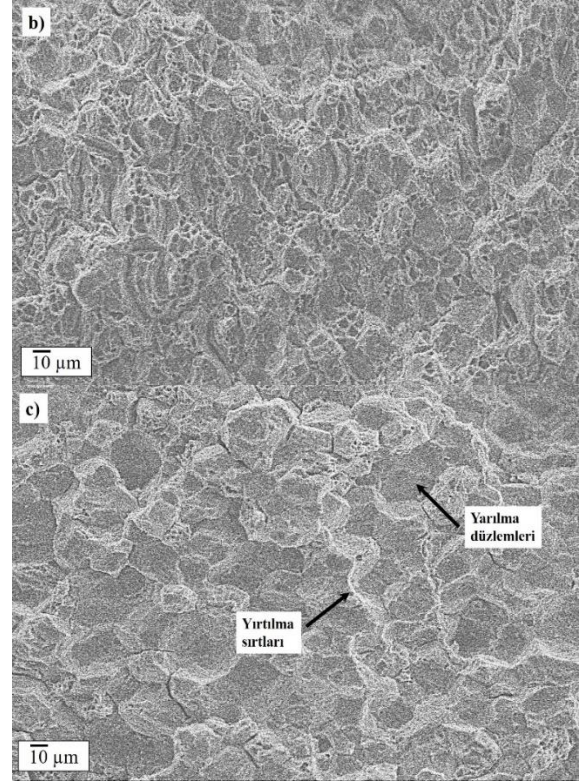
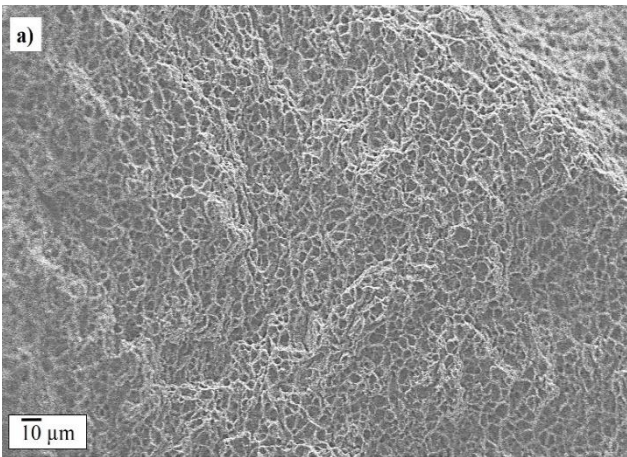
450°C, 500°C ve 550°C sıcaklıklarında sıcak pres uygulaması yapılan N1, N2 ve N3 kodlu ve numunelere ait çekme dayanımı değerleri Şekil 4’de verilmiştir. Soğuk presleme yapılan N0 numunesinde tam yoğunlaşma sağlanamadığı ve aşığı gevrek olduğu dolayısıyla çekme dayanım değeri belirlenememiştir. Alaşımın çekme dayanımı değerlerinin yukarıda bahsedildiği gibi sertlik değerleri ile benzer bir eğilim sergileyerek artan SP sıcaklığı ile artan bir değişim göstermiştir. Buna göre, çekme dayanım

değerlerinde en yüksek çekme dayanım değeri N3 numunesinde 186 MPa olarak, en düşük çekme dayanım değeri ise N1 numunesinde 156 MPa olarak belirlenmiştir. Bu durum, SP sıcaklıklarına tabi tutulan alaşımların içyapısıyla ilişkilendirilebilir. Şöyle ki; yukarıda bahsedildiği gibi soğuk pres uygulaması yapılan alaşımda prozite miktarının çok fazla olduğu göze çarpmaktadır. Artan pres sıcaklığı ile birlikte ortadan yok olan gözenekler ve Si parçacıklarının yapıya homojen ve nispeten küresel şekilde yayılması, bu sert ve gevrek parçacıkların yük taşıma etkisi ile birlikte çekme dayanımı değerlerini iyileştirmiştir.



Şekil 4. N1, N2 ve N3 kodlu numunelere ait çekme dayanımı değerleri

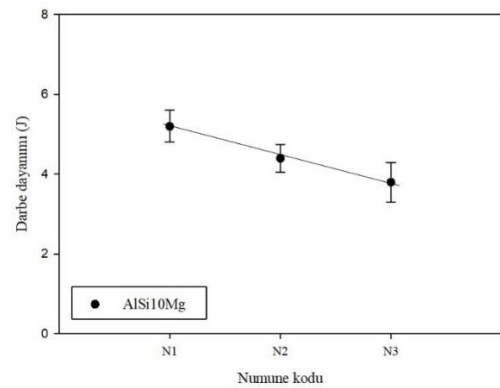
N1, N2 ve N3 kodlu ve farklı sıcaklıklarda SP uygulanan çekme numunelerinin kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları Şekil 5 (a-c)'de verilmiştir. Bu görsellere bakıldığında kırılma yüzeylerinin az miktarda yarıлма düzlemlerinden (YD) ve çoğunlukla yırtılma sırtlarından (YS) oluştuğu görülmüştür. Artan sertlik miktarıyla birlikte yarıлма düzlemlerinin genişliğinin nispeten arttığı yırtılma sırtlarının sayısının ise azaldığı görülmektedir. YD'nin silisyum içeren sert fazlardan oluştuğu, yırtılma sırtlarının ise yumuşak $\alpha(\text{Al})$ fazlarına sahip olduğu unutulmamalıdır. Farklı sıcaklıklarda SP uygulanan bütün numunelerde benzer kırılma yüzeyi özellikleri gözlemlendi.



Şekil 5. N1(a), N2(b) ve N3(c) kodlu numunelere ait çekme testlerinden elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları

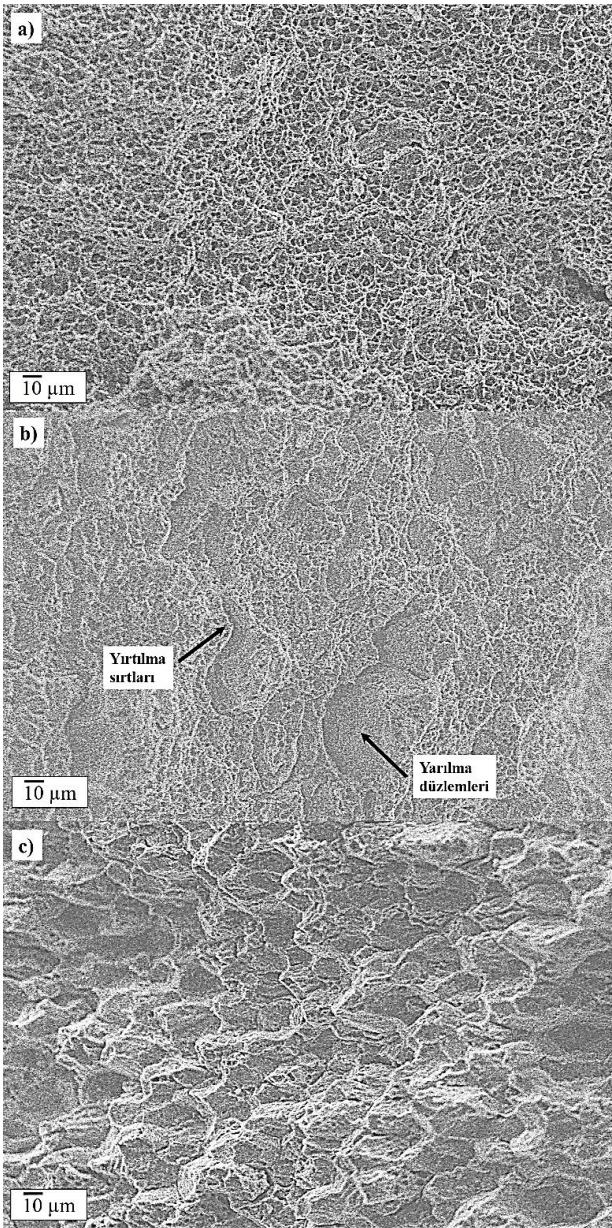
3.4 Darbe dayanımı ve kırılma yüzeyleri

450°C, 500°C ve 550°C sıcaklıklarında sıcak pres uygulaması yapılan N1, N2 ve N3 kodlu ve numunelere ait darbe dayanımı değerleri Şekil 6'de verilmiştir. Soğuk presleme yapılan N0 numunesinde tam yoğunlaşma sağlanamadığı, aşığı gevrek olduğu ve ufalanma gerçekleştiği dolayısıyla darbe dayanım değeri belirlenememiştir. Şekil 6'de görüldüğü gibi artan SP sıcaklığı ile birlikte darbe dayanımı azalmaktadır. Bu değişiklikler alaşımların mikro yapısı ile açıklanabilir. N1, N2 ve N3 kodlu Al-10Si-Mg alaşımlarındaki darbe dayanımı değerlerinin artan SP sıcaklığı ile birlikte sürekli azalması içyapıda bulunan Si parçacıklarının çentik etkisi yaratmasından kaynaklanmış olabileceği değerlendirilmiştir.



Şekil 6. N1, N2 ve N3 kodlu numunelere ait darbe dayanımı değerleri

450°C, 500°C ve 550°C sıcaklıklarında sıcak pres uygulaması yapılan N1, N2 ve N3 kodlu AlSi10Mg alaşımlarının darbe deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları Şekil 7'de gösterilmektedir. Alaşım numunelerinin kırılma yüzeylerinin çekme numunelerinin kırılma yüzeylerine benzer bir morfolojide olduğu tespit edilmiştir. Buna göre her bir numunenin kırılma yüzeylerinin az miktarda yarıлма düzlemlerinden (YD) ve çoğunlukla yırtılma sırtlarından (YS) oluştuğu görülmüştür. Artan SP sıcaklığı ile birlikte darbe deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerinde yarıлма düzlemlerinin genişliği nispeten artmış, sayısı ise azalmıştır. Ayrıca, kırılma yüzeylerinden artan pres sıcaklığı ile birlikte sertlikte meydana gelen artış dolayısıyla tipik bir gevrek kırılma davranışı görülmektedir.



Şekil 7. N1, N2 ve N3 kodlu numunelere ait darbe testlerinden elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları

Bu durum numunelerin iç yapıları ile ilişkilendirilebilir. AlSi10Mg alaşımındaki Si parçacıkları presleme sıcaklığı arttıkça homojen ve küresel bir şekilde içyapıya dağılmaktadır. Si parçacıklarının sert ve gevrek olması ve α -Al tanelerine küresel şekilde yerleşmesi YD'nin sayısını artırmakta, YS'nin sayısını ise nispeten azaltmaktadır. Buna göre artan sertlik değeriyle birlikte yarıлма düzlemlerinin genişliğinin nispeten gevrekleşmeden dolayı arttığı, yırtılma sırtlarının ise azaldığı gözlenmiştir.

4 Sonuçlar

Elde edilen bulgular aşağıda sıralanmıştır:

- Farklı sıcaklıklarda SP işlemine tabi tutulan N1, N2 ve N3 kodlu numunelerin içyapılarındaki Si parçacıklarının, soğuk presleme yapılan N0 numunesine göre daha homojen ve küresel bir şekilde yapıya dağıldığı gözlemlenmiştir.
- SP yapılan numunelerin içyapılarında bulunan porozite miktarının artan sıcaklık miktarı ile sürekli azaldığı gözlenmiştir.
- N0, N1, N2 ve N3 kodlu numunelerde elde edilen yoğunluk, sertlik ve mikrosertlik değerlerinin artan presleme sıcaklık miktarı ile sürekli arttığı belirlendi. Buna göre en yüksek sertlik değerini N0 numunesine kıyasla yaklaşık %45 artış sergileyen N3 numunesi göstermiştir.
- Numunelerin çekme dayanım değerlerine bakıldığında çekme dayanım değerlerinde en yüksek çekme dayanım değeri N3 numunesinde 186 MPa olarak, en düşük çekme dayanım değeri ise N1 numunesinde 156 MPa olarak belirlenmiştir. Buna göre, N3 numunesi N1 numunesine göre %20 oranında yüksek çekme dayanımı performansı göstermiştir.
- Çekme deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerinde, artan presleme sıcaklığı ile sertliğin artmasından dolayı daha fazla sayıda yarıлма düzlemleri oluşmuştur.
- Çentik etkisi yapan Si parçacıklarının yapıya homojen ve küresel bir şekilde yayılması darbe dayanımının düşmesine neden olmuştur. N1 numunesi 5,4 J N3 numunesi ise 3,8 J darbe dayanımı sergilemiştir. Buna göre N1 numunesinin darbe dayanımı, N3 numunesine göre yaklaşık %35 oranında yüksek değerdedir.
- Darbe deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerinde artan sertlik değerleri ile birlikte gevrek bir kırılma sergilediği belirlenmiştir.

Çıkar çatışması

Yazar çıkar çatışması olmadığını beyan etmektedir.

Benzerlik oranı (iThenticate): %5

Kaynaklar

- [1] L. Griffing, Aluminum and Aluminum Alloys, Welding Handbook. Springer, Macmillan Education UK, 319-479, 1972.
- [2] L. Girelli, M. Giovagnoli, M. Tocci, A. Pola, A. Fortini, M. Merlin, and G.M. La Vecchia, Evaluation

- of the impact behaviour of AlSi10Mg alloy produced using laser additive manufacturing, *Materials Science and Engineering: A*, 748, 38–51, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.078>.
- [3] L. Lattanzi, A. Fortini, M. Giovagnoli, and M. Merlin, Influence of Mg and Ti on both eutectic solidification and modifying efficiency in Sr-modified Al-7Si cast alloys, *Metallurgia Italiana*, 110 (2), 5–15, 2018.
- [4] N. Takata, H. Kodaira, K. Sekizawa, A. Suzuki, and M. Kobashi, Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments, *Materials Science and Engineering: A*, 704, 218–28, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.029>.
- [5] M. Fousová, D. Dvorský, A. Michalčová, and D. Vojtěch, Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures, *Materials Characterization*, 137, 119–26, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.01.028>.
- [6] A. H. Maamoun, M. Elbestawi, G. K. Dosbaeva, and S. C. Veldhuis, Thermal post-processing of AlSi10Mg parts produced by Selective Laser Melting using recycled powder, *Additive Manufacturing*, 21, 234–47, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.03.014>.
- [7] S. J. Andersen, C. D. Marioara, R. Vissers, A. Frøseth, and H. W. Zandbergen, The structural relation between precipitates in Al-Mg-Si alloys, the Al-matrix and diamond silicon, with emphasis on the trigonal phase U1-MgAl₂Si₂, *Materials Science and Engineering: A*, 444(1–2), 157–69, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.084>.
- [8] R. Vissers, M. A. van Huis, J. Jansen, H. W. Zandbergen, and C.D.M.S.J. Andersen, The crystal structure of the β' phase in Al-Mg-Si alloys, *Acta Materialia*, 55 (11), 3815–3823, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.02.032>
- [9] H. Chen, J. Lu, Y. Kong, K. Li, T. Yang, A. Meingast, M. Yang, Q. Lu, and Y. Du, Atomic scale investigation of the crystal structure and interfaces of the B' precipitate in Al-Mg-Si alloys, *Acta Materialia*, 185, 193–203, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.11.059>.
- [10] H.W. Zandbergen, S.J. Andersen, and J. Jansen, Structure determination of Mg₅Si₆ particles in Al by dynamic electron diffraction studies, *Science*, 277(5330), 1221–1225, 1997. <https://doi.org/10.1126/science.277.5330.1221>.
- [11] J.H. Rao, Y. Zhang, K. Zhang, A. Huang, C.H.J. Davies, and X. Wu, Multiple precipitation pathways in an Al-7Si-0.6Mg alloy fabricated by selective laser melting, *Scripta Materialia*, 160, 66–69, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.09.045>.
- [12] S. Marola, D. Manfredi, G. Fiore, M.G. Poletti, M. Lombardi, P. Fino, and L. Battezzati, A comparison of Selective Laser Melting with bulk rapid solidification of AlSi10Mg alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 742, 271–279, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.309>.
- [13] T. Maeshima and K. Oh-ishi, Solute clustering and supersaturated solid solution of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting, *Heliyon*, 5(2), 2019. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2019.e01186>.
- [14] G. Atxaga, A. Pelayo, and A. M. Irisarri, Effect of microstructure on fatigue behaviour of cast Al-7Si-Mg alloy, *Materials Science and Technology*, 17(4), 446–450, 2001. <https://doi.org/10.1179/026708301101510023>.
- [15] K. T. Kashyap, S. Murali, K. S. Raman, and K. S. S. Murthy, Casting and heat treatment variables of Al-7Si-Mg alloy, *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 9(3), 189–204, 1993. <https://doi.org/10.1179/mst.1993.9.3.189>.
- [16] Z. Y. Ma, S. R. Sharma, and R. S. Mishra, Microstructural modification of As-cast Al-Si-Mg alloy by friction stir processing, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 37(11), 3323–3336, 2006. <https://doi.org/10.1007/BF02586167>.
- [17] T. J. Hurley and R. G. Atkinson, Effects of modification practice on aluminum A-356 Alloys, *AFS Transactions*, 1985.
- [18] H. Hyer, L. Zhou, S. Park, G. Gottsfriz, G. Benson, B. Tolentino, B. McWilliams, K. Cho, and Y. Sohn, Understanding the laser powder bed fusion of AlSi10Mg alloy, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 9(4), 484–502, 2020. <https://doi.org/10.1007/s13632-020-00659-w>.
- [19] B. Chen, S. K. Moon, X. Yao, G. Bi, J. Shen, J. Umeda, and K. Kondoh, Comparison study on additive manufacturing (AM) and Powder Metallurgy (PM) AlSi10Mg Alloys, *Jom*, 70(5), 644–649, 2018. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2793-4>.
- [20] J. Wu, X.Q. Wang, W. Wang, M.M. Attallah, and M.H. Loretto, Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg, *Acta Materialia*, 117, 311–20, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.012>.
- [21] B. Chen, S. K. Moon, X. Yao, G. Bi, J. Shen, J. Umeda, and K. Kondoh, Strength and strain hardening of a selective laser melted AlSi10Mg alloy, *Scripta Materialia*, 141, 45–49, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.07.025>.
- [22] K. G. Prashanth, S. Scudino, H. J. Klaus, K. B. Surreddi, L. Löber, Z. Wang, A.K. Chaubey, U. Kühn, and J. Eckert, Microstructure and mechanical properties of Al-12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment, *Materials Science and Engineering: A*, 590, 153–160, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.10.023>.
- [23] L. Thijs, K. Kempen, J.P. Kruth, and J. Van Humbeeck, Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder, *Acta Materialia*, 61(5), 1809–1819, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.052>.
- [24] K.G. Prashanth, S. Scudino, and J. Eckert, Defining the tensile properties of Al-12Si parts produced by selective laser melting, *Acta Materialia*, 126, 25–35, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.12.044>.
- [25] F.V. Lenel, *Powder Metallurgy Principles and*

- Applications. Metal Powder Industries Federation, 370, 1980.
- [26] G. S. Upadhyaya, Powder Metallurgy Technology. Cambridge Int Science Publishing, 2014.
- [27] R. Sundaresan and F.H. Froes, Mechanical Alloying, *Jom*, 39(8), 22–27, 1987. <https://doi.org/10.1007/BF03258604>.
- [28] J. C. Hastie, J. Koelblin, M. E. Kartal, M. M. Attallah, and R. Martinez, Evolution of internal pores within AlSi10Mg manufactured by laser powder bed fusion under tension: As-built and heat treated conditions, *Materials and Design*, 204, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109645>.
- [29] Q. Xu, W. Li, Y. Yin, J. Zhou, and H. Nan, Finite element simulation of real cavity closure in cast Ti6Al4V alloy during hot isostatic pressing, *China Foundry*, 8, 2022. <https://doi.org/10.1007/s41230-022-1173-4>
- [30] W. Schneller, M. Leitner, S. Pomberger, S. Springer, F. Beter, and F. Grün, Effect of post treatment on the microstructure, surface roughness and residual stress regarding the fatigue strength of selectively laser melted AlSi10Mg structures, *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 3(4), 2019. <https://doi.org/10.3390/jmmp3040089>.
- [31] I. Rosenthal, R. Shneck, and A. Stern, Heat treatment effect on the mechanical properties and fracture mechanism in AlSi10Mg fabricated by additive manufacturing selective laser melting process, *Materials Science and Engineering: A*, 729, 310–322, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.074>.
- [32] J. G. Santos Macías, L. Zhao, D. Tingaud, B. Bacroix, G. Pyka, C. van der Rest, L. Ryelandt, and A. Simar, Hot isostatic pressing of laser powder bed fusion AlSi10Mg: parameter identification and mechanical properties, *Journal of Materials Science*, 57(21), 9726–9740, 2022. <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07027-9>.
- [33] T. Hirata, T. Kimura, and T. Nakamoto, Effects of hot isostatic pressing and internal porosity on the performance of selective laser melted AlSi10Mg alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 772, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138713>.
- [34] W.H. Kan, Y. Nadot, M. Foley, L. Ridosz, G. Proust, and J.M. Cairney, Factors that affect the properties of additively-manufactured AlSi10Mg: Porosity versus microstructure, *Additive Manufacturing*, 29, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100805>.
- [35] C. Ozay and O.E. Karlidag, Hot press sintering effects and wear resistance of the Al-B 4 C composite coatings of an AA-2024 alloy, *Materials Testing*, 63(12), 1150–1156, 2019. <https://doi.org/10.1515/mt-2021-0057>.

