T.C.
KASTAMONU ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE Ni KAPLI GNP TAKVİYELİ ALSİ12 KÖPÜK DOLGULU PASLANMAZ BORULARIN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

KILANI A. MOHAMED HASSAN

DOKTORA TEZİ

PROF.DR. ARİF UZUN

OCAK - 2025
KASTAMONU

TEZ ONAYI

KILANI A. MOHAMED HASSAN tarafından hazırlanan "**TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE Ni KAPLI GNP TAKVİYELİ AlSi12 KÖPÜK DOLGULU PASLANMAZ BORULARIN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**" adlı tez çalışmasının savunma sınavı **28.01.2025** tarihinde yapılmış olup aşağıda verilen jüri tarafından oy birliği ile Kastamonu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı Doktora Tezi** olarak kabul edilmiştir.

Danışman	Prof. Dr. Arif UZUN Kastamonu Üniversitesi	.....
Jüri Üyesi	Prof. Dr. Uğur GÖKMEN Gazi Üniversitesi	.....
Jüri Üyesi	Doç. Dr. Hanifi ÇİNİCİ Gazi Üniversitesi	.....
Jüri Üyesi	Doç. Dr. Mehmet AKKAŞ Kastamonu Üniversitesi	.....
Jüri Üyesi	Dr. Öğr. Üyesi Erman ZURNACI Kastamonu Üniversitesi	.....

Jüri üyeleri tarafından kabul edilmiş olan bu tez Kastamonu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunca onanmıştır.

Enstitü Müdürü Doç. Dr. Selçuk MEMİŞ .....

TAAHHÜTNAME

Bu tezin tasarımı, hazırlanması, yürütülmesi, araştırmalarının yapılması ve bulgularının analizlerinde 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, bilimsel etiğe uygun olarak kaynak gösterildiğini bildirir ve taahhüt ederim.

KILANI A. MOHAMED HASSAN

ÖZET

DOKTORA TEZİ

TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE Ni KAPLI GNP TAKVİYELİ ALSİ12 KÖPÜK DOLGULU PASLANMAZ BORULARIN ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

KILANI A. MOHAMED HASSAN

KASTAMONU ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI
DANIŞMAN:PROF.DR. ARİF UZUN

Bu çalışmada, Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların üretimi ve mekanik özelliklerinin değerlendirilmesi amaçlanmıştır. Matris olarak Al-Si tozları kullanılmış, köpürtücü ajan olarak TiH_2, takviye malzemesi olarak ise Ni kaplı GNP'ler eklenmiştir. Tozlar bilyalı karıştırma, presleme ve sıcak ekstrüzyon yöntemleriyle öncü numunelere dönüştürülmüş, ardından 750°C'de köpürtme işlemi uygulanarak köpük dolgulu yapılar elde edilmiştir. Numuneler yoğunluk, makro/mikro yapı, XRD analizi, mikro sertlik ölçümleri ve basma/eğme testleri ile karakterize edilerek mekanik performansları değerlendirilmiştir. Deneysel sonuçlar, Ni-GNP ilavesinin köpük yapısının stabilitesini artırdığını, ancak genleşme oranlarını azalttığını göstermiştir. Mikroyapısal analizler, Ni-GNP katkısının matris ile daha güçlü bir bağ oluşturduğunu ve intermetalik fazların oluşumunu teşvik ettiğini ortaya koymuştur. Basma testleri, köpük dolgulu boruların boş borulara kıyasla daha yüksek enerji absorbe kapasitesine sahip olduğunu ve yük taşıma performanslarını iyileştirdiğini göstermiştir. %0,4 Ni-GNP içeren köpük dolgulu borular, en iyi basma dayanımı ve enerji absorpsiyon özelliklerini sergileyerek en uygun takviye oranı olarak belirlenmiştir. Eğme testleri de benzer şekilde köpük dolgulu boruların deformasyon direncini artırdığını ve yük taşıma kapasitelerini iyileştirdiğini göstermiştir.

ANAHTAR KELİMELER: Ni-GNP, Toz Metalurjisi, Köpük Dolgulu Çelik Boru

Ocak 2025, 98 Sayfa

ABSTRACT

PH.D THESIS

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF NI COATED GNP REINFORCED ALSİ12 FOAM FILLED STAINLESS PIPES BY POWDER METALLURGY

KILANI A. MOHAMED HASSAN

KASTAMONU UNIVERSITY INSTITUTE OF SCIENCE
DEPARTMENT OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING
SUPERVISOR:PROF. DR. ARİF UZUN

This study aimed to produce Ni-GNP/AlSi12 foam filled stainless steel pipes and evaluate their mechanical properties. Al-Si powders were used as matrix, TiH_2 was added as foaming agent and Ni coated GNPs were added as reinforcement material. Powders were converted into precursor samples by ball mixing, pressing and hot extrusion methods, then foam filled structures were obtained by foaming at 750°C. Samples were characterized by density, macro/micro structure, XRD analysis, micro hardness measurements and compression/bending tests and their mechanical performances were evaluated. Experimental results showed that Ni-GNP addition increased the stability of the foam structure but decreased the expansion rates. Microstructural analyses revealed that Ni-GNP addition created a stronger bond with the matrix and promoted the formation of intermetallic phases. Compression tests showed that foam filled pipes had higher energy absorption capacity compared to empty pipes and improved their load carrying performance. Foam filled pipes containing 0.4% Ni-GNP were determined as the most suitable reinforcement ratio, exhibiting the best compressive strength and energy absorption properties. Bending tests also showed that foam filled pipes increased deformation resistance and improved load carrying capacity.

KEYWORDS: Ni-GNP, Powder Metallurgy, Foam Filled Steel Pipe

January 2025, 98 Page

TEŞEKKÜR

Doktora araştırma çalışmam boyunca değerli tavsiyeleri, araçsal desteği ve sabrı için danışmanım Prof. Dr. Arif UZUN'a son derece minnettarım. Paha biçilmez bilgisi ve değerli deneyimi, akademik araştırmamın yürütülmesinde bana her zaman yol gösterdi.

Başından sonuna kadar doktora tez çalışmamda destek sağlayan tez izleme komitesi üyeleri Prof. Dr. Uğur GÖKMEN ve Doç. Dr. Fuat KARTAL'a teşekkür etmek istiyorum.

Ayrıca deneysel ve analiz çalışmalarında destek sağlayan Kastamonu Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesine, Merkezi Araştırma Laboratuvarına eğme ve sıkıştırma deneylerinde bana yardımcı olan Dr. Sedat KURNAZ'a en içten şükranlarımı sunmak istiyorum.

Tez boyunca sonsuz destekleri, sabırları ve cesaretlendirmeleri için aileme ve arkadaşlarıma özel teşekkürlerimi sunarım. Onlar olmadan çalışmalarımı tamamlamak benim için dayanılmaz olurdu. Bu süreçte bana verdiğiniz faydalı tavsiyeler, verdiğiniz destek, güler yüzünüz, sabrınız, sevginiz ve her zaman yanımda olduğunuz için hepinize teşekkür ederim.

KILANI A. MOHAMED HASSAN

Kastamonu, Ocak 2025

İÇİNDEKİLER

Sayfa

TEZ ONAYI ... **ii**
TAAHHÜTNAME ... **iii**
ÖZET ... **iv**
ABSTRACT ... **v**
TEŞEKKÜR ... **vi**
İÇİNDEKİLER ... **vii**
ŞEKİLLER DİZİNİ ... **ix**
TABLOLAR DİZİNİ ... **xi**
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ ... **xii**
1. GİRİŞ ... **1**
2. TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE METAL KÖPÜK ÜRETİMİ ... **7**
2.1 Yöntemin Esasları ... 7
2.2 Kullanılan Köpürtücü Maddeler ... 9
2.3 Köpürebilir Öncü Malzeme Üretimi ... 10
2.4 Köpürebilir Öncü Malzemelerde Gözenek Oluşum Mekanizmaları ... 12
2.5 Alüminyum Alaşımlarının Köpürtülmesi ... 14
2.6 Mekanik Özellikler ... 17
2.6.1 Alüminyum Köpüklerin Sıkıştırma Altında Deformasyon Davranışı ... 17
2.6.2 Mekanik Özellikleri Etkileyen Faktörler ... 20
3. ALÜMİNYUM KÖPÜK DOLGULU PASLANMAZ ÇELİK BORULAR ... **23**
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR ... **28**
4.1 Malzemeler ... 28
4.2 GNP'lerin Ni ile Kaplanması ... 29
4.3 Tozların Karıştırılması ... 30
4.4 Presleme ve Ekstrüzyon İşlemleri ... 31
4.5 Köpürtme İşlemleri ... 33
4.6 Karakterizasyon İşlemleri ... 34
4.6.1 Yoğunluk ... 34
4.6.2 Makroyapısal Analizler ... 35
4.6.3 Mikroyapısal Analizler ... 35
4.6.4 Mikro Sertlik Ölçümleri ... 36
4.6.5 Basma ve Eğme Testleri ... 36
5. BULGULAR VE TARTIŞMA ... **38**
5.1 Ni-GNP/AlSi12 Öncü Malzemeler ... 38
5.1.1 Mikroyapı Analizi ... 38
5.1.2 EDS Sonuçları ... 40
5.1.3 XRD Sonuçları ... 42
5.1.4 Bağıl Yoğunluk Değişimi ... 43
5.1.5 Mikrosertlik Değişimi ... 46
5.2 Ni-GNP/AlSi12 Köpükler ... 47
5.2.1 Serbest Genleşme Davranışları ... 47
5.2.2 Makro Yapı Değişimleri ... 50
5.2.3 Mikroyapı Analizi ... 52
5.2.4 XRD Sonuçları ... 58

5.2.5 Yoğunluk Değişimi 59
5.2.6 Mikrosertlik Değişimi 61
5.3 Boş Paslanmaz Çelik Boruların Ezilme Davranışı 62
5.4 Ni-GNP/Al Köpük Dolgulu Paslanmaz Çelik Boruların Ezilme Davranışı 65
5.4.1 Enerji Absorbe Kabiliyeti 75
5.5 Eğme Test Sonuçları 76
5.5.1 Deformasyon ve Hata Modları 76
5.5.2 Kuvvet-Şekil Değiştirme Eğrileri 78
5.5.3 Enerji Absorpsiyonu 80
6. SONUÇ VE ÖNERİLER 82
KAYNAKLAR 85
ÖZGEÇMİŞ 98

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1 Köpürebilir öncü üretiminde prosedürel varyasyon örnekleri 8
Şekil 2.2 (a) ε-σ ve ε-η eğrisinin şematik diyagramı; (b) gerçek ε-σ eğrisi 17
Şekil 2.3 Alüminyum köpüklerin quasi-statik basınç testi sonuçları (a) ε - σ eğrisi; (b) $\varepsilon - W$ eğrisi; (c) σ - W eğrisi; (d) σ - η eğrisi 20
Şekil 3.1 (a) Eksenel olarak yüklenmiş kare alüminyum tüp için aşamalı burkulma çökme modu. (b) Eksenel olarak yüklenmiş kare tüp için küresel eğilme çökme modu 24
Şekil 3.2 Farklı et kalınlığına sahip elemanlarla kuvvet-yer değiştirme eğrilerinin karşılaştırılması 25
Şekil 3.3 Enerji emme kapasitesi değerlendirilen boş yüp, köpük dolgulu tüp ve alüminyum alaşımlı köpükler 26
Şekil 4.1 Deneysel çalışmada kullanılan tozların SEM görüntüleri 28
Şekil 4.2 GNP'lerin Ni ile kaplanma prosesleri 30
Şekil 4.3 Karıştırma ileminde kullanılan tozlar ve karıştırma cihazı 31
Şekil 4.4 Presleme ve ekstrüzyon işlemleri, (a) toz sıkıştırma kalıbı, (b) biyet, (c) hidrolik pres, (d) ekstrüzyon işlemi, (e) Ni-GNP/AlSi12 öncü numuneler 32
Şekil 4.5 Köpürtme işlemi ve kullanılan deneme fırını 33
Şekil 4.6 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boru üretiminin gösterimi 34
Şekil 4.7 (a) Basma ve (b) eğme test düzenekleri 37
Şekil 5.1 Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerin mikro yapıları 39
Şekil 5.2 Gözenek içi EDS spektrumu 40
Şekil 5.3 %1,2 Ni-GNP/AlSi12 öncü numunede EDS haritalamasından element dağılımı 41
Şekil 5.4 %0 Ni-GNP/AlSi12 ve %1,2 Ni-GNP/AlSi12 örneklerinin XRD desenleri 43
Şekil 5.5 Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerdeki bağıl yoğunluk değişimi 45
Şekil 5.6 Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerin sertlik değişimleri 47
Şekil 5.7 Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerin genleşme eğrileri, a) 6 mm, b) 12 mm 50
Şekil 5.8 Maksimum genleşme sergilemiş Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin makro yapıları 52
Şekil 5.9 6 mm çapa sahip öncü numuneden üretilmiş Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarının SEM görüntüsü 53
Şekil 5.10 12 mm çapa sahip öncü numuneden üretilmiş Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarının SEM görüntüsü 54
Şekil 5.11 %0 Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarının SEM görüntüsü (a), EDS haritalama (b) ve EDS spektrumu (c) 55
Şekil 5.12 %0 Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarının SEM görüntüsü (a) ve EDS spektrumu (b) 56
Şekil 5.13 %1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarı iç bölgesi SEM görüntüsü (a) ve EDS spektrumu (b) 57

Şekil 5.14 %0 Ni-GNP/AlSi12 köpük ve %1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin XRD desenleri 59
Şekil 5.15 Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin hücre duvarlarındaki mikro sertlik değişimi 62
Şekil 5.16 Eksenel olarak ezilmiş boş paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri 63
Şekil 5.17 Eksenel yükleme altında içi boş paslanmaz çelik boruların kademeli deformasyon dizisi 64
Şekil 5.18 Deforme olmuş içi boş paslanmaz çelik boru 65
Şekil 5.19 Eksenel olarak ezilmiş %0Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri 66
Şekil 5.20 Eksenel olarak ezilmiş %0,4 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri 67
Şekil 5.21 Eksenel olarak ezilmiş %0,8 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri 68
Şekil 5.22 Eksenel olarak ezilmiş %1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri 69
Şekil 5.23 Eksenel yükleme altında Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kademeli deformasyon dizisi a) %0 Ni-GNP/AlSi12, b) %0,4 Ni-GNP/AlSi12, c) %0,8 Ni-GNP/AlSi12, d) %1,2 Ni-GNP/AlSi12 72
Şekil 5.24 Boş ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların ezilme sonrası makro-yapı ve kesit görünümleri 74
Şekil 5.25 Boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpüklerle doldurulmuş paslanmaz çelik borular için enerji soğurma kapasitesi 76
Şekil 5.26 Eğilme yüküne maruz kalan boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kesiti 78
Şekil 5.27 Eğilme yüküne maruz kalan boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri 79
Şekil 5.28 Eğilme yüküne maruz kalan boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların enerji absorpsiyonu 81

TABLOLAR DİZİNİ

Sayfa

Tablo 4.1 Ni kaplama işleminde kullanılan kimyasal malzemeler 29
Tablo 5.1 Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerdeki ortalama yoğunluk değişimi 45
Tablo 5.2 Maksimum genleşme sergileyen Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin yoğunluk değişimleri 61
Tablo 5.3 Boş ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların ortalama eksenel yarı-statik basınç test sonuçları 70
Tablo 5.4 Analiz edilen boruların enerji soğurma kapasiteleri 76
Tablo 5.5 Eğme test sonuçları 80

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler

$AgNO_3$	: Gümüş nitrat
Al	: Alüminyum
Al_2O_3	: Alüminyum oksit
Al_4C_3	: Alüminyum karbür
$CaCO_3$	: Kalsiyum karbonat
$CaMg(CO_3)_2$	: Dolomit
Cu	: Bakır
H_3BO_3	: Borik asit
HCl	: Hidroklorik asit
HNO_3	: Nitrik asit
Mg	: Magnezyum
$MgAl_2O_4$	: Magnezyum alüminyum spinel
$MgCO_3$	: Magnezyum karbonat
NaH_2PO_2	: Sodyum hipofosfit
$NH_3.\ H_2O$	: Amonyum hidroksit çözeltisi
NH_4Cl	: Amonyum klorür
Ni	: Nikel
$NiSO_4{\cdot}6H_2O$	: Nikel sülfat hekzahidrat
Si	: Silisyum
SiC	: Silisyum karbür
SiO_2	: Silisyum dioksit
$SnCl_2$	: Kalay (II) klorür
TiB_2	: Titanyum diborür
TiCN	: Titanyum karbonitrür
TiH_2	: Titanyum hidrür
Zn	: Çinko

Kısaltmalar

AMKK	: Alüminyum Matris Kompozit Köpük
BFR	: Bor Fenolik Reçine
BFR	: Bor Fenolik Reçine
BSGA	: Baskın Olmayan Sıralama Genetik Algoritması
CIP	: Soğuk İzostatik Presleme
CNT	: Karbon Nanotüp
GNF	: Grafen Nanoflake
GNS	: Grafen Nanotabaka
KF	: Karbon Fiber
KG	: Katılaşma Genişlemesi
MMK	: Metal Matrisli Kompozit
RTF	: Radyal Taban Fonksiyonu
TM	: Toz Metalurjisi
YEBÖ	: Yüksek Enerjili Bilyalı Öğütme

1. GİRİŞ

Metal köpükler, hafif yapıları ve benzersiz özellikleri sayesinde yapısal ve işlevsel uygulamalarda geniş bir kullanım alanına sahiptir. Bu malzemelerin pazara sunulabilmesi için üretim süreçlerinin güvenilir, tekrarlanabilir ve maliyet açısından uygun olması kritik bir öneme sahiptir (García-Moreno, 2016). Üretim süreçlerinde tutarlılığın sağlanması, seri üretime uygunluk ve maliyet etkinliğin ön plana çıkması, metal köpüklerin rekabetçi pazarda tercih edilmesinde belirleyici bir faktör olarak görülmektedir. Bununla birlikte, alüminyum köpüklerin artan uygulama alanları, özellikle havacılık, otomotiv ve inşaat sektörlerinde, mekanik performanslara yönelik yüksek gereksinimler ortaya çıkarmaktadır. Alüminyum köpüklerin mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla takviye fazlarının eklenmesi, performansın arttırılması adına etkili bir yöntem olarak benimsenmiştir (Uzun, 2019). Metal tozu kompaktlarında bulunan oksit partikülleri, köpük yapısında küresel bir ağ oluşturarak mekanik bariyer işlevi görmekte ve ayırma basıncını güçlü bir şekilde stabilize etmektedir. Bu durum, köpüğün mekanik dayanıklılığını artırırken, aynı zamanda mikro yapısal stabilitesini de sağlamaktadır (Körner, vd., 2005). Böylece, üretim süreçlerinin optimize edilmesi ve mikroyapısal modifikasyonların uygulanması yoluyla metal köpüklerin daha geniş uygulama alanlarına uyum sağlaması ve performans gereksinimlerini karşılaması olanaklı hale gelmektedir.

Öte yandan, TiB_2 eklenmesiyle alüminyum köpüklerde hücre duvarı kalınlığının azaltıldığı, hücre kabalaşmasının önlendiği ve daha küçük gözenek boyutlarının elde edildiği gözlemlenmiştir. Bu nedenle, kompozit köpüklerin, saf alüminyum köpüklere göre daha yüksek akma gerilimi ve enerji emilimi sergilediği bildirilmektedir (Kennedy ve Asavavisitchai, 2004). Mikron altı boyuttaki $MgAl_2O_4$ partiküllerinin, köpüklenebilir alüminyum alaşımlı kompozitlerin geliştirilmesinde önemli bir rol oynadığı bilinmektedir. Bu partiküller, alüminyum-magnezyum alaşım eriyiği ile silika partikülleri arasındaki reaksiyon yoluyla üretilmiş ve kararlı bir köpük yapısının elde edilmesini sağlanmıştır (Vinod Kumar vd., 2011). Farklı olarak kısa bakır kaplı karbon fiberlerin, hücre duvarı yırtılmasını önlenmesi ve gözenek birleşmelerinin

azaltılması yoluyla alüminyum köpüğün stabilize edilmesine katkıda bulunduğu saptanmıştır (Cao, vd., 2008).

Çalışmalardan da anlaşılacağı üzere seramik nanoparçacıklar ve karbon nanomalzemeler gibi nano ölçekli takviyeler kullanılarak alüminyum matris kompozit köpüklerin (AMKK'lerin) imalatına ilgi giderek artmaktadır. Özellikle matris olarak Al-Si köpüklerin üstün akışkanlıkları, yeterli gözenek yapıları ve ideal mekanik özellikleri nedeniyle yaygın olarak tercih edildiği raporlanmıştır (Lehmhus vd., 2019; Khabushan vd., 2014; Sarajan vd., 2011). Bununla birlikte, büyük boyutlu ve düzensiz ötektik silikon (Si) çatlaklarının oluştuğu ve bu çatlakların alüminyum köpüklerin tokluğu ve mukavemetini olumsuz etkilediği gözlemlenmiştir. Nano takviyelerin eklenmesiyle Si çökeltilerinin ve gözenek morfolojisinin iyileştirilebildiği, böylece Al-Si köpüklerin mekanik özelliklerinin geliştirilmesine yönelik etkili bir çözüm sunulduğu belirlenmiştir (Duarte ve Ferreira, 2016; Hosseini vd., 2017; Li vd., 2022; Ma vd., 2018; Yang vd., 2017). Ergimiş Al-11Si alaşımına ultrasonik titreşimler eşliğinde TiCN nanoparçacıklarının eklenmesi sonucunda elde edilen TiCNp/Al-11Si kompozitlerinde, nanoparçacıkların tanecik içi ve tanecik sınırı dağılımlarının, α-Al ve ötektik Si'nin büyümesini kısıtlamaya yardımcı olduğu saptanmıştır. Ayrıca, 2 hacimli TiCNp/Al-11Si kompozitinde matris alaşımına kıyasla sertlik, çekme mukavemeti ve akma mukavemetinde önemli artışlar sağlanmış; uzama ise %108 oranında iyileştirilmiştir (Wang vd., 2016). Du vd. (2015), tarafından yapılan çalışmada ise hacimce %1 SiC nanoparçacık takviyesinin alüminyum kompozit köpüklerin ortalama hücre boyutunu %50,4 oranında azaltarak gözenek çaplarını mikrometre ölçeğine indirdiği bildirilmiştir. Ayrıca nanopartiküllerin eklenmesi saf alüminyum köpüklere kıyasla akma gerilimini %194,5 ve enerji emilimini %69,4 oranında artırmıştır. Araştırma nanopartiküllerin köpük yapısını ve mekanik özelliklerini önemli ölçüde geliştirdiğini göstermektedir. Yerinde kimyasal buhar biriktirme ve toz metalurjisi kullanılarak hazırlanan CNT takviyeli alüminyum alaşımlı kompozit köpüklerde CNT'lerin gözeneklerin homojenliğinin artırılması ve boyutlarının küçültülmesi sağlanmış, böylece basınç davranışının iyileştirilmesi mümkün kılınmıştır. Bu iyileşme CNT'lerin hidrojen için çekirdeklenme alanlarının artırılması ve köpürme sırasında kabarcık hareketinin sınırlandırılması sonucu elde edilmiştir (Ma vd., 2018). Grafen malzeme ailesine ait grafen nano tabakalar

(GNS'ler), yüksek gerilme mukavemetleri ve Young modülleri nedeniyle metal matrisli kompozitler (MMK'ler) için umut verici bir takviye olarak değerlendirilmiştir. Örneğin, nanolaminat grafen-Al kompozitlerinin mikro sütunları üzerindeki tek eksenli sıkıştırma testlerinde, nanolaminat grafen katmanlarının yük yönünde hizalanmasının veya nanolaminat grafen konsantrasyonunun artırılmasının malzemenin güçlendirilmesine katkı sağladığı gözlemlenmiştir (Feng vd., 2017).

Öte yandan, basınç infiltrasyonu yöntemiyle üretilen grafen nanoflakes (GNF'ler) takviyeli Al-20Si kompozitlerde, GNF'lerin Al_4C_3 oluşumu olmaksızın Al-20Si matrisi ile güçlü bir bağ oluşturması sağlanmış ve böylece sertlik ile elastik modülün artırılması sağlanmıştır. Bu durum GNF'lerin Al kompozitlerini etkili bir şekilde güçlendirdiğini göstermektedir (Yang vd., 2017). Ayrıca, son çalışmalarla grafen nano tabakaların (GNS'lerin) yalnızca yoğun Al kompozitlerin değil, aynı zamanda Al kompozit köpüklerin yapısının güçlendirilmesi, sertleştirilmesi ve iyileştirilmesinde önemli bir rol oynadığı ortaya konulmuştur. Örneğin, bakır nanoparçacıkları ile kaplanmış GNS'ler kullanılarak güçlendirilen alüminyum kompozit köpüklerde, %0,75 GNSs@Cu içeriğinin eklenmesiyle, saf alüminyum köpüklere kıyasla akma gerilmesi, plato gerilmesi ve enerji emme kapasitesinin %100'den fazla arttığı belirlenmiştir. Bu artış yük transferi ve dağılım takviye mekanizmalarının etkinliğine bağlanmıştır (Li vd., 2019). Ek olarak, GNF'lerin alüminyum köpüklerin gözenek morfolojisinin iyileştirilmesine katkıda bulunduğu ve böylece diğer kırılgan köpüklerden farklı olarak düzgün bir gerilme-gerinim eğrisi sergilediği gözlemlenmiştir. %0,10 GNF ilavesiyle plato gerilmesi, enerji emilimi ve spesifik enerji emiliminin hafifçe iyileştirildiği rapor edilmiştir (An vd., 2017).

Toz metalurjisi ile alüminyum köpük üretimi, başlangıç tozlarının karıştırılması, tozların sıkıştırılması ve haddeleme veya ekstrüzyon gibi ikincil işlemlerle başlar. Bu işlemlerden sonra üretilen malzemeler köpürtülebilir malzemeler olarak adlandırılır. Bu nedenle köpürtülebilir malzemeler alüminyum köpük üretiminde önemli bir yere sahiptir. Bunun nedeni köpürtülebilir malzemelerin fiziksel ve mekanik özelliklerinin köpük yapısının özelliklerini etkilemesidir. Örneğin toz metalurjisi yöntemiyle üretilen düşük yoğunluklu köpürtülebilir malzeme köpürtme işlemine tabi

tutulduğunda daha düşük genleşme sergileyebilmektedir. Bu durumda üretilen köpüğün yoğunluğu yüksek olmaktadır (Uzun vd., 2018).

Ergitme yöntemleri ve özellikle toz metalurjisi alüminyum köpük üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır (Ding vd., 2024; Yuan vd., 2023; Zhiqiang vd., 2024). Ayrıca araştırmacılar tarafından geliştirilen birçok yöntem de bulunmaktadır (Kumar vd., 2023). Köpürtülebilir malzemelerden köpük üretiminin esas olarak toz metalurjisi sürecine dahil edildiği kabul edilmektedir. Köpüklerin mekanik ve fiziksel özelliklerinin yalnızca kullanılan malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerine bağlı olmadığı, aynı zamanda bu malzemenin kimyasal bileşiminin de nihai alüminyum köpüğün özelliklerini etkilediği göz önünde bulundurulmalıdır. Bu bağlamda, alüminyum köpüklerin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla çeşitli seramik takviyelerin önerildiği ve özellikle nanopartiküllerin etkilerinin araştırma konularının odak noktası haline getirildiği belirlenmiştir. Papantoniou ve Manolakos (2024), AA5083 plakaları kullanılarak nano yapılı γ-Al_2O_3 ile güçlendirilmiş alüminyum köpüğün üretimi ve karakterizasyonu incelenmiştir. Köpürtülebilir malzemeler TiH_2 ve γ-Al_2O_3 partiküllerinin sürtünmeli karıştırma işlemiyle birleştirilmesi yoluyla hazırlanmış ve daha sonra laboratuvar fırınında köpürtülmüştür. Arştırmacılar köpük yapısında ortalama %70 gözeneklilik ve 27 MPa plato geriliminin elde edildiğini raporlamışlardır. Wang vd. (2024a), karbon nanotüp (CNT) takviyeli kapalı hücre Al-Si kompozit köpüklerin üretimi için yüksek enerjili bilyalı öğütme (YEBÖ) ve toz metalurjisi tekniklerini kullanmıştır. Farklı CNT oranlarını (%0,25, %0,5 ve %0,75) içeren Al-Si köpüklerin üretimi amacıyla başlangıç tozları 500 MPa basınç altında sıkıştırılarak köpüklenebilir malzemeler üretilmiştir. Bu malzemelerin köpürtülmesi ile üretilen kompozit köpüklerde, ağırlıkça %0,50 CNT'nin dahil edilmesiyle çatlak genişleme oranlarının azaldığı ve kırılma modlarının değiştiği bildirilmiştir. Böylece Al-Si köpüklere kıyasla kompozit köpüklerin yorulma dayanımının %54 oranında arttığı saptanmıştır. Ayrıca araştırmacılar tarafından gerçekleştirilen başka bir çalışmada, CNT içeriğinin gözenek boyutunu azaltabileceği ve daireselliğin iyileştirilebileceği vurgulanmıştır. Özellikle, ağırlıkça %1,0 CNT/Al kompozit köpüklerin optimum basınç özellikleri sergilediği rapor edilmiştir (Wang vd., 2024b).

Gao vd. (2024), alüminyum köpüğe bakır kaplı karbon fiberlerin (KF'lerin) eklenmesiyle mekanik özelliklerde iyileşme gözlemlemiştir. KF'nin alüminyum sandviç köpüklerde kabarcık çekirdeklenmesi, büyümesi ve köpük stabilitesi üzerindeki etkisinin incelendiği bu çalışmada köpürtülebilir ara katman toz metalurjisi ve haddeleme işlemleriyle üretilmiştir. Pang vd. (2022), TiH_2 ve Al_2O_3 tozları kullanılarak 7075 alüminyum plakalar üzerinde sürtünmeli karıştırma işlemiyle köpürebilir öncülerin üretildiğini rapor etmişlerdir. Yapılan analizlerde, dönme hızının elde edilen öncülerin homojenliği ve yoğunluğu üzerinde önemli etkiler gösterdiği, buna karşılık kaynak hızının minimal etkiye sahip olduğu ortaya konulmuştur. Rathore vd. (2021), köpürtücü ajan ile stabilizatörün alt tabakaya daha iyi karışmasını sağlamak amacıyla su altı sürtünmeli karıştırma yöntemini kullanmışlardır.

Alüminyum köpükler gözenekli yapılarından dolayı enerji emici malzemeler arasında yüksek potansiyele sahiptir. Bu malzemeler, bileşenler ve yapısal formlar üzerine yürütülen geniş kapsamlı araştırmalar literatürde yer almaktadır. Bu araştırmaların bir kısmı rüzgâr, deprem ve darbe gibi dinamik yükler altında yapı elemanlarının enerji emme performanslarının yanı sıra, otomotiv ve gemi endüstrilerinde kullanılan ince duvarlı çelik boruların darbe altındaki davranışlarını kapsamaktadır. Örneğin, seçici lazer eritme ile poliamid 12'nin kapalı hücreli alüminyum köpüğe entegre edilmesi ve köpük metalin ince duvarlı çelik borularla birleştirilmesi, enerji emme kapasitesi ve yapısal stabilitenin önemli ölçüde artmasını sağlamıştır (Matsumoto vd., 2016). Ek olarak, farklı kesit geometrileri ve gerinim oranlarının etkisiyle köpük dolgulu boru yapıların yarı statik sıkıştırma altındaki performansları değerlendirilirken, eksenel ve eğik yükler altında çok amaçlı optimizasyon teknikleri kullanarak darbe dayanıklılığını iyileştirmeye yönelik tasarımlar da ele alınmıştır (Djamaluddin vd., 2015; Gao vd., 2016 ; Liu, 2008; Patel vd., 2019; Rajak vd., 2019). Ayrıca, çok hücreli konfigürasyonların ve yüksek sıcaklık etkilerinin çarpışma performansı üzerindeki rolü incelenmiş ve uygun tasarım stratejileriyle enerji emme kapasitesinin optimize edilebileceği gösterilmiştir (Qiu vd., 2015; Wang vd., 2021a). Genel olarak bu çalışmalar, gelişmiş tasarım ve optimizasyon stratejilerinin çeşitli yükleme koşulları ve çevresel senaryolarda üstün enerji emme performansı sağlayan yapıların geliştirilmesinde kritik öneme sahip olduğunu ortaya koymaktadır.

Bu çalışma, Ni-kaplı GNP'lerin alüminyum köpüklerin stabilite ve dayanıklılık özellikleri üzerindeki etkisini değerlendirmeye yönelik ilk girişimi sunmaktadır. Nanokompozitlerin üretilmesindeki temel zorluklar, yüksek yüzey-hacim oranı ve seramik parçacıkların alüminyum tarafından ıslatılabilirliğinin düşük olmasıdır. Küçük partiküller topaklanma eğilimindedir ve dislokasyon hareketini engelleme yeteneklerini kaybederler. Bu çalışmada, kullanılan grafen kimyasal olarak Ni ile kaplanmış ve Ni-GNP/AlSi12 kompozitleri (köpürebilir öncü malzeme) toz metalürjisi ile üretilmiştir. Köpürebilir öncü malzemeler ile alüminyum köpük üretimi ve üretilen köpüklerin karakterizasyonu üzerine kapsamlı araştırmalar yapılmıştır. Ancak köpürebilir öncü malzemelerin özellikleri konusunda yeterli çalışma yapılmadığı görülmüştür. Üretilen köpürebilir öncü malzemeler esasen bir tür kompozit malzemedir. Mevcut araştırmamızda öncelikli olarak toz metalurjisi yöntemiyle ürtilen köpürtülebilir Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerinin fiziksel özellikleri ve sertlik değişimleri üzerindeki etkisi analiz edilmiştir. Devamında üretilen öncü malzemelerin genleşme davranışı, makro yapıları ve hücre duvarı sertliği üzerindeki etkileri sistematik olarak araştırılmıştır. Bildiğimiz kadarıyla, literatürde daha önce yapılan hiçbir çalışmada Al-Si kompozit köpüklerde Ni-kaplı grafen nanoplateletlerin kullanımı araştırılmamıştır. Bu da araştırmanın yeniliğinin altını çizmektedir. Bununla birlikte üretilen Ni-GNP/AlSi12 köpüklerle dolgulanmış paslanmaz çelik boruların basma ve eğme performansları değerlendirilmiştir. Alüminyum köpük dolgulu çelik borular eksenel yük testleri altında incelenmiş ve analiz edilmiş olsa da, farklı nanoparçacık içeriğine sahip bileşenlerin enerji yutma kapasitesine ilişkin çok az sayıda sistematik analiz bulunmaktadır. Bu nedenle, bu çalışma Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu çelik boru elemanların basma ve eğme performansını deneysel araştırmalarla analiz etmektedir. Farklı Ni-GNP içeriğine sahip AlSi12 köpükler ile dolgulanmış ve boş paslanmaz çelik boruların deformasyon özellikleri, gerilme değişimi ve enerji yutma kapasitesi karşılaştırılmıştır.

2. TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE METAL KÖPÜK ÜRETİMİ

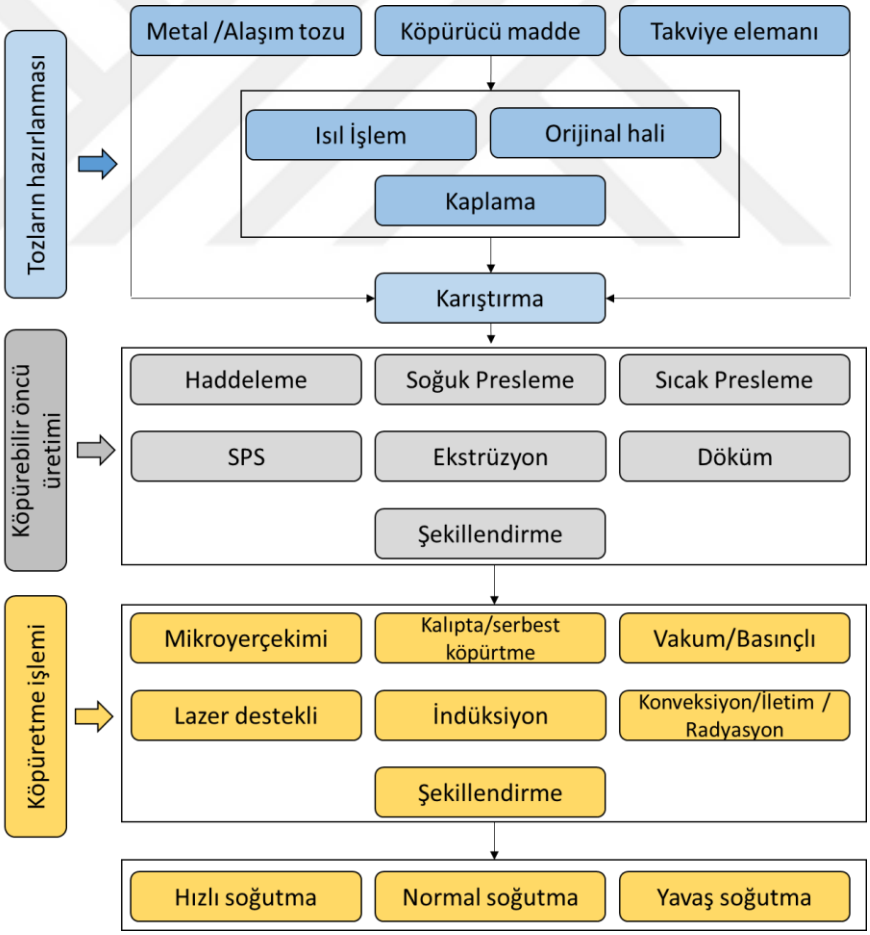
2.1 Yöntemin Esasları

Toz metalürjisi (TM), hafif ve gözenekli yapılara sahip metalik köpüklerin üretiminde kullanılan, çok yönlü ve etkili bir yöntemdir. Bu süreç, çeşitli endüstriyel uygulamalara uygun özelleştirilebilir malzemeler üretmek için ideal bir olanak sunar. TM'nin temel adımlarından biri olan köpürebilir öncü malzemenin hazırlanması, nihai ürünün gözenek yapısı, mekanik özellikleri ve genel performansını doğrudan etkilemektedir. Sıkıştırma basıncı, köpürtücü madde seçimi ve parçacık boyutu dağılımı gibi faktörler köpükleme sürecinin başarısında kritik bir rol oynamaktadır (Proa-Flores vd., 2012; Youn ve Kang, 2004) Özellikle titanyum hidrür (TiH_2), güvenilir hidrojen salınım özellikleri sayesinde yaygın olarak kullanılan bir köpürtücü maddedir ve parçacık boyutunun optimize edilmesiyle gözenek yapısı ve genişleme performansı önemli ölçüde iyileştirilebilir (Proa-Flores vd., 2012).

Alüminyum köpüklerin üretiminde ısıl işlemler ve soğutma yöntemleri hücre duvarlarının mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kilit öneme sahiptir. Örneğin, AA6061 alüminyum köpükleri üzerinde yapılan araştırmalar, köpürtme sonrası uygulanan tam ısıl işlemlerin, işlem görmemiş örneklere kıyasla dayanıklılığı %75'e kadar artırabildiğini göstermektedir. Bu durum, köpüklerin yapısal bütünlüğünü ve mekanik performansını artırmak için ısıl işlemin önemini vurgulamaktadır (Lehmhus ve Banhart,2003; Musa vd., 2016). Benzer şekilde, Zn–22Al ötektik alaşım köpükleri, çözümleme ve su verme işlemleri sayesinde ince taneli bir mikro yapı kazanarak sünekliği artan bir hale gelir. Bu iyileşme büyük ölçüde, hücre duvarlarında meydana gelen süper plastik deformasyona bağlıdır (Kitazono ve Takiguchi, 2006). Bununla birlikte metalik köpük üretiminde karşılaşılan yaygın bir zorluk, hücre duvarı kusurlarıdır. Katılaşma genişlemesi (KG) bu kusurların ana nedenlerinden biri olarak öne çıkmaktadır. Alüminyum köpükler üzerinde yapılan X-ışını radyoskopisi ve tomografi çalışmaları, KG büyüklüğü ile hücre duvarı yırtılma sıklığı arasında doğrudan bir ilişki olduğunu ortaya koymuştur. Bu da köpük oluşum esnasında katılaşma dinamiklerinin hassas bir şekilde kontrol edilmesi gerektiğini açıkça

göstermektedir (Mukherjee vd., 2010a). Ek olarak köpük oluşum esnasında TiB_2 parçacıklarının alüminyum köpüklere dahil edilmesi, hücre duvarı kalınlığını azaltırken enerji emilimi kapasitesini artırmakta ve genel mekanik performansı iyileştirmektedir (Kennedy ve Asavavisitchai, 2004).

Optimize edilmiş öncü malzeme üretimi, kontrollü köpürtme parametreleri ve gelişmiş ısıl işlem protokollerinin bir araya getirilmesi, hafif yapı malzemelerinden enerji emilimi ve termal yönetim uygulamalarına kadar çeşitli alanlarda yüksek performanslı köpüklerin geliştirilmesine olanak tanımaktadır. Bu teknik modern mühendislik gereksinimlerini karşılamak için yenilikçi çözümler sunmaya devam etmektedir. Şekil 2.1'de genel sürecin bazı potansiyel sıra değişimlerini içeren akış şeması verilmiştir (Behymer ve Morsi, 2023).



Şekil 2.1 Köpürebilir öncü üretiminde prosedürel varyasyon örnekleri

2.2 Kullanılan Köpürtücü Maddeler

TM yöntemi ile metalik köpüklerin üretiminde köpürtücü maddelerin seçimi ve optimize edilmesi elde edilen köpüklerin gözenek yapısı, mekanik özellikleri ve genel performansında kritik bir rol oynar. Bu yöntemde TiH_2, güvenilir hidrojen salınım özellikleri nedeniyle en yaygın kullanılan köpürtücü maddelerden biridir. Ancak TiH_2'nin performansı, oksidasyon veya parçacık boyutunun ayarlanması gibi ön işlemlerle artırılabilir. Örneğin oksidasyon işlemi, hidrojen salınım sıcaklığını belirli alaşımların ergime aralığına uygun hale getirerek köpük morfolojisini iyileştirirken daha büyük parçacık boyutları (örneğin, 50 μm) alüminyum köpüklerde homojen gözenek yapıları ve genleşme sağlamaktadır (Matijasevic-Lux vd., 2006a, 2006b; Proa-Flores vd., 2012).

Hidrürlere ek olarak karbonat bazlı köpürtücü maddeler (örneğin, kalsiyum karbonat [$CaCO_3$], magnezyum karbonat [$MgCO_3$] ve dolomit [$CaMg(CO_3)_2$]), maliyet ve güvenli kullanım özellikleriyle dikkat çekmektedir. Dolomit, Al-Si-Cu alaşımlarında ince ve homojen hücre yapıları sağlayarak üstün performans sergilerken, $MgCO_3$ düşük sıcaklıklarda ayrışarak köpüklenebilirliği artırmaktadır [Cambronero vd., 2009; Koizumi vd., 2011; Soloki ve Esmailian, 2015). Bu karbonatlar hidrürlerin yerine daha güvenli alternatifler olarak öne çıkmaktadır (Saberi ve Oveisi; 2020).

Kaplama teknolojileri, köpürtücü maddelerin performansını artırmada önemli bir yere sahiptir. Örneğin, TiH_2 parçacıkları üzerindeki Ni–P kaplamalar, kontrollü hidrojen desorpsiyonu sağlayarak gazın erken salınımını önler ve köpüğün termal stabilitesini artırır (Azarniya ve Rasooli; 2016). SiO_2/Al_2O_3 çift katmanlı kaplamalar, hidrojen salınımını geciktirerek gözenek oluşumunu daha iyi kontrol eder ve daha homojen yapılar oluşturur (Fang vd., 2005). Karbonatlar üzerinde yapılan kaplamalar da dikkat çekicidir. Örneğin, $CaCO_3$ parçacıklarına uygulanan SiO_2 kaplamaları, termal stabiliteyi artırır ve ayrışmayı geciktirerek daha homojen gözenek yapıları sağlar (Lu vd., 2013). Diğer taraftan florür kaplaması uygulanan $CaCO_3$ parçacıkları, alüminyum ergiyikleriyle daha iyi ıslanabilirlik göstererek daha küçük ve eşit dağılımlı gözenekler oluşturur (Nakamura vd., 2002). Benzer şekilde, sol-jel yöntemiyle kaplanan $MgCO_3$ parçacıkları, ayrışma hızını yavaşlatarak daha etkili ve stabil bir köpürtücü madde

haline gelir (Ji vd., 2009). Bu kaplama modifikasyonları yalnızca gaz salınımını geciktirmekle kalmaz, aynı zamanda köpükleme sürecinin diğer yönlerini de iyileştirir. Örneğin, TiH_2'ye dahil edilen bor fenolik reçine (BFR), yavaş salınım mekanizması sayesinde alüminyum köpüklerde gözenek uniformitesini ve sıkıştırma dayanımını önemli ölçüde artırır (Li vd., 2018).

Kaplama teknolojilerinin yanı sıra, hidrojen desorpsiyon kinetiği ve ısıtma hızları gibi faktörler, köpük oluşum sürecinde önemli etkilere sahiptir. TiH_2, yüksek sıcaklıklarda (650°C üzeri) hidrojen difüzyonundan kimyasal oksidasyona geçiş yapar ve bu süreç köpük genişlemesini doğrudan etkiler (Rasooli vd., 2013). Ayrıca, hidrojenin katı ve yarı katı aşamalarda salınımı, köpüğün nihai yapısını ve dayanımını belirler. Alaşım tamamen ergiyik hale geldikten sonra hidrojen salınımı gerçekleşen köpükler, daha erken salınım gerçekleşenlere kıyasla daha homojen bir yapı ve yüksek dayanım sağlar (Muduli vd., 2019).

Sonuç olarak, hem hidrür hem de karbonat bazlı köpürtücü maddelerin optimize edilmesi, metalik köpüklerin özelliklerini iyileştirmek için büyük bir potansiyel taşımaktadır. Bu gelişmeler otomotiv, havacılık, enerji emilimi ve hafif yapı gibi çeşitli alanlarda kullanılan yüksek performanslı köpüklerin üretimine olanak sağlamaktadır [Korpe vd., 2017; Matijasevic vd., 2006a, 2006b; Proa-Flores vd., 2012; Yaman vd., 2017).

2.3 Köpürebilir Öncü Malzeme Üretimi

Köpürtülebilir öncü malzemeler genellikle toz metalurjisi yönteminde, metal tozlarının (örneğin Al, Al-Si, Al-Si-Mg-Cu-Sn, Al-Sn) ve bir köpürtücü maddenin (çoğunlukla TiH_2 veya dolomit) üç boyutlu karıştırıcıda, bazen parçacıkların homojen dağılımını sağlamak için uzun süreler boyunca eşit şekilde karıştırılmasıyla üretilmektedir (Aguirre-Perales vd., 2012; Banhart, 2013; Ding vd., 2022; Uzun, 2019). Birçok durumda, köpürtücü maddenin ayrışma davranışını değiştirmek için ön işleme tabi tutulmaktadırlar (örneğin, oksitlenmiş TiH_2) (Ding vd., 2018; Matijasevic-Lux vd., 2006b). Karıştırılan tozlar daha sonra -genellikle soğuk presleme, sıcak presleme, sıcak haddeleme veya sıcak ekstrüzyon yoluyla etkili köpük oluşumu için

yeterince yüksek (>%95) bir bağıl yoğunluk elde edene kadar konsolide edilmektedir (Feng vd., 2003; Uzun, 2019). Bazı yöntemlerde karışım tozlar alüminyum levhaların arasına konumlandırıldıktan sonra haddeleme veya prasleme işlemlerinden geçirilmektedir (Ding vd., 2020). Üretilen köpürebilir öncüler sıkıştırmanın ardından, bir fırın veya kalıp içinde köpürme sıcaklığına kadar ısıtılarak köpürtücü maddeden salınan gazın metal matrisi genişletmesine ve nihai köpük yapının oluşmasına olanak sağlamaktadır.

Özellikle, köpürebilir öncü malzemelerde birbirine bağlı gözenekliliğin etkili bir şekilde ortadan kaldırılması koşuluyla, köpüklenmenin biraz daha yüksek bağıl yoğunluklarda (yaklaşık %94'ün üzerinde) meydana gelebileceği rapor edilmiştir (Kennedy, 2002). Öncü malzeme içerisindeki köpürtücü maddeden ayrışan gazları yapı içerisinde tutarak başarılı köpük genleşmeleri elde edilebilir. Ancak, köpürebilir malzemelerin üretimi esnasında sıkıştırma sırasında sürtünmenin neden olduğu yerel yoğunluk değişimleri, özellikle tek eksenli presleme yöntemi kullanıldığında daha büyük veya daha karmaşık geometrilerde homojen olmayan köpüklenmeye yol açabilir. Bu gibi durumlarda, çift taraflı presleme veya soğuk izostatik presleme (CIP) yöntemlerini kullanmak, daha düzgün bir yoğunlaşma profili elde edilmesine yardımcı olmaktadır (Kennedy, 2002). Öncü malzemelerin ergime derecelerinin altında başlayan genleşmelerde toz parçacıklarının tercihli yönlenmeleri veya yapının çatlatılması, nihai hücresel yapıya anizotropi özellik kazandırmaktadır. Sıcak presleme ve ekstrüzyon gibi konsolidasyon sırasında ortaya çıkan mikroyapısal faktörler tamamen genleşmiş köpükteki gözenek morfolojisinin şekillendirilmesini etkilemektedir (Lazaro vd., 2013a).

Alaşım bileşimi ve presleme koşullarının seçimiyle köpürebilir öncü malzemelerin genleşme davranışı ve köpük morfolojisi daha fazla modüle edilebilir (Duarte ve Banhart, 2000). Örneğin, AlSi8Mg4 alaşımlı köpükler üzerine yapılan araştırmalarda, yaklaşık %97,5 ila %99 arasında değişen bir öncü yoğunluk elde edildiğinde, %880'e kadar yüksek genleşme seviyelerine ulaşılabildiği belirlenmiştir. Daha düşük yoğunlukların, köpürtücü maddenin yetersiz gözenek oluşumuna neden olduğu, daha yüksek yoğunlukların ise çekirdeklenme alanlarının azalmasına bağlı olarak genel genleşmeyi kısıtladığı tespit edilmiştir (Helwig vd., 2009). Sıcak presleme sırasında

öncü malzemelerdeki TiH_2'den aşırı gaz kaybı ile birlikte alüminyum tozlarının oksidasyonu yüksek sıcaklıklarda genleşmeyi olumsuz yönde etkilemekte ve köpük verimliliğinin azalmasına neden olmaktadır (Asavavisithchai ve Kennedy; 2006). Bir diğer önemli etken, öncü malzemelerin sıkıştırma atmosferinin ayarlanmasıdır. Örneğin, vakum altında sıcak sıkıştırılmış AlSi11 öncüllerinin, hava ortamında sıkıştırılanlara kıyasla daha iyi konsolide olduğu, uzun kabarcık oluşumunu azalttığı ve daha homojen bir gözenek boyutu dağılımıyla daha yüksek ve tekrarlanabilir genleşme sağladığı gösterilmiştir. Bu bulgular birlikte ele alındığında, hem hidritlerin termokimyasal davranışının hem de sıkıştırma ortamının (vakum, hava veya yüksek sıcaklık) genel köpüklenme sürecini ve nihai hücresel metalin morfolojisini önemli ölçüde etkileyebileceği vurgulanmaktadır (Jiménez vd., 2009).

Bu üretim koşullarının ötesinde, köpürme sırasında ortam basıncının kontrol edilmesi, gözenek yapısını iyileştirmek için ek bir yöntem sağlamaktadır. AlSi6Cu4 öncülleri söz konusu olduğunda, 40 bar'a kadar yüksek basınçlar altında köpürtmenin daha küçük, daha yuvarlak ve daha düzgün dağılmış gözenekler verdiği bulunmuştur (García-Moreno vd., 2021). Ayrıca, solidus sıcaklığının altındaki ısıl işlemler, öncü malzemelerin mikro yapısını değiştirmek ve nihai hücresel yapının kalitesini iyileştirmek için kullanılabilir. Bu tür işlemlerin, gözeneklerin daireselliğini artırdığı ve AlSi10 bazlı öncüllerdeki kusurları azalttığı gösterilmiştir (Lázaro vd., 2014). Öte yandan, köpürebilir öncüllerin ısıl işleminin hem genleşme hem de bozunma süreçlerini önemli ölçüde yavaşlattığı ve hücre duvarlarında oluşan oksitler sayesinde köpüğü etkili bir şekilde stabilize ettiği bildirilmiştir. Bu uygulama, pik genleşme süresini uzatarak drenaj ve çöküşü geciktirmekte ve böylece köpük morfolojisi üzerinde daha hassas bir kontrol sağlamaktadır (Deng vd., 2020).

2.4 Köpürebilir Öncü Malzemelerde Gözenek Oluşum Mekanizmaları

Kapalı hücreli metalik köpüklerde sık karşılaşılan temel sorunlardan biri, hücre boyutunu yeterince kontrol edememek ve bu boyutların homojenliğini sağlayamamaktır. Bu durum mekanik performansta istenmeyen kayıplara yol açmaktadır. Metal eriyik hâlindeyken kabarcıkların birleşme davranışının farklılığı, öncü malzeme içindeki TiH_2'nin (temel gaz kaynağı) düzensiz dağılımı veya

topaklanması, ayrıca kompakt içinde yoğunluğun homojen olmayışı köpük yapısının homojenliğini olumsuz yönde etkileyen temel faktörlerdir. Dolayısıyla, köpürtücü maddenin doğru dağılımı, öncü malzemenin konsolidasyonu, gözenek çekirdeklenmesi, genleşme ve kabarcıkların birleşmesi gibi süreçleri kapsamlı bir şekilde anlamak, kararlı ve optimize edilmiş metalik köpükler üretebilmek açısından kritik öneme shiptir (Behymer ve Morsi, 2023).

Son yenilikçi çalışmalar, alternatif gaz kaynaklarının gözenek oluşumunu önemli ölçüde etkilediğini göstermektedir. Örneğin, hidrojen taşıyan madde olarak TiH_2 yerine AlMg50 tozunun kullanılmasıyla daha kontrollü bir gaz salınımı sağlandığı ve hem Al hem de Zn bazlı köpüklerde ince, eşit dağılımlı bir gözenek yapısına yol açtığı belirtilmiştir (Mukherjee vd., 2010b). Bu homojenlik, yalnızca köpük stabilitesini artırmakla kalmaz, aynı zamanda basma testiyle doğrulandığı üzere daha yüksek mekanik mukavemete de katkı sağlar. Ayrıca, sabit bir manyetik alanın, özellikle toz metalürjisine dayalı üretimde, alüminyum köpükler içindeki drenajı baskılamak için önemli bir potansiyel sunduğu vurgulanmıştır. Düzgün bir yatay manyetik alanın uygulanmasıyla, köpük içindeki sıvı metal akışının kontrol edilebileceği, aşırı drenajın azaltılabileceği ve genel gözenek stabilitesinin iyileştirilebileceği belirtilmiştir. Bu tür bir kontrolün özellikle köpürmenin erken aşamalarında faydalı olduğu ve drenajın daha da baskılanması için partikül bazlı takviyelerle birleştirilebileceği ifade edilmiştir (Zhang vd., 2022).

Alternatif köpürtme ajanları ve manyetik alan uygulamalarının ötesinde, gözenek oluşumunu iyileştirmeye yönelik farklı stratejiler de geliştirilmiştir. Örneğin, TiB_2 gibi seramik parçacıkların eklenmesiyle, köpüğün kararlılığı olumsuz yönde etkilenmeden genleşme oranının ve enerji emilim kapasitesinin önemli ölçüde artırılabildiği bildirilmiştir (Kennedy ve Asavavisitchai, 2004). Ayrıca, toz sıkıştırma yöntemi, presleme parametreleri, köpürtme sıcaklığı ve ısıtma hızının dikkatli kontrolü sayesinde, AlSi7 ve 6061 gibi çeşitli alüminyum alaşımlarında köpüğün genleşmesi ve morfolojisinin önemli ölçüde etkilendiği tespit edilmiştir (Duarte ve Banhart, 2000). Ergime noktasının altında gerçekleşen erken köpürme fenomenlerinin, öncelikle tozların belirli yönlerde tercihli olarak ayrılması ve köpürtücü maddenin

erken ayrışması nedeniyle, nihai hücresel yapıda anizotropiye yol açtığı gösterilmiştir (Lazaro vd., 2013b).

Bu karmaşıklıkların üstesinden gelmek için gerçek zamanlı X-ışını görüntüleme teknikleri vazgeçilmez hale gelmiştir. Mikro odaklı X-ışını kaynakları sayesinde, köpürtme sürecinin yüksek frekanslı ve yüksek çözünürlüklü olarak yerinde izlenebildiği rapor edilmiştir (García Moreno vd., 2021). Farklı yerçekimi seviyelerinde gerçekleştirilen yerinde X-ışını izleme gibi gelişmiş yöntemlerin, drenajın ve köpük kararlılığının nasıl geliştiğini ortaya koyduğu belirtilmiştir (García-Moreno vd., 2014). Saniyede yüzlerce ila binlerce tomogram elde edilmesine imkân tanıyan daha hızlı 'tomoskopi' yaklaşımlarının, köpüklenme sırasında gözenek çekirdeklenmesi, genişlemesi ve birleşmesi gibi dinamik olayların net bir şekilde gözlemlenmesini sağladığı belirtilmiştir (García-Moreno vd., 2019, 2021). Son çalışmalar, sıcaklığa bağlı birleşme kinetiğinin ve iç yapısal stabilitenin özellikle AlSi8Mg4 ve AlSi9 köpüklerinde önemli olduğunu göstermektedir. Artan sıcaklığın birleşme oranını doğrusal olarak artırdığı ve alaşım bileşimindeki küçük farklılıkların köpük stabilitesini önemli ölçüde iyileştirebileceği vurgulanmaktadır (García-Moreno vd., 2020). Ayrıca, mikro gözeneklilik üzerine yapılan derinlemesine incelemeler, alaşım elementleri, köpürtücü madde seçimi ve bekletme süresinin, hücre duvarları ve plato sınırları içindeki ince gözeneklerin oluşumu ve gelişimi üzerinde güçlü bir etkiye sahip olduğunu göstermiştir (Mukherjee vd., 2017).

2.5 Alüminyum Alaşımlarının Köpürtülmesi

Birçok çalışma, toz hâlindeki saf alüminyumun köpürtülmesini ele almaktadır. Ancak, alaşımlama yoluyla daha güçlü ve daha iyi genleşme özelliklerine sahip köpükler üretmek mümkündür. Alüminyum alaşımlı köpükler üzerinde yapılan araştırmalarda, silikon, bakır, kalay, çinko ve magnezyum gibi elementlerin kullanımı öne çıkmaktadır. Bu alaşım elementleri genellikle solidus sıcaklığını düşürerek köpüğün genleşme oranını artırmakta ve gözenek boyutunu küçültmektedir. Örneğin, Al tozlarına ağırlıkça %1 oranında Mg ilave edilmesi, köpükte spinel parçacıklarının oluşmasına yol açarak hücre duvarı drenajını kısıtlamakta ve köpük stabilitesini artırmaktadır. Bu durum, daha yüksek köpük genleşmesi ve daha homojen hücre

yapıları elde edilmesini sağlamaktadır (Wang vd., 2011). Benzer şekilde, Al-Si alaşımlarına Cu eklenmesinin, sıvının hacim oranını artırdığı, genleşme oranlarını yükselttiği, tepe genleşme süresini kısalttığı ve çatlak benzeri gözenek oluşumunu azalttığı gösterilmiştir. Bu sayede, daha ince ve daha düzgün gözenek morfolojileri elde edilirken, basma dayanımları da artmaktadır (Deng vd., 2021). Hem Mg hem de Cu içeren Al-Si alaşımları üzerine yapılan araştırmalarda, Mg'nin daha ince ve daha homojen bir gözenek yapısına katkı sağladığı vurgulanmıştır. Ancak, yüksek genleşme elde edebilmek için dar bir işlem penceresi gerektiği de belirtilmiştir (Helwig vd., 2011). Düşük erime noktalı Sn ilavelerinin de faydalı olduğu gösterilmiştir. Bu sayede daha düşük köpürme sıcaklıklarına olanak sağlanmakta, yüzey geriliminin azalmasıyla gözenek birleşmesi önlenmekte ve köpük çökmeye karşı stabilize edilmektedir. Özellikle sıcak preslenmiş Al-Sn öncüllerinde, yaklaşık %2-3 ağırlıkça Sn konsantrasyonu kullanıldığında, 10 dakikalık işlem süreleri boyunca %375'e kadar genleşmeye ulaşıldığı rapor edilmiştir (Aguirre-Perales vd., 2012).

TM yönteminde saf alüminyuma ek olarak AlSi6, AlSi7, AlSi9, AlSi10, AlSi12, AlSi9.6Mg1, Al6061 (0,4–0,8 Si, 0,8–1,2 Mg ve <0,7 Fe) ve AlSi11Cu4Zn2 dahil olmak üzere çok sayıda Al alaşımı araştırılmıştır (Bonaccorsi ve Proverbio, 2006; Duarte ve Banhart, 2000; Geramipour ve Oveisi, 2017; Helwig vd., 2011; Kamm vd., 2021; Lazaro vd., 2013a; Lehmhus ve Busse, 2004; Uzun, 2019; Von Zeppelin vd., 2003). Araştırmalar, alaşım bileşimlerinin köpürme sürecini, gözenek yapısını ve kararlılığını önemli ölçüde etkilediğini ortaya koymuştur. Örneğin, Al–9Si–Cu alaşımları üzerinde yapılan çalışmalarda, Cu içeriğinin artırılmasının genleşme oranlarını yükselttiği, erken köpürme aşamalarında çatlak benzeri gözenek oluşumunu azalttığı ve viskozitenin iyileştirilmesiyle daha ince gözenek yapıları ile daha yüksek basma dayanımlarının elde edildiği gösterilmiştir (Helwig vd., 2011). TiH_2'nin TiH_2'nin ayrışma davranışında, termal işlemler gibi ayarlamaların, köpürtücü maddenin ayrışma sıcaklığı ile alaşımın ergime sıcaklığı arasındaki uyumsuzluğu azalttığı ve böylece gözenek homojenliğini iyileştirdiği gösterilmiştir. Bu ayarlamaların, matris alaşımının ergime aralığına daha iyi uyum sağlamak amacıyla yapıldığı belirtilmiştir (Lehmhus ve Busse, 2004). Sıcak sıkıştırılmış veya ekstrüde edilmiş öncüllerde gözlemlenen mikro yapısal farklılıkların, öncü malzeme üretimi sırasında oluştuğu ve bu farklılıkların, kristalografik doku ile tozların ayrışmasının

şekillendirdiği erken aşama genleşme anizotropisiyle ilişkili olduğu belirtilmiştir. Bu anizotropilerin mekanik özellikler üzerinde etkili olduğu ve nihai köpüğün yapısına kadar devam edebileceği ifade edilmiştir (Lazaro vd., 2013b). X-ışını mikrotomografisi ve optik genleşme ölçümü gibi tekniklerin, genleşme davranışı ile hücresel morfoloji arasındaki ilişkiyi anlamada kritik öneme sahip olduğu bilinmektedir (Kamm vd., 2021; Lazaro vd., 2013b). AlSi12 alaşımlarına SiC ve CNT takviyelerinin eklenmesinin, köpüklerin elastik-plastik deformasyon davranışını önemli ölçüde iyileştirdiği, özellikle daha yüksek takviye içeriklerinde Young modülü ve ortalama gerilim değerlerini artırarak mekanik performansı belirgin şekilde geliştirdiği gösterilmiştir (Uzun, 2019). TM yöntemi, AlSi7 ve 6061 gibi çeşitli alüminyum alaşımlarının incelenmesinde yaygın olarak kullanılmıştır. Bu yöntemle, presleme parametrelerinin, köpürme sıcaklıklarının ve ısıtma oranlarının köpüğün genleşme davranışı ve mikro yapısal evrimi üzerindeki etkileri ortaya konulmuştur (Duarte ve Banhart, 200).

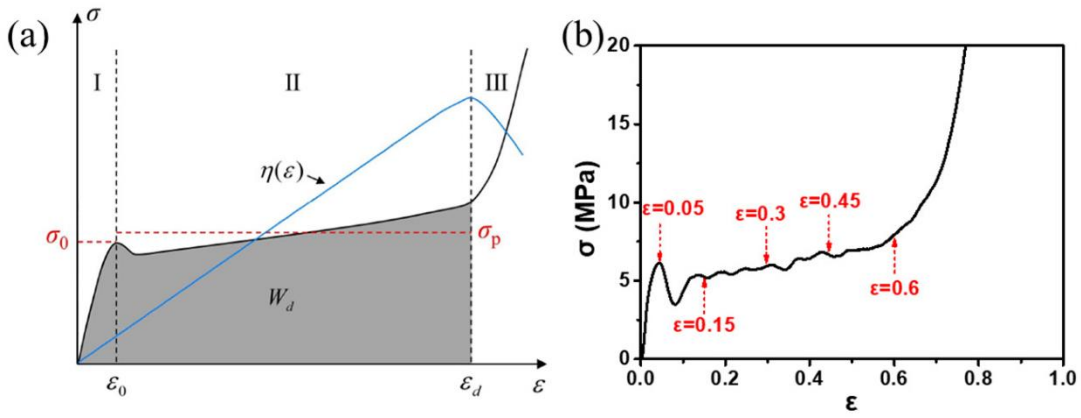
Alüminyum alaşım tozunun oksidasyonunun, köpürme sürecinde kritik bir rol oynadığı tespit edilmiştir. Asavavisithchai ve Kennedy (2006), alüminyum tozunun oksijen içeriğinin ağırlıkça %0,3-0,4 seviyelerine yükseltilmesinin, köpük genleşmesi ve stabilitesi üzerinde olumlu etkiler sağladığını rapor etmiştir. Ancak, oksijen içeriğinin %0,54 veya daha yüksek seviyelere ulaşması, viskozitenin artmasına neden olarak köpürme sürecini olumsuz etkilemiş ve genleşmeyi engellemiştir. Köpürme süreci sırasında stabilite sağlayan oksitlerin oluşumu detaylı bir şekilde incelenmiştir. Mikroyapısal analizler, alüminyum tozu parçacıkları üzerindeki yüzey oksit filmlerinin sıkıştırma işleminden sonra kırıldığını ve bu durumun, oksitlerin gözenek çekirdeklenmesi sırasında parçalanmasına olanak sağladığı ve köpük stabilitesini önemli ölçüde artırdığını ortaya koymuştur (Asavavisithchai ve Kennedy, 2011). TM köpüklerinin stabilizasyon mekanizmasına yönelik yapılan ileri araştırmalar, köpük stabilitesinin esas olarak drenaj tamamlandıktan sonra dengeye ulaşan arayüzey kuvvetleri tarafından kontrol edildiğini göstermektedir. Bu kuvvetlerin, köpük yapısının kararlılığını belirleyen temel etken olduğu tespit edilmiştir (Körner vd., 2005). Oksitleyici ve oksitleyici olmayan atmosferlerde köpürme üzerine yapılan çalışmalar, köpük yapısında karmaşık ve hiyerarşik bir oksit dağılımının oluştuğunu ortaya koymuştur. Bu çalışmalar, oksitlerin köpüğün hücre duvarlarında yer aldığını

ve bu yapının, köpük stabilitesine katkıda bulunan önemli bir unsur olduğunu göstermiştir. Bu oksitler, gaz/metal arayüzlerine önemli bir ayrışma olmaksızın hücre duvarlarının büyük kısmına dağılmıştır. Ek olarak, havanın varlığının, öncünün dış yüzeyinde oksidasyonu teşvik ederek köpürmeyi geciktirdiği ve köpük genleşme oranını etkilediği bulunmuştur (Dudka vd., 2008). Alüminyum alaşım tozlarının öğütülmesinin, oksidasyon seviyeleri ve köpük özellikleri üzerinde önemli bir etkisi olduğu belirlenmiştir. Öğütme süresinin 15 dakikaya çıkarılması, oksidasyon seviyesini artırarak gözenek boyutunun küçülmesine, köpük yoğunluğunun artmasına ve köpürme sürecinin olumlu yönde etkilenmesine yol açmaktadır. Ancak, öğütme süresinin aşırı artırılması, toz parçacıklarının soğuk kaynaklanmasına neden olarak, köpüğün makro yapısal özelliklerinde bozulmalara sebep olmaktadır (Prosviryakov vd., 2022).

2.6 Mekanik Özellikler

2.6.1 Alüminyum Köpüklerin Sıkıştırma Altında Deformasyon Davranışı

Alüminyum köpüklerin sıkıştırma altındaki benzersiz deformasyon davranışı, onları enerji emilimi ve çarpışma koruma uygulamaları için son derece uygun hale getirmektedir (Kulshreshtha ve Dhakad, 2020). Sıkıştırma süreci, Şekil 2.2'de gösterildiği gibi üç ayrı aşamaya ayrılabilir (Fu ve Li, 2024).



Şekil 2.2 (a) ε-σ ve ε-η eğrisinin şematik diyagramı; (b) gerçek ε-σ eğrisi

Elastik deformasyon aşaması: Düşük gerinim seviyelerinde, köpük elastik deformasyon sergiler, burada stres (σ) gerinim (ε) ile doğrusal olarak artar. Bu aşama geri dönüşümlüdür ve köpük yapısı bozulmadan kalmaktadır.

Plato aşaması: Elastik aşamayı takiben, köpük bir plato stres bölgesine girer. Bu aşamada, gerinim arttıkça, stres neredeyse sabit kalır. Bu davranış, streste önemli bir artış olmadan enerjiyi etkili bir şekilde dağıtan köpük hücrelerinin kademeli çöküşüne atfedilir.

Yoğunlaştırma aşaması: Daha yüksek gerinimlerde, köpük yoğunlaştırma aşamasına geçer. Burada, hücre duvarları temas ettikçe stres daha fazla sıkıştırma ile keskin bir şekilde artar ve malzeme daha çok katı gibi davranır.

Bu deformasyon profili, alüminyum köpüklerin korunan nesneler üzerindeki stres seviyelerini kritik eşiklerin altında tutarken önemli miktarda enerjiyi emmesini sağlamakta ve bu da onları darbe azaltma ve çarpışma güvenliği uygulamaları için ideal hale getirmektedir (Evans vd., 1998).

Alüminyum köpüklerin ana parametreleri, gözeneklilik P, bağıl yoğunluk $\rho_{\text{bağ}}$, ortalama gözenek boyutu d_r, yoğunlaşma gerilmesi ε_d, plato gerilmesi σ_p ve yoğunlaşma gerilmesinde enerji emilimi W_d aşağıdaki denklemlere göre hesaplanabilir:

Gözeneklilik P (Eşitlik 2.1):

$$P = 1 - \frac{\rho^*}{\rho_{Al}} \tag{2.1}$$

Burada ρ_{Al}, öncü Al yoğunluğu ve ρ^* alüminyum köpük yoğunluğudur. Bağıl yoğunluk (Eşitlik 2.2):

$$\rho_{bağ} = \frac{\rho^*}{\rho_{Al}} = 1 - P \tag{2.2}$$

Deformasyon sırasında enerji emilimi (Eşitlik 2.3):

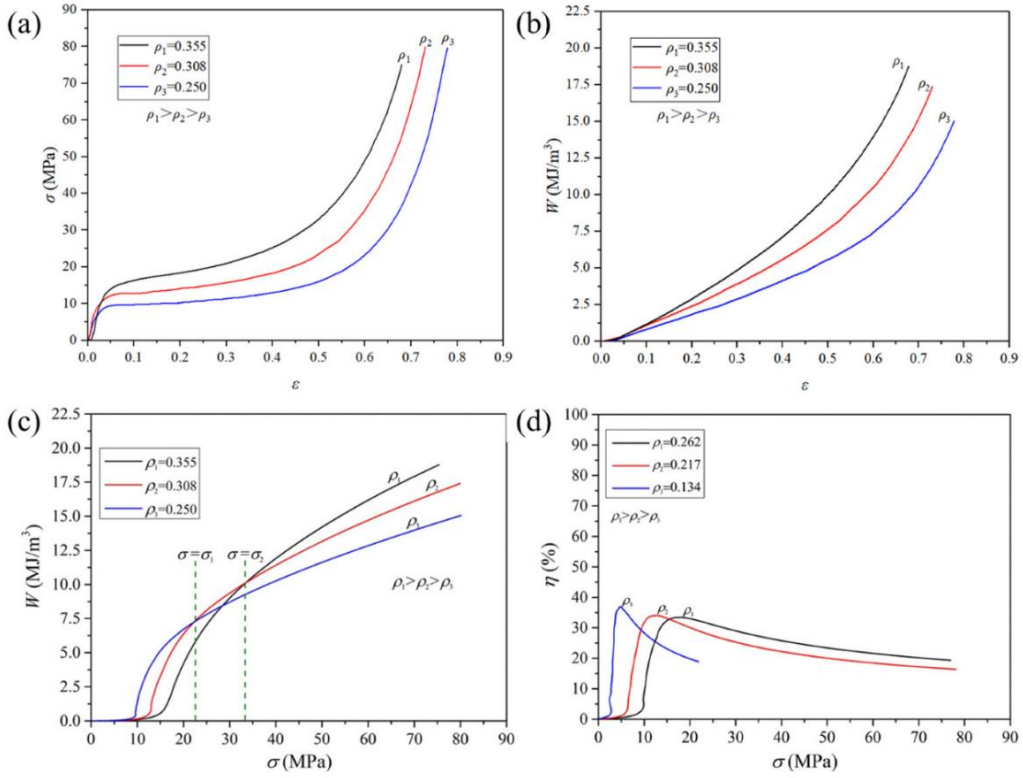
$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon \tag{2.3}$$

Yoğunlaşma geriniminde enerji emilimi ε_d (Eşitlik 2.4):

$$W_d = \int_0^{\varepsilon_d} \sigma d\varepsilon \tag{2.4}$$

W ve W_d'nin birimi MJ/m^3'tür. Yukarıdaki denklemlere göre, daha yüksek σ_p veya ε_d değerlerine sahip alüminyum köpüklerin daha yüksek W_d'ye sahip olduğu açıktır.

Alüminyum köpüklerin quasi-statik basınç testi sonuçları Şekil 2.3'te gösterilmiştir (Cheng vd., 2018). Şekil 2.3a ve Şekil 2.3b'den, σ ve W'nin aynı ε seviyesinde $\rho_{\text{bağ}}$'daki artışla monoton olarak arttığı görülebilmektedir. Bununla birlikte, daha yüksek $\rho_{\text{bağ}}$ değerine sahip alüminyum köpükler, aynı σ seviyesinde her zaman daha yüksek W değerine sahip olmayabilir. Bu durum Şekil 2.3c ve Şekil 2.3d'de görülebilmektedir.



Şekil 2.3 Alüminyum köpüklerin quasi-statik basınç testi sonuçları (a) ε - σ eğrisi; (b) ε – W eğrisi; (c) σ - W eğrisi; (d) σ - η eğrisi

Alüminyum köpükler, genellikle ağırlığın azaltılması ve enerjinin emilmesi amacıyla kullanılmaktadır. Bu nedenle, belirli bir ağırlığa sahip bir alüminyum köpüğün ne kadar enerji emebileceği, pratik uygulamalar açısından önemli bir araştırma konusu olarak değerlendirilmektedir. Enerji emilimi veya çarpışma koruması amacıyla kullanıldığında, daha yüksek $\rho_{\text{bağ}}$ veya σ_p değerlerine sahip alüminyum köpüklerin daha önce belirtildiği gibi her zaman daha iyi enerji emme kabiliyeti gösterdiği söylenemez. Farklı $\rho_{\text{bağ}}$ değerlerine sahip numuneler için, her numunenin maksimum enerji absorpsiyonu gerçekleştirebileceği optimum bir σ değeri bulunmaktadır. Bu nedenle, alüminyum köpüklerin optimize edilmiş kullanım koşullarının belirlenmesi ve en uygun uygulama alanlarının tespit edilmesi gerekmektedir (Fu ve Li, 2024).

2.6.2 Mekanik Özellikleri Etkileyen Faktörler

Gözenek yapısı: Alüminyum köpüklerin gözenek yapısı, mekanik özelliklerini etkileyen çok önemli bir faktördür ve anahtar parametreler bağıl yoğunluk ($\rho_{\text{bağ}}$), gözenek morfolojisi ve gözenek homojenliğidir. Çalışmalar, bu faktörlerin gelişmiş

üretim teknikleriyle optimize edilmesinin köpük performansını önemli ölçüde artırdığını göstermiştir. Örneğin, eriyik köpükleme yöntemiyle üretilen kontrollü gözeneklere (%91,2-%45,8) sahip hücresel AlCu5Mn köpükleri yüksek basma dayanımı (82,7 MPa) ve enerji emme kapasitesi (72,22 MJ/m^3) elde etmiştir (Yang vd., 2009). Benzer şekilde gözenek morfolojisinin ve hücre duvarı düzensizlikleri gibi kusurların sertlik, akma dayanımı ve kırılma direnci gibi özellikleri yönetmedeki rolünü vurgulamaktadır. Köpük dökümündeki gelişmeler, kusurları en aza indirilmiş neredeyse izotropik kapalı hücreli yapıların üretilmesine olanak sağlayarak mekanik performansın artmasına yol açmıştır (Sugimura vd., 1997). Öte yandan, Cao vd. (2016), artan basınç altında gerçekleşen köpürmenin gaz kaybını azalttığını, kabarcık birleşmesini yavaşlattığını ve daha küçük, daha homojen gözenekler ile daha ince hücre duvarları oluşmasına yol açtığını belirtmiştir. Bu durum, köpüğün homojenliğini artırırken, gözenek boyutu ile köpük yoğunluğu arasındaki korelasyonu güçlendirmektedir. Bu bulgular toplu olarak, yüksek performanslı alüminyum köpüklerin geliştirilmesinde gözenek yapısı üzerinde hassas kontrolün önemini vurgulamaktadır.

Hücre duvarındaki kusurlar: Köpük imalatının soğutma ve katılaştırma aşamasında, hücre duvarı kırılması ve büzülme gibi kusurlar yaygındır ve alüminyum köpüklerin mekanik özelliklerini ve yapısal bütünlüğünü önemli ölçüde etkileyebilmektedir. Yang vd. (2009), hücre duvarları, plato sınırları ve düğümler içindeki mikro gözenekliliğin alaşım bileşimi ve bekletme süresinden etkilendiğini belirtmiştir. Ayrıca, hidrojen difüzyonu ve gözenek birleşmesi gibi mekanizmaların bu süreçte kritik bir rol oynadığını vurgulamaktadır. Wang vd. (2018), eriyik köpürtme yöntemiyle üretilen köpüklerin, özellikle düşük gözeneklilik seviyelerinde, gaz enjeksiyonu yöntemiyle üretilenlere kıyasla daha fazla mikro gözenek içerdiğini ve daha geniş hücre boyutu dağılımlarına sahip olma eğiliminde olduğunu belirtmiştir. Bu durum, üretim tekniklerinin eriyik köpürtme köpüklerinde büyük delikler gibi mekanik performansı olumsuz etkileyebilecek yapısal kusurlara yol açabileceğini göstermektedir. Lázaro vd. (2016), gözenek bağlantısının kontrolünde katılaşma oranlarının önemini vurgulamaktadır. Daha hızlı katılaşmanın, bağlantıyı azaltarak matris inceltme etkilerinin ötesinde köpük mukavemetinin artmasına katkı sağladığını göstermektedir. Hu vd. (2022), kırık veya düzensiz hücre duvarları da dahil olmak üzere gözenek

yapısındaki kusurların, geleneksel alüminyum köpüklerin mekanik performansını düşürdüğünü ve bu kusurları kontrol etmek için gelişmiş üretim teknikleri gerektirdiğinin altını çizmektedir. Bu bulgular, soğutma ve katılaşma sırasındaki kusurların anlaşılması ve azaltılmasının, alüminyum köpüklerin mekanik özelliklerini ve güvenilirliğini iyileştirmek için kritik öneme sahip olduğunu göstermektedir.

Hücre duvarının mikroyapısı ve özellikleri: Hücre duvarları birincil mekanik gerilimi taşıdığı için, hücre duvarlarının mikroyapısı ve özellikleri alüminyum köpüklerin mekanik ve enerji emme performansını belirlemede kritik faktörler arasında yer almaktadır. Hu vd. (2022), alüminyum köpüklerin katılaşma mikroyapısının, hücre duvarlarındaki α-Al tanelerinin köpük yapısı içinde kısıtlı büyümesi nedeniyle dökme alüminyum alaşımlarından önemli ölçüde farklı olduğunu belirtmiştir. Düzensiz tanelerin eş eksenli morfolojilere dönüştürülmesi için artan soğutma hızlarının ve Al-5Ti-1B ile aşılama gibi tane inceltme tekniklerinin etkili olduğu tespit edilmiştir. Bu yöntemlerin, gözenek yapısında herhangi bir bozulmaya neden olmadan mekanik özellikleri iyileştirdiği ifade edilmiştir. Ayrıca Ulbin vd. (2018), hücre duvarlarında bulunan ötektik Al-Si, dendritik α-Al, metaller arası parçacıklar ve mikro gözeneklerin gerilme mukavemeti ve kırılma davranışını olumsuz etkilediğini göstermiştir. Benzer şekilde, Markaki ve Clyne (2001), kaba ötektik yapılar, ince oksit filmleri ve kırılgan partiküllerin, hücre duvarlarının sünekliği ve tokluğu üzerinde olumsuz etkiler yarattığını ve bu durumun yükleme altında kırılgan kırılmalara yol açtığını vurgulamıştır. Çalışmada, alaşım bileşimi veya ısıl işlem uygulamalarına odaklanmak yerine, hücre duvarı mikroyapısının değiştirilmesinin daha uygun bir yöntem olduğu belirtilmiştir. Çünkü ısıl işlemin genellikle köpük yapısını bozduğu göz önüne alındığında, mikroyapı optimizasyon stratejilerinin üretim sürecine entegre edilmesi, gözenek yapısını koruyarak mekanik özelliklerin iyileştirilmesine olanak sağlamaktadır. Bu yaklaşım sayesinde, tek tip ve kararlı bir gözenek yapısı korunurken üstün mekanik performans elde edilebileceği sonucuna varılmıştır.

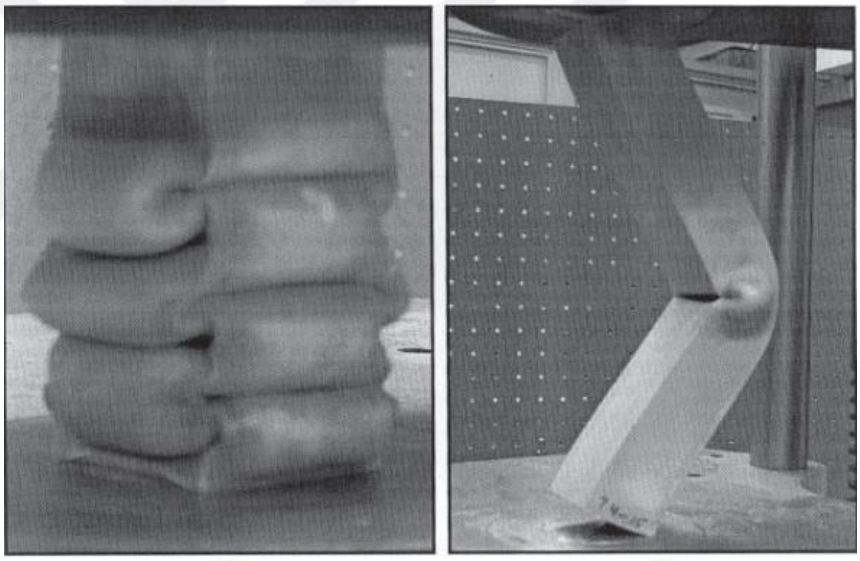
3. ALÜMİNYUM KÖPÜK DOLGULU PASLANMAZ ÇELİK BORULAR

Günümüzde, enerji emici malzemeler, bileşenler ve yapısal formlar üzerine geniş kapsamlı araştırmalar yürütülmektedir. Bu çalışmalar, rüzgâr, deprem ve diğer dinamik yükler altında bina yapı formlarının ve bileşenlerinin enerji emme performanslarının analizlerini içerirken, aynı zamanda otomotiv ve gemi endüstrilerinde yaygın olarak kullanılan ince duvarlı çelik boruların darbe altındaki enerji emici davranışlarına da odaklanmaktadır. Özellikle, enerji emici özelliklere sahip malzemelerin ve bu malzemelerden üretilen yapı elemanlarının davranışlarının incelenmesi, yapıların dayanıklılığını artırmak, enerji emici performansı optimize etmek ve olası yıkıcı etkileri en aza indirmek amacıyla büyük önem taşımaktadır. Bu kapsamda yürütülen araştırmalar, enerji emici sistemlerin etkinliğini artırmayı ve yapısal güvenliği sağlamayı hedefleyerek modern mühendislik uygulamalarında kritik bir rol oynamaktadır (Liu vd., 2018; Pan vd., 2017; Shao vd., 2019; Xu vd., 2019).

İnce duvarlı çelik borular, kalınlıkları uzunluk ve çaplarına kıyasla oldukça düşük olan hafif ancak dayanıklı yapılar olarak tanımlanmaktadır. Bu tür borular, mükemmel enerji emme kapasitesi sayesinde karayolu taşımacılığı, demiryolu taşımacılığı, havacılık ve gemi endüstrilerinde yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Çarpma ve darbe yükleri altında üstün performans göstermeleri, bu boruları özellikle otomotiv sektöründe çarpışma güvenliği sistemleri, demiryolu araçlarında darbe enerjisi emici yapılar ve gemi yapılarında kaza koruma elemanları gibi uygulamalarda vazgeçilmez kılmaktadır. Ayrıca, düşük ağırlıkları ve yüksek mukavemetleri, bu boruların hafif ancak sağlam yapılar gerektiren mühendislik uygulamalarında tercih edilmesini sağlamaktadır. Bu özellikler, sürdürülebilirlik ve enerji tasarrufunun giderek önem kazandığı günümüz endüstriyel ihtiyaçlarına da yanıt vermektedir (Baroutaji vd., 2017; Nagel ve Thambiratnam, 2004; Zhang vd., 2018).

İnce duvarlı çelik borular, duvar kalınlıklarının düşük olması nedeniyle deformasyon kararsızlığına ve eksenel yükler altında aşırı bir başlangıç tepe kuvveti oluşumuna eğilim göstermektedir. Şekil 3.1'de eksenel olarak yüklenmiş kare alüminyum tüpün ezilme ve eğilme deformasyonuna karıı sergilemiş olduğu davranış gösterilmektedir

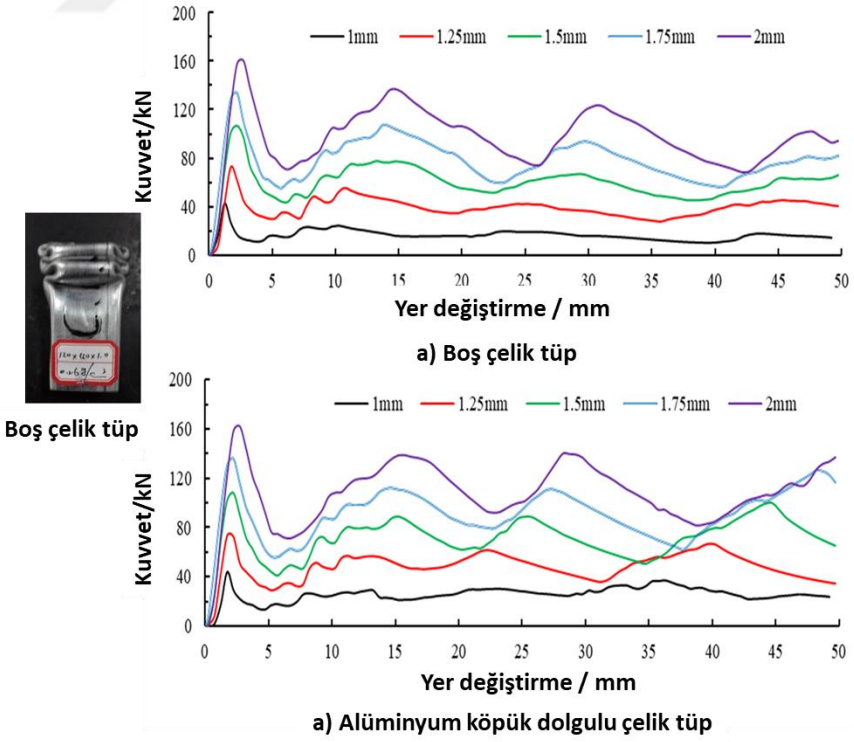
(Arnold ve Altenhof, 2004). Özellikle eğik yükler altında bu tür yapılar genel burkulmaya yatkın olup, bu durum enerji emme kapasitelerinde belirgin bir düşüşe neden olmaktadır (Niknejad vd., 2013). Bu sorunların üstesinden gelmek ve ince duvarlı çelik boruların enerji emme kapasitesini ve yapısal stabilitesini artırmak amacıyla araştırmacılar çeşitli yenilikçi yöntemler geliştirmiştir. Bunlar arasında, boruların yapısında kontrollü delikler açmak, enerji dağılımını artıracak kanallar oluşturmak, ön burkulma işlemleriyle yük davranışlarını iyileştirmek ve yerel ısıl işlemler uygulayarak malzeme özelliklerini optimize etmek gibi teknikler yer almaktadır (Estrada vd., 2016; Gümrük ve Karadeniz, 2008; Peixinho vd., 2012; Rahi, 2018). Bu yöntemler, borunun yük taşıma kapasitesini dengelerken, deformasyonun daha kararlı bir şekilde gerçekleşmesini sağlamayı hedeflemektedir.



Şekil 3.1 (a) Eksenel olarak yüklenmiş kare alüminyum tüp için aşamalı burkulma çökme modu. (b) Eksenel olarak yüklenmiş kare tüp için küresel eğilme çökme modu

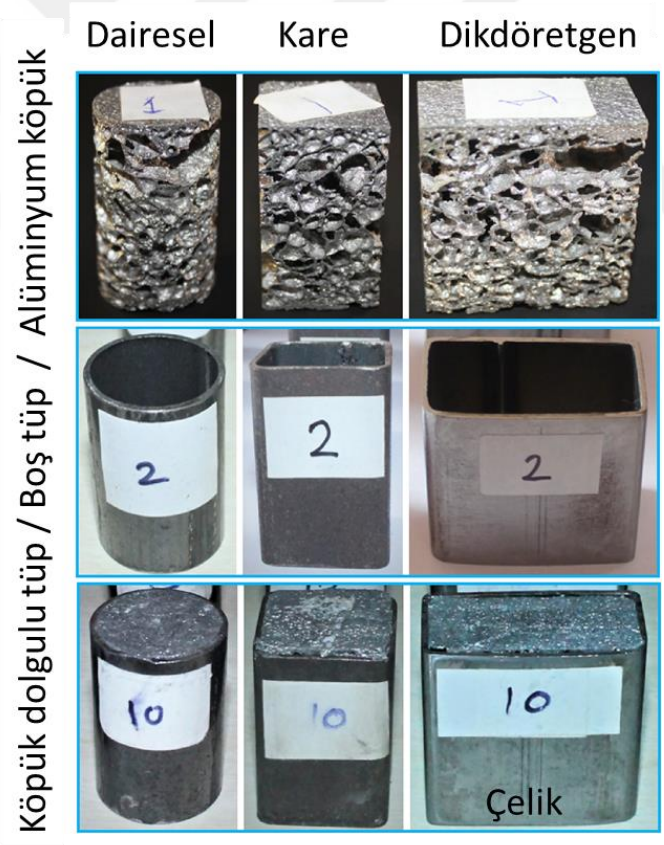
Sıkıştırma deformasyonu sırasında yüksek enerji emme kapasitesine sahip köpüklü metal malzemeler darbe uygulamalarında giderek daha cazip hale gelmektedir. Örneğin, seçici lazer eritme yoluyla ticari bir kapalı hücreli alüminyum köpüğün yüzey gözeneklerine poliamid 12 eklenmesi, modifiye edilmemiş köpüğe kıyasla spesifik basınç dayanımında 2,5 kat artış sağlayan kompozit bir sandviç yapının oluşmasına

yol açmıştır. Enerji emme kapasitesindeki bu önemli artış sadece poliamidin üstün mukavemetine değil, aynı zamanda basınç gerilmelerini daha etkili bir şekilde dağıtan avantajlı sandviç yapısınada bağlanmaktadır (Matsumoto vd., 2016). Ayrıca, doğal frekans gibi parametrelerle karakterize edilen alüminyum köpüklerin gözenekli yapısındaki doğal değişkenliğin, döngüsel ve darbe yükleri altında mekanik tepkilerini belirlemede önemli bir rol oynadığı vurgulamaktadır (Dattoma vd., 2011). Bu gelişmeleri tamamlayıcı olarak, kompozit bir malzeme oluşturmak için köpük metalin ince duvarlı çelik borularla kombinasyonunun darbe direncini artırmada etkili olduğu kanıtlanmıştır (Şekil 3.2). Bu kompozitlerde köpük metal, çelik borunun iç deformasyonunu kısıtlayarak sınırlı bir aralığa hapsetmekte ve böylece genel dengesizliği büyük ölçüde azaltmaktadır. Ayrıca, köpük ve tüp duvarı arasındaki etkileşim, bağımsız olarak sıkıştırıldığında her iki bileşenin de enerji emme kapasitesini aşan bir enerji emme kapasitesi elde edilmektedir. Bu yapısal özellikleri optimize etme yeteneği, köpüklü metallerin enerji emme performansını daha da geliştirerek, darbe direncinin ve enerji dağılımının kritik olduğu uygulamalardaki potansiyellerinin altını çizmektedir (Wang ve Shao, 2023).



Şekil 3.2 Farklı et kalınlığına sahip elemanlarla kuvvet-yer değiştirme eğrilerinin karşılaştırılması

Son araştırmalar, çeşitli mühendislik uygulamaları için köpük dolgulu boru yapıların çarpışmaya dayanıklılık ve enerji emme özelliklerini geliştirmeye odaklanmıştır. Örneğin Liu (2018), sonlu eleman analizine dayalı yanıt yüzeyi yöntemlerini kullanarak yan uzunluk ve duvar kalınlığı gibi temel parametreleri optimize ederek çeşitli kesit şekilleri ve profillere sahip çok köşeli ince duvarlı kolonların kapsamlı bir çarpışmaya dayanıklılık tasarımını sunmaktadır. Tamamlayıcı çalışmalar, yarı statik sıkıştırma altında alüminyum alaşımlı köpük dolgulu yapıların performansını değerlendirmiş, hem plato gerilmesinin hem de enerji emme kapasitesinin gerinim oranıyla arttığını ve kare kesitler gibi geometrik konfigürasyonların yuvarlak olanlara kıyasla enerji emilimini önemli ölçüde artırabileceğini göstermiştir (Patel vd., 2019; Rajak vd., 2019). Şekil 3.3'te enerji emme kapasitesi değerlendirilen boş yüp, köpük dolgulu tüp ve alüminyum alaşımlı köpükler gösterilmektedir (Rajak vd., 2019).



Şekil 3.3 Enerji emme kapasitesi değerlendirilen boş yüp, köpük dolgulu tüp ve alüminyum alaşımlı köpükler

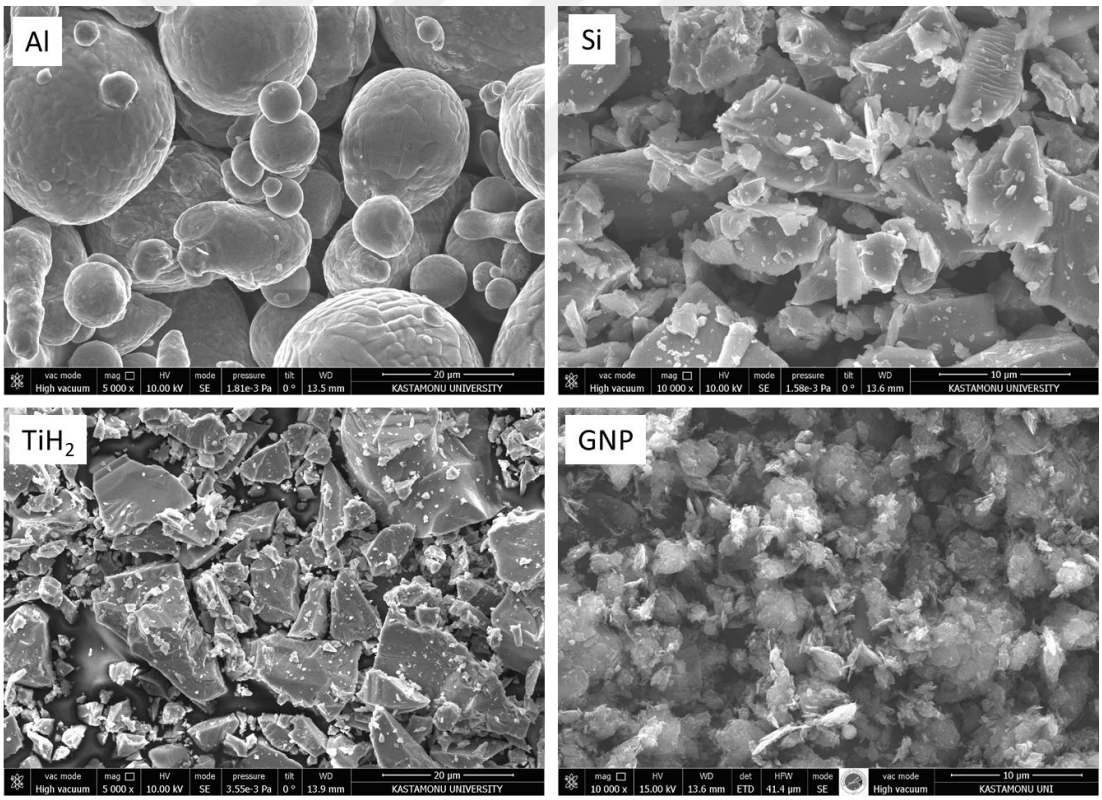
Darbe yüklerinin yarattığı zorlukların ele alınmasında çok amaçlı optimizasyon teknikleri kullanılmıştır. Djamaluddin vd. (2015), hem saf eksenel hem de eğik yükleme koşulları altında köpük dolgulu boru şeklindeki tüpleri optimize etmek için Radyal Taban Fonksiyonu (RTF) modellemesi ile birlikte Baskın Olmayan Sıralama Genetik Algoritması-II (BSGA-II) kullanmış ve köpük dolgulu çift tüplerin eksenel yükler altında en iyi performansı gösterirken, köpük dolgulu boş tüplerin eğik darbeler için tercih edildiğini ortaya koymuştur. Bu yaklaşıma dayanarak Gao vd. (2016), maksimum spesifik enerji emilimi için BSGA-II yöntemiyle optimize edilen ve çoklu yükleme açılarında en yüksek ezilme kuvvetini en aza indiren yeni bir köpük dolgulu eliptik tüp tasarlamıştır. Bu tüp, diğer içi boş ve köpük dolgulu tüp konfigürasyonlarına kıyasla daha iyi performans göstermiştir.

Çok hücreli konfigürasyonların çarpışma performansı üzerindeki etkisi de vurgulanmıştır. Qiu vd. (2015), altıgen kesitli çok hücreli ince duvarlı yapıların, köşe sayısının önemli bir rol oynadığı gelişmiş enerji emilimi sağladığını belirtmiştir. Ayrıca, çok amaçlı parçacık sürüsü optimizasyonu gibi tekniklerin, bu yapıların eksenel ve eğik yükler altındaki çarpışma dayanımını daha da artırdığı gösterilmiştir. Bunun yanı sıra, yüksek sıcaklıkların alüminyum köpük dolgulu çelik boruların eksenel sıkıştırma performansı üzerindeki etkisi de araştırılmıştır. Wang vd. (2021a), artan sıcaklıkların en yüksek taşıma kapasitesini azalttığını, ancak duvar kalınlığının artırılması ve kare kesitlerin kullanılması gibi tasarım değişikliklerinin bu olumsuz etkileri azaltarak enerji emme kapasitesinin korunmasını sağlayabileceğini ortaya koymaktadır. Bu çalışmalar toplu olarak, köpük dolgulu boru yapıların çarpışmaya dayanıklılığını artırmak için gelişmiş tasarım ve optimizasyon stratejilerinin potansiyelinin altını çizmekte ve çeşitli yükleme koşulları ve çevresel senaryolarda üstün enerji emme performansını göstermektedir.

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Malzemeler

Deneysel çalışmalarda kullanılan matris malzemesi, %99,8 saflıkta ve < 44 µm boyutunda yuvarlak şekilli Al tozudur ve Buha Toz firmasından temin edilmiştir. Alaşım elementi olarak, < 44 µm boyutunda ve keskin köşeli morfolojiye sahip Si tozu (Acros Organics), köpürtücü ajan olarak ise < 44 µm boyutunda ve keskin köşeli TiH_2 tozu (Sigma Aldrich) kullanılmıştır. Takviye elemanı olarak seçilen grafen nanoplateletler (GNPs), %99,9 saflıkta ve yaklaşık 3 nm kalınlığında olup Nanografi firmasından sağlanmıştır. Şekil 4.1'de, bu deneysel çalışmada kullanılan tozların taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri sunulmaktadır.



Şekil 4.1 Deneysel çalışmada kullanılan tozların SEM görüntüleri

GNP'ler, kimyasal yöntemler kullanılarak nikel ile kaplanmıştır. Bu işlem için kullanılan kimsayal malzemeler Tablo 4.1'de verilmiştir.

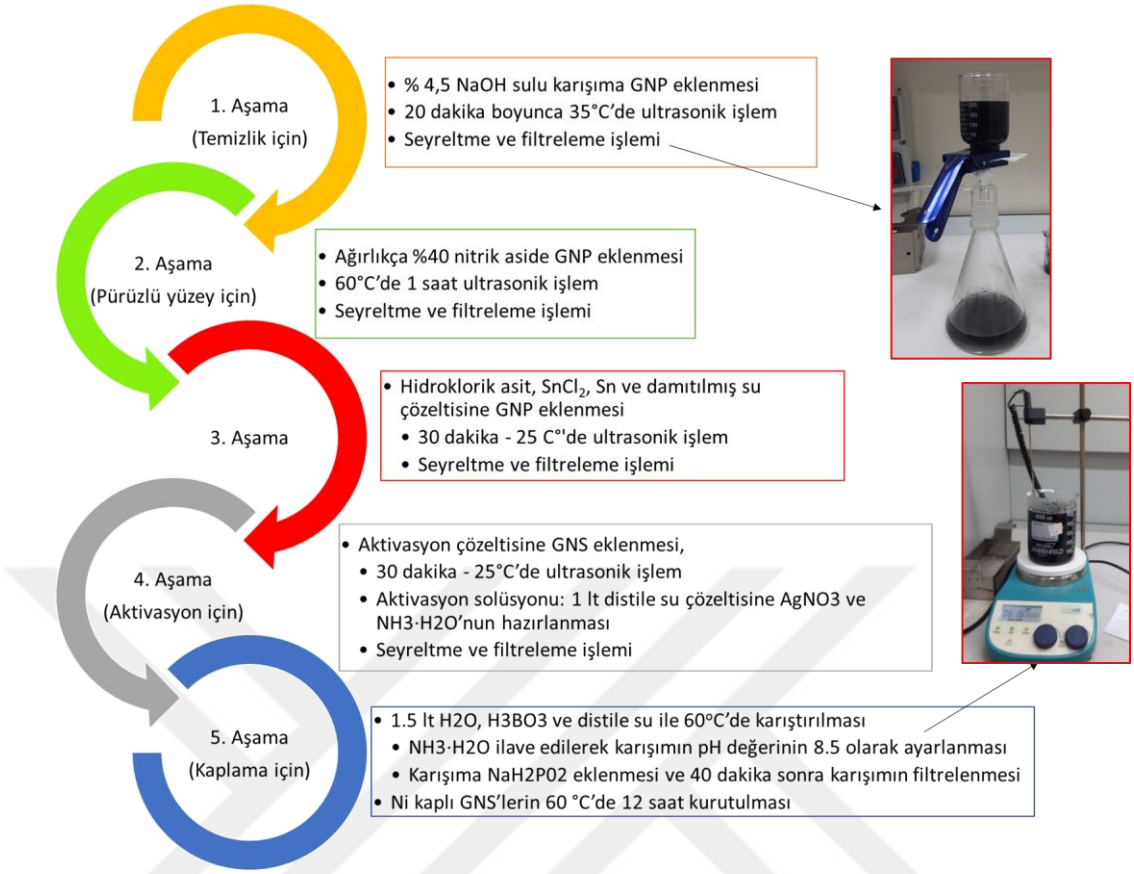
Tablo 4.1 Ni kaplama işleminde kullanılan kimyasal malzemeler

Kimyasal malzemeler	**Formül**
Sodyum hidroksit	NaOH - %96
Nitrik asit	HNO_3 - %68
Hidroklorik asit	HCl - %37,5
Kalay (II) klorür	$SnCl_2$ - %99
Gümüş nitrat	$AgNO_3$ - %99,8
Amonyum hidroksit çözeltisi	NH_3. H_2O-%28
Nikel sülfat hekzahidrat	$NiSO_4 \cdot 6H_2O$ -% 98.0%
Amonyum klorür	NH_4Cl - %99,5
Disodyum hidrojen sitrat seskihidrat	$Na_2HC_6H_5O_7 \cdot 1.5H_2O$ - %98,0
Borik asit	H_3BO_3 - %99,5
Sodyum hipofosfit	NaH_2PO_2 - %99,0
Distile su	-

Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların üretimi için 304 tipi paslanmaz çelik boru kullanılmıştır. Borunun dış çapı 12 mm ve et kalınlığı 1,2 mm'dir. Mekanik testler (basma ve eğme) için köpük dolgulu paslanmaz çelik borular elektrikli testere ile 24 mm ve 150 mm ölçülerinde kesilmiştir.

4.2 GNP'lerin Ni ile Kaplanması

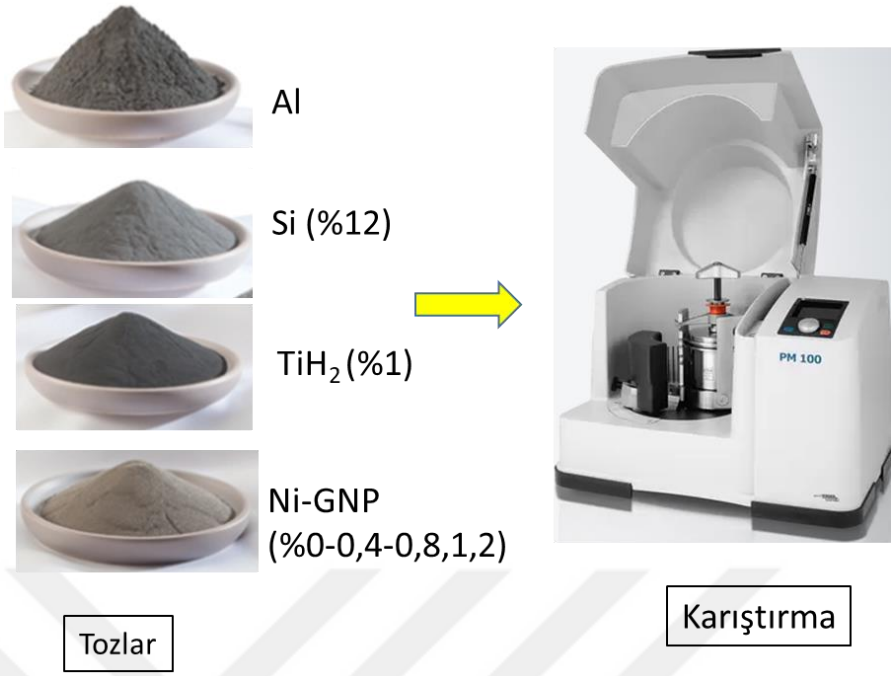
Deneysel çalışmalar öncelikli olarak GNP'lerin kaplanması ile başlamıştır. Bu süreç beş aşamadan meydana geldi: (i) GNP'ler temizlendi, (ii) GNP'lerin yüzeyleri pürüzlendirildi, (iii) GNP'ler hassaslaştırıldı, (iv) GNP'ler aktive edildi ve son adımda (v) kaplama işlemi gerçekleştirildi (Guan vd., 2019). Her aşama detaylı bir şekilde Şekil 4.2'de sunulmuştur.



Şekil 4.2 GNP'lerin Ni ile kaplanma prosesleri

4.3 Tozların Karıştırılması

Kaplama sonrası, deneysel çalışma başlangıç tozlarının bir gezegensel bilyalı öğütme cihazında (PM-100, Retsch, Almanya) karıştırılmasıyla devam etmiştir. Bu işlem için alüminyum tozlarına ağırlıkça %0 - %0,4- %0,8 ve %1,2 Ni kaplı GNP'ler, köpürtücü ajan olarak ağırlıkça %1 TiH_2 ve alaşım elementi olarak ağırlıkça %12 Si eklenmiş ve paslanmaz çelik bir kapta bilyeli karıştırıcı ile 400 dev/dak karıştırma hızında 60 dakika boyunca karıştırılmıştır (Şekil 4.3). Karıştırıcı her döngüde 10 dakika bekletilerek 20 dakika boyunca çalıştırılmıştır. Bu işlemde 8 mm çapında paslanmaz çelik bilyeler kullanılmış ve bilye-toz oranı 5:1 olarak tercih edilmiştir. Ni kaplı GNP'lerin etkin dağılımını sağlamak, tozların kap duvarlarına ve bilyelere yapışmasını önlemek ve toz parçacıklarının soğuk kaynak etkisini en aza indirmek için karışıma %0,3 stearik asit eklenmiştir. Ayrıca grafenin yapısal formunun bozulmaması için karıştırıcı her döngüde 10 dakika bekletilerek 20 dakika boyunca çalıştırılmıştır.



Şekil 4.3 Karıştırma ileminde kullanılan tozlar ve karıştırma cihazı

4.4 Presleme ve Ekstrüzyon İşlemleri

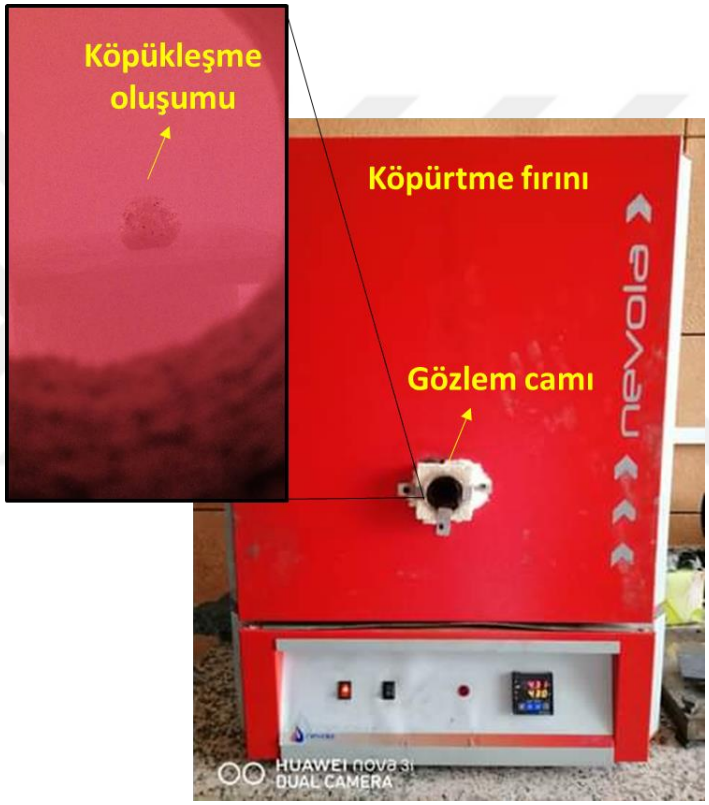
Karıştırılan tozlar, hidrolik pres kullanılarak 600 MPa basınç altında çelik bir kalıp (Şekil 4.4a) içerisinde tek yönlü olarak sıkıştırılmıştır. Sıkıştırma işleminin ardından 27 mm çapında silindirik biyet numuneler üretilmiş (Şekil 4.4b). Akabinde biyet numuneler ekstrüzyon kalıbının içerisine yerleştirilmiş ve 430^{o}C sıcaklıkta deneme fırını içerisinde 3 saat bekletilmiştir. Isınma süresi tamamlanan kalıp, fırından çıkartılarak dikey bir hidrolik pres ünitesine entegre edilmiş çelik bir ünite (Şekil 4.4c) üzerine yerleştirilmiş ve ekstrüzyon işlemi gerçekleştirilmiştir (Şekil 4.4d). Biyetler iki farklı ekstrüzyon oranında (1:5 ve 1:20) ekstrüde edilerek 6 mm ve 12 mm çaplarında Ni-GNP/AlSi12 öncü numuneler üretilmiştir (Şekil 4.4e).



Şekil 4.4 Presleme ve ekstrüzyon işlemleri, (a) toz sıkıştırma kalıbı, (b) biyet, (c) hidrolik pres, (d) ekstrüzyon işlemi, (e) Ni-GNP/AlSi12 öncü numuneler

4.5 Köpürtme İşlemleri

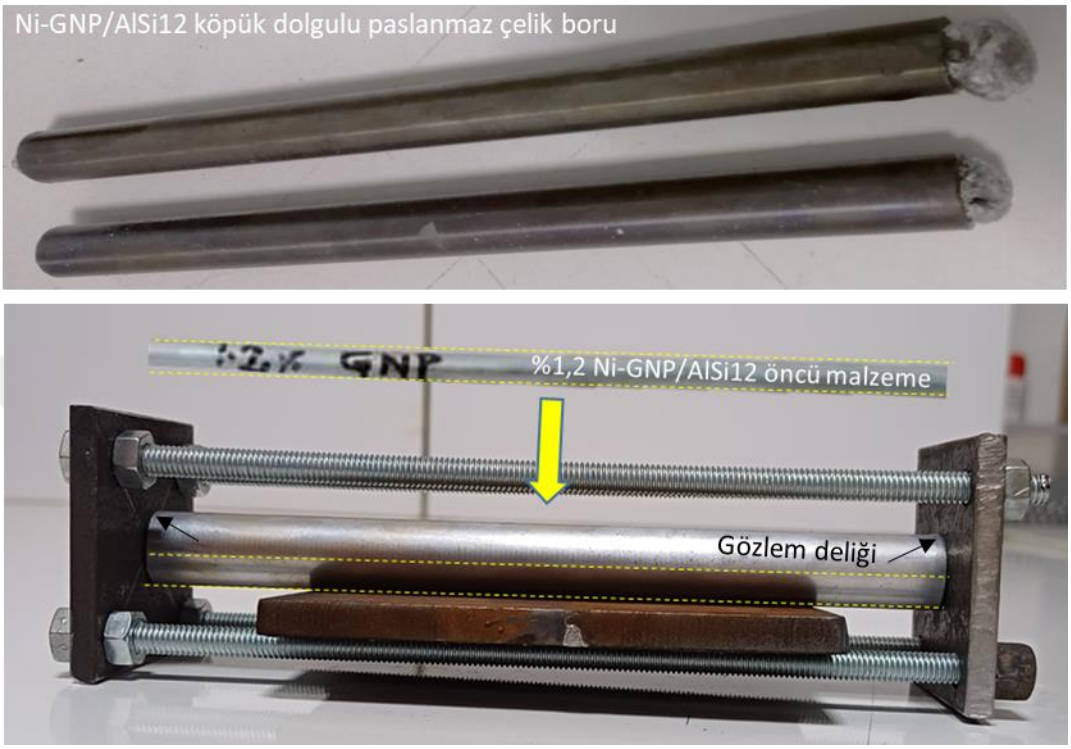
Sıcak ekstrüzyon prosesi ile üretilen öncü malzemelerin köpürme özelliklerini değerlendirmek için numuneler 10 mm uzunluğunda küçük parçalar halinde kesilmiştir. Ardından, koruyucu atmosfer kullanılmadan 750°C fırın sıcaklığında bir dizi köpürtme deneyleri gerçekleştirilmiştir (Şekil 4.5). Köpürme deneyleri, fırın kapağına monte edilmiş yüksek sıcaklıkta temperlenmiş bir cam aracılığıyla gözlemlendi ve video kaydı alınmıştır.



Şekil 4.5 Köpürtme işlemi ve kullanılan deneme fırını

Köpürtme işlemleri aynı zamanda köpük dolgulu paslanmaz çeliklerin üretimi içinde gerçekleştirilmiştir. 150 mm uzunluğunda paslanmaz çelik boruların içerisine köpürebilir öncü malzemeler Şekil 4.6'daki gibi yerleştirilmiş ve özel olarak tasarlanmış metal parçalarla sabitlenmiştir. Ardından deneme fırınında 750°C sıcaklıkta köpürtme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Köpürtme işleminin sonlanabilmesi için paslanmaz çelik boruların uç kısımlarına gözlem deliği açılmış ve genleşen köpük

bu deliklerden dışarı çıkar çıkmaz numune fırından alınmış, atmosfer ortamında soğumaya bırakılmıştır.



Şekil 4.6 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boru üretiminin gösterimi

4.6 Karakterizasyon İşlemleri

4.6.1 Yoğunluk

Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerinin ve Ni-GNP/AlSi12 köpüklerinin yoğunlukları ρ_s, analitik bir teraziye entegre edilmiş yüksek hassasiyetli (0,0001 g) bir yoğunluk ölçüm kiti kullanılarak Arşimet prensibinin bir uygulaması yoluyla belirlenmiştir. Numunenin havadaki kütlesini ($m_{s,hava}$) ve ardından suya tamamen daldırıldığında görünen kütlesini ($m_{s,su}$) ölçerek, kaldırma kuvvetinden kaynaklanan kütle farkından numunenin hacmi hesaplanmaktadır. Ölçüm esnasında, numunenin tamamen suya batırılmasına ve sıkışmış hava kabarcıklarının oluşmamasına özen gösterilmiştir. Matematiksel olarak, numunenin yoğunluğu ρ_s aşağıdaki formül kullanılarak elde edilir (Eşitlik 4.1):

$$\rho_s = \frac{m_{s,hava}}{m_{s,hava} - m_{s.su}} \times \rho_{su} \quad (4.1)$$

Burada ρ_{su} ölçüm sıcaklığındaki suyun yoğunluğudur (genellikle 20°C yakınında yaklaşık 0,998 g/cm^3 olarak alınır). Fark ($m_{s,hava}$-$m_{s,su}$) yer değiştiren suyun kütlesini temsil etmektedir.

Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerinin ve Ni-GNP/AlSi12 köpüklerinin bağıl yoğunluğu ($\rho_{bağ}$), deneysel olarak ölçülen yoğunluğun, ρ_s, eşdeğer bileşime sahip bir numune için teorik yoğunluğa, ρ_{teo}, bölünmesiyle belirlenir (Eşitlik 4.2). Bu arada, ρ_{teo}, genellikle malzemeyi oluşturan alaşım elementlerinin bireysel yoğunlukları ile kütle veya hacim oranlarını içeren karışım kuralı aracılığıyla hesaplanmaktadır.

$$\rho_{bag} = \frac{(\rho_s)}{(\rho_{teo})} \times 100 \quad (4.2)$$

4.6.2 Makroyapısal Analizler

Makroyapısal analiz için Ni-GNP/AlSi12 köpükler, hücre duvarlarının ezilmesi veya yırtılması riskini azaltmak için elmas testere ile dikkatlice ortadan kesilmiştir. Daha sonra, kesilen köpük numuneler zımparalama, parlatma ve dağlama işlemlerinden geçirilmiştir. Zımparalama işlemleri giderek daha ince kum boyutlarına sahip aşındırıcı kâğıtlar kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Her aşamada bir önceki daha kaba aşındırıcının bıraktığı yüzey çizikleri giderilmeye çalışılmıştır. Hücre duvarlarında istenen düzlük ve pürüzsüzlük elde edildikten sonra mikroyapı analizleri için uygun ayna benzeri bir yüzey elde etmek için elmas süspansiyonlarla parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Köpük yapıların gözenek morfolojileri daha belirgin hale geldikten sonra makro yapı resimleri çekilmiştir.

4.6.3 Mikroyapısal Analizler

Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemeler ve Ni-GNP/AlSi12 köpükleri karakterize etmek için hem yüzey düzeyinde mikroyapısal gözlemler hem de derinlemesine faz tanımlamaları yapılmıştır. Yüksek çözünürlüklü görüntüleme özellikleri sunan taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Bununla birlikte taramalı elektron mikroskobuna

entegre enerji dağılımlı spektroskopi (EDS) numune yüzeyleri boyunca element dağılımlarının gerçek zamanlı olarak haritalanmasını sağlayarak fazların tanımlanmasını ve nikel, grafen nanoplateletler (GNP) ve alüminyum matris arasındaki arayüz özelliklerinin değerlendirilmesini sağlamıştır. Buna paralel olarak faz belirleme işlemi, 1,2 s/derece tarama hızında 3° ila 90°, 2θ aralığında çalışan bir Bruker marka X-ışını kırınımı (XRD) cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu geniş açısal aralık ve orta tarama hızı metaller arası veya küçük ikincil fazlar dahil olmak üzere mevcut herhangi bir kristal fazın tespit edilmesine olanak sağlamıştır.

4.6.4 Mikro Sertlik Ölçümleri

Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemeler ve Ni-GNP/AlSi12 köpüklerinin hücre duvarı mikrosertlik ölçümleri Schimadzu (HMV-G) mikrosertlik test cihazında 10 saniye boyunca sırasıyla 300 g (HV0.3) ve 100 g (HV0.1) yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Yük farklı yapısal özelliklere göre uyarlanmıitır. Böylece her iki malzeme türünde de ölçülen sertlik değerleri daha doğru bir şekilde yansıtmaktadır. Mikrosertlik değerleri, her numune için en az beş ölçümün ortalaması alınarak değerlendirilmiştir.

4.6.5 Basma ve Eğme Testleri

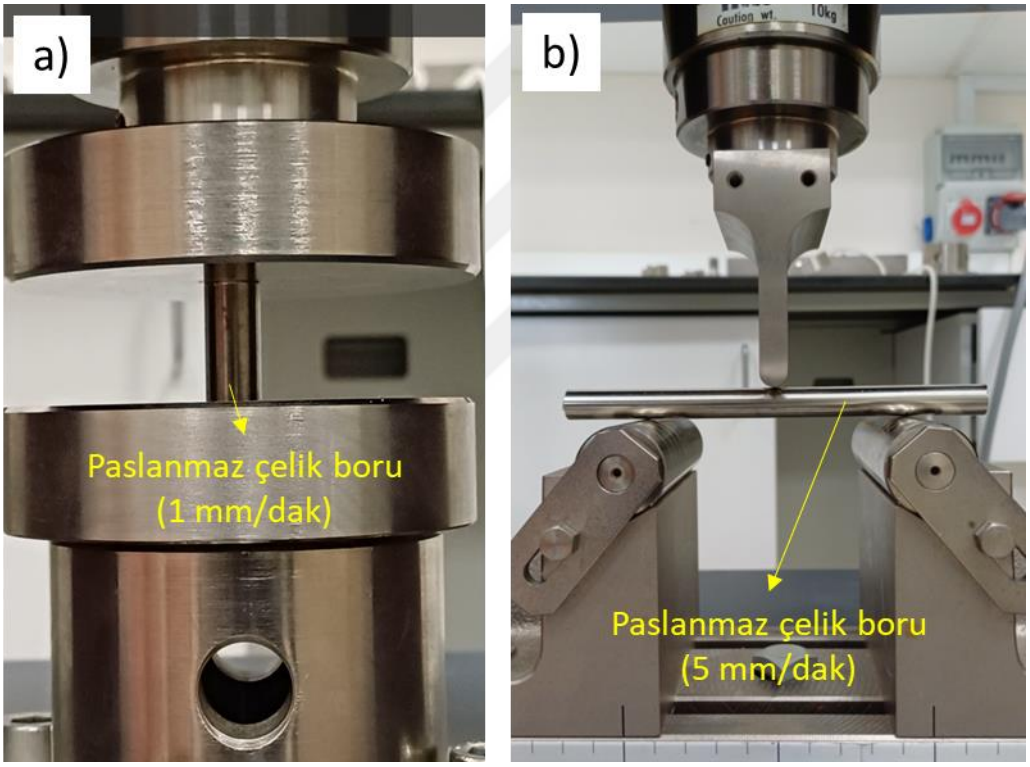
Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların tek eksenli yarı statik basınç testlerini 1 mm/dak yükleme hızıyla gerçekleştirmek için Shimadzu marka üniversal test cihazı kullanılmıştır. Tüm testler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada incelenen her boru türünden üç numune test edilmiştir (Şekil 4.7a).

Boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik borular basma testlerinin yapıldığı cihaz kullanılarak yarı statik yükleme koşulları altında üç nokta eğme testlerine tabi tutulmuştur. Piston başlığı hızı 5 mm/dak'dır. Şekil 4.7b'de gösterildiği gibi paslanmaz çelik boru iki silindirik destek (Ø30 mm, 100 mm destek mesafesi L) üzerine yerleştirilmiş ve orta silindir (Ø10 mm) ile bükülmüştür.

Analiz edilen her boru tipinde test esnasındaki herhangi bir δ yer değiştirmesinde absorbe edilen enerji, o noktaya kadar kuvvet-şekil değiştirme eğrisinin altındaki alandan hesaplanmıştır (Eşitlik 4.3).

$$E(\delta) = \int_0^{\delta} F(u)du \tag{4.3}$$

Burada u, 0 ile δ arasındaki yer değiştirmeyi temsil eden bir değişkendir. Pratikte bu alan, eğrinin altındaki küçük yamukların toplanması veya entegre edilmesi ile sayısal olarak hesaplanmaktadır.



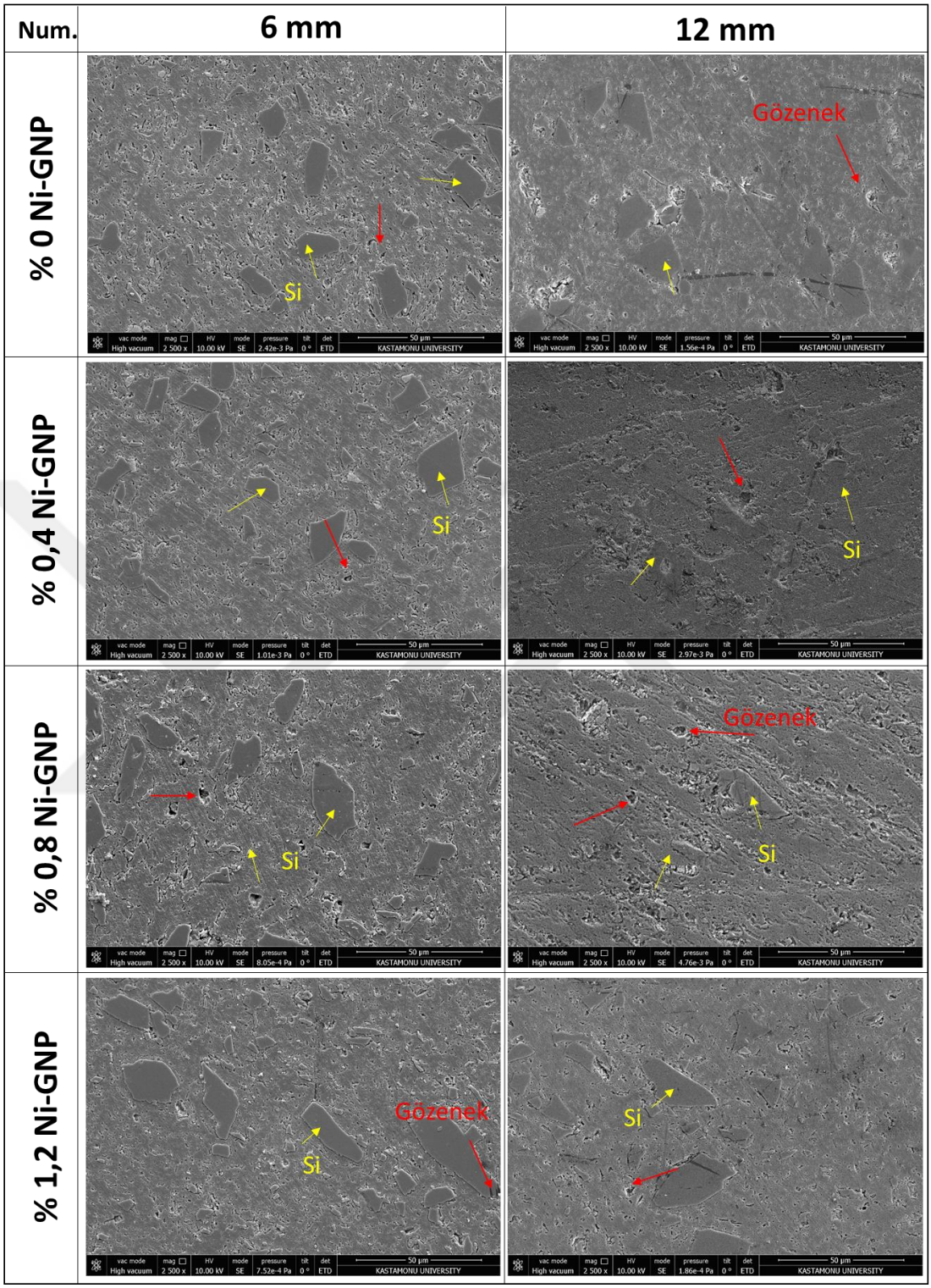
Şekil 4.7 (a) Basma ve (b) eğme test düzenekleri

5. BULGULAR VE TARTIŞMA

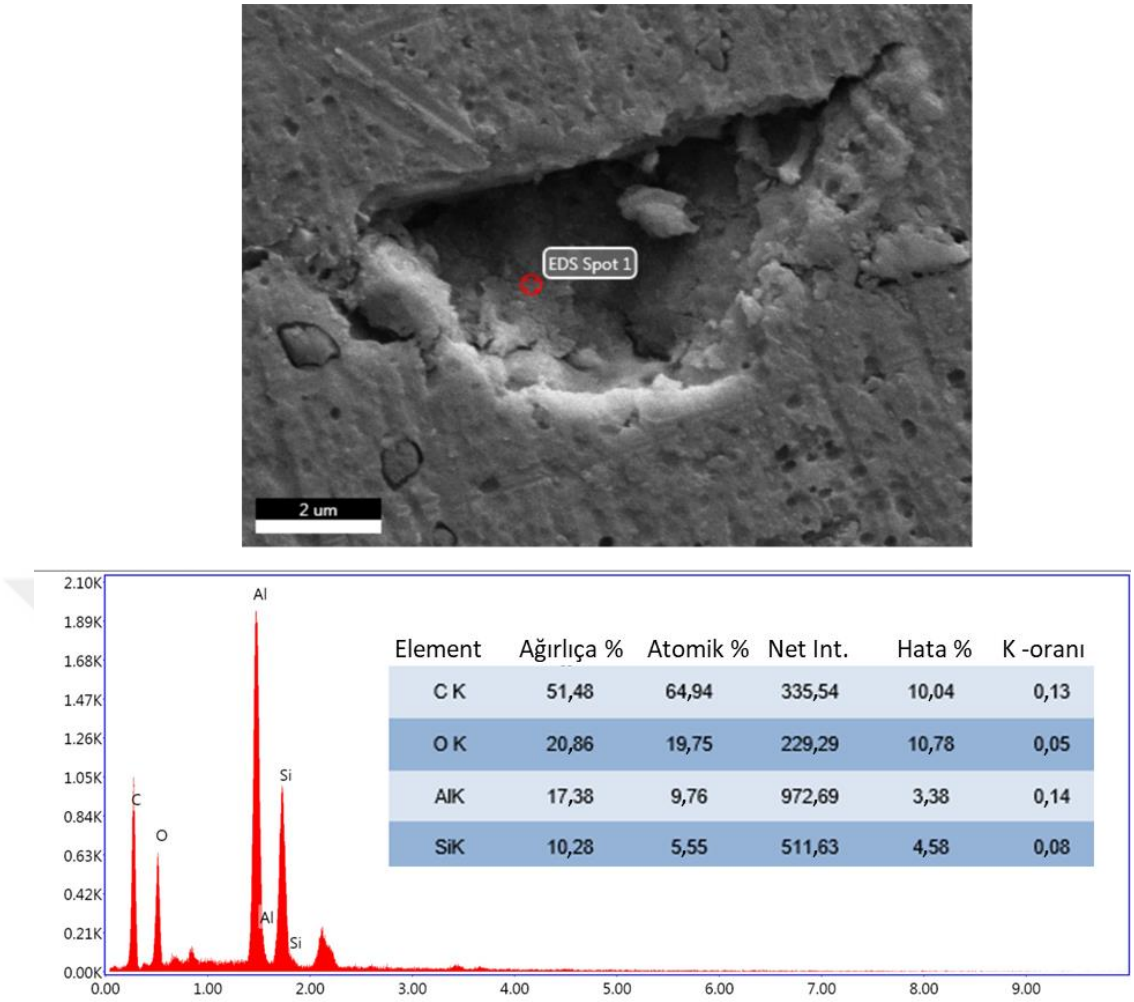
5.1 Ni-GNP/AlSi12 Öncü Malzemeler

5.1.1 Mikroyapı Analizi

Şekil 5.1'de değişen Ni-GNP içeriğine (%0; %0,4; %0,8 ve %1,2) ve ekstrüzyon çaplarına (6 mm ve 12 mm) sahip Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerin mikro yapıları gösterilmektedir. Mikro yapı fotografları, görünür gözeneklilik veya önemli kusurlar olmadan tüm numunelerde mikro yapının tekdüzeliğini göstermektedir. Bu, ekstrüzyon işleminin kompozitlerin etkili bir şekilde yoğunlaştırılmasına yol açtığını göstermektedir (Xin vd., 2017). Ekstrüzyonla birleştirilen toz metalurjisi işlemi, parçacık konsolidasyonunu sağlamakta ve AlSi12 matrisi ile takviyeler arasındaki bağı güçlendirmektedir. Ekstrüzyon sırasında düzgün deformasyon, boşlukları azaltır ve yoğun bir mikro yapı sağlamaktadır (Liu vd., 2020). Daha küçük ekstrüzyon çaplarıyla (örn. 6 mm) elde edilen daha yüksek ekstrüzyon oranı, kesme kuvvetlerinin ve plastik deformasyonun artmasına neden olur. Bu da mikro yapıya olumlu yönde katkı sunabilmektedir. Yani AlSi12 matris ve Ni-GNP takviye arasındaki homojenliği ve bağlanma potansiyelini artırmaktadır. Miroyapı üzerinde gözlemlenen siyah bölgeler veya gözenek içi yapıların bir kısmının Ni-GNP topaklanmalarına karşılık geldiği düşünülmektedir (Şekil 5.2). Ancak topaklanmaların varlığı kesin olarak kanıtlanamamıştır. Daha yüksek Ni-GNP konsantrasyonlarında (örneğin, %1,2) topaklanma nispeten daha belirgin hale gelmektedir. GNP'ler, yük transferi ve çatlak köprüleme yoluyla mekanik özellikleri artırabilirken, topaklanmalar takviyenin etkinliğini azaltır ve matriste zayıf noktalar oluşturur (Nieto vd., 2017).



Şekil 5.1 Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerin mikro yapıları



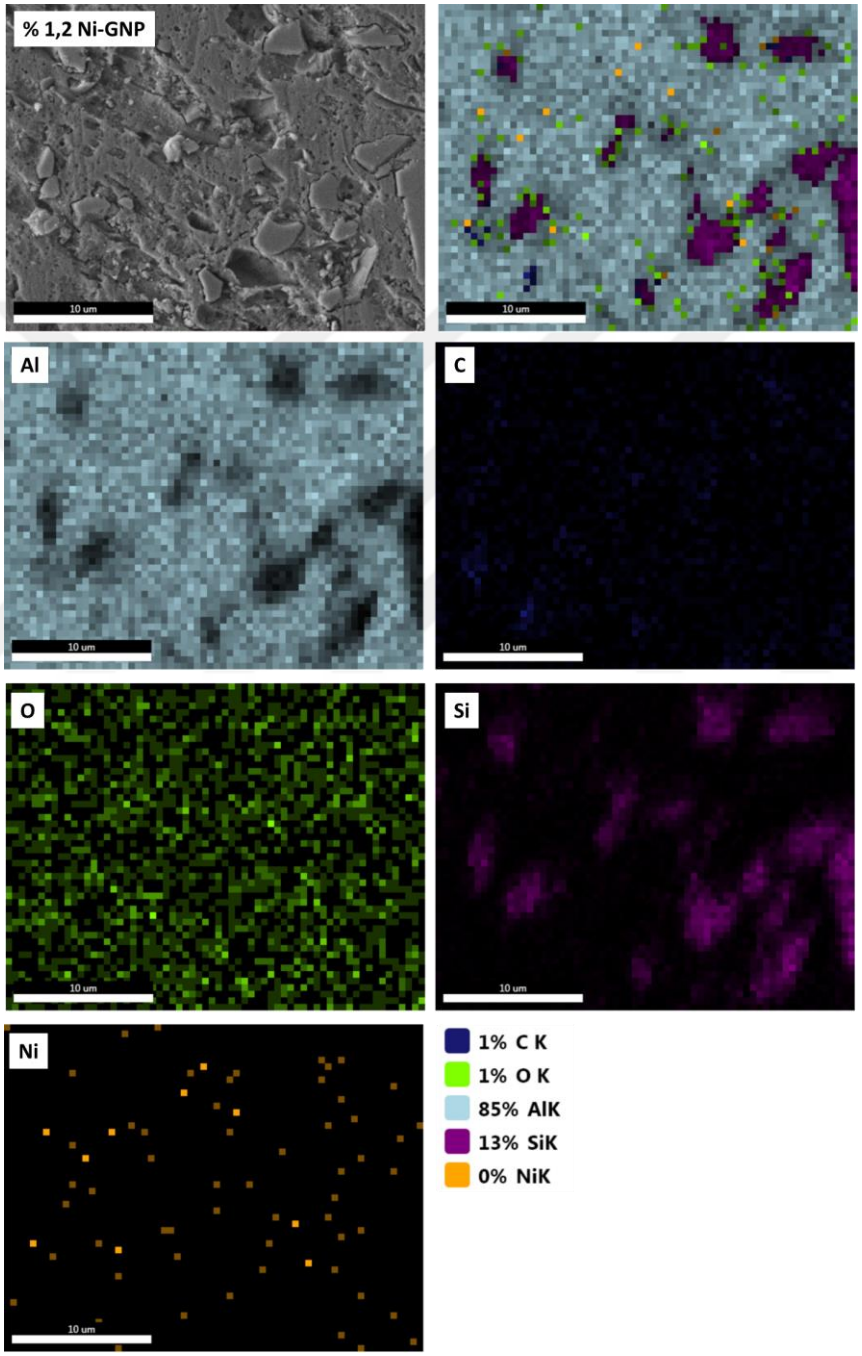
Element	Ağırlıça %	Atomik %	Net Int.	Hata %	K -oranı
C K	51,48	64,94	335,54	10,04	0,13
O K	20,86	19,75	229,29	10,78	0,05
AlK	17,38	9,76	972,69	3,38	0,14
SiK	10,28	5,55	511,63	4,58	0,08

Şekil 5.2 Gözenek içi EDS spektrumu

5.1.2 EDS Sonuçları

Şekil 5.3, %1,2 ağırlık Ni-GNP/AlSi12 öncül malzemesinin yüzey topografisini göstermektedir. Görüntü, kompozitlerin EDS haritasındaki C ve Ni elementlerinin dağılımının nispeten düzgün olduğunu ortaya koymaktadır. Ni oranı %1'den az olmasına rağmen, haritalamada sarı renkte yapıda homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Ayrıca, numune yüzeyinde lokalize Si fazlarının oluşumu gözlemlenmiştir. Yeşil noktalar, kompozitlerin yüzeyinde oksidasyon meydana geldiğini gösteren O elementini göstermektedir. Kompozitlerin kesilmesi, parlatılması, karakterizasyonu ve diğer işlemleri atmosferik kontrol olmaksızın gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle, alüminyumun kolayca oksitlenme eğilimi nedeniyle oksidasyon kaçınılmaz hale gelmiştir. Homojen bir Ni-GNP dağılımı ile lokalize

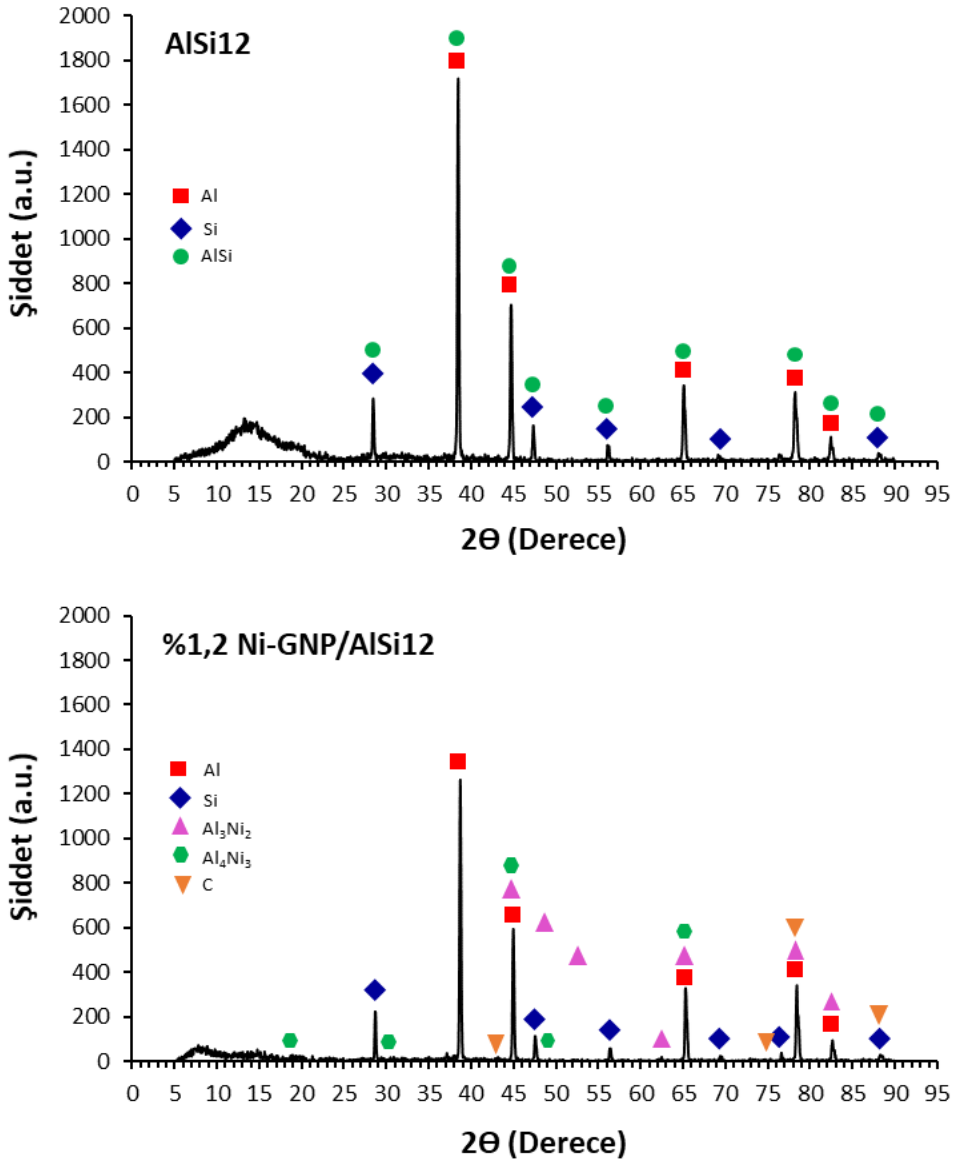
oksidasyon arasındaki etkileşim, malzemenin nihai özelliklerini önemli ölçüde etkiler (Taşcı vd., 2024). Ni-GNP'lerin düzgün dağılımı mekanik ve fiziksel özellikleri iyileştirebilirken lokalize oksidasyon, performansı sınırlayabilecek zorluklar sunabilmektedir.



Şekil 5.3 %1,2 Ni-GNP/AlSi12 öncü numunede EDS haritalamasından element dağılımı

5.1.3 XRD Sonuçları

Şekil 5.4'te %0 Ni-GNP-AlSi12 ve %1,2 Ni-GNP-AlSi12 numunelerin XRD desenleri gösterilmektedir. %0 Ni-GNP-AlSi12 numunenin XRD desenine göre Al (Bravais kafesi: kübik, a = b = c = 4,040 nm) ve Si (Bravais kafesi: kübik, a = b = c = 5,430 nm) fazları tespit edilmiştir. %2 Ni-GNP-AlSi12 numunenin XRD desenine göre de Al (Bravais kafesi: kübik, a = b = c = 4,040 nm), Si (Bravais kafesi: kübik, a = b = c = 5,420 nm), Al_3Ni_2 (Bravais kafesi: hegzagonal, a = 4,028; b = 4,028; c = 4,891 nm), Al_4Ni_3 (Bravais kafesi: kübik, a = 11,480; b = 11,480; c = 11,480 nm) ve C (Bravais kafesi: hegzagonal, a = 2,522; b = 2,522; c = 20,593 nm) fazları tespit edilmiştir. Al matris ile Ni kaplama arasında Al_3Ni_2 ve Al_4Ni_3 intermetalik oluşumu grafenin doğrudan Al matris ile güçlü bir bağ oluşturmasını sağlayan nikelin etkinliğini göstermektedir. Al_3Ni_2 ve Al_4Ni_3 fazlarının kırılgan malzemeler olduğu bilinmektedir (Kurapova vd., 2022). Matris içinde takviye görevi görerek alüminyum bazlı kompozitlerin mukavemetini artırır. Bu fazlar sertliği ve aşınma direncini iyileştirerek malzemeyi havacılık ve otomotiv bileşenleri gibi yüksek yük uygulamaları için uygun hale getirir. %0 Ni-GNP ve %1,2 Ni-GNP takviyeli AlSi12 kompozitlerin XRD desenleri karşılaştırıldığında, grafen içeriğinin artmasıyla Al piklerinin yoğunluklarının azaldığı fark edilebilir düzeydedir. Bu değişim AlSi matrise Ni-GNP'nin dahil edilmesinin orijinal bileşenlerin dağılımını veya faz fraksiyonunu etkilediğini de düşündürmektedir. Böylece Ni-GNP ilavesinin AlSi12 matrisinde yapısal ve kompozisyonel modifikasyonlara neden olduğunu göstermektedir.

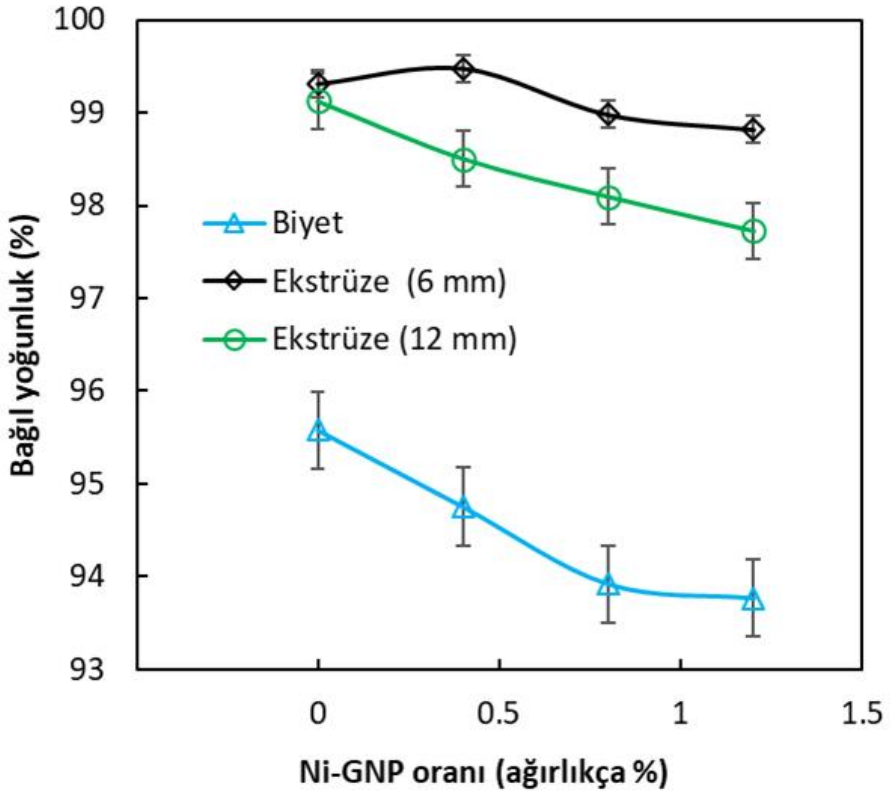


Şekil 5.4 %0 Ni-GNP/AlSi12 ve %1,2 Ni-GNP/AlSi12 örneklerinin XRD desenleri

5.1.4 Bağıl 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 bağıl yoğunluğun etkisini açıklamaya çalışmıştır. Araştırmacılara göre yüksek bağıl yoğunluğa sahip malzemelerin deformasyonu için yüksek gerilmelere ihtiyaç duyulmaktadır. Şekil 5.5'te ikincil işlemlere bağlı olarak Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerin yoğunluk değişim grafiği gösterilmiştir. Grafiğe bakıldığında parçacık miktarındaki artışın numunelerin presleme sonrası bağıl yoğunluklarını %95,58'den %93,77'ye düşürdüğü görülmektedir. Biyet numuneler için, artan Ni-GNP içeriğiyle bağıl yoğunluktaki azalma, parçacık aglomerasyonu ve gözenek oluşumu gibi zorluklar nedeniyle yüksek yoğunlaşmaya ulaşmada yalnızca presleme işleminin sınırlamalarını vurgulamaktadır. Biyet numunelerde elde edilen maksimum %1,81'lik yoğunluk farkı, ekstrüzyon ile birlikte 6 mm çapa sahip numuneler için %0,49'a ve 12 mm çapa sahip numuneler için %1,39'a düşmüştür. 6 mm ekstrüde edilmiş numuneler, 12 mm numunelere kıyasla üstün yoğunlaşma sergilemişlerdir. Bu, ekstrüzyon sırasında daha yüksek gerilme ve deformasyonun gözenekliliği ortadan kaldırma ve parçacık bağlanmasını iyileştirme üzerindeki etkisini yansıtmaktadır (Liu vd., 2020). Bu etki, ekstrüzyon işleminin takviye parçacıklarının neden olduğu yoğunluk azalmasını telafi ettiği daha yüksek Ni-GNP içeriklerinde daha belirgindir. Ni-GNP içeriğiyle yoğunluk iyileştirmesindeki artan fark, takviye miktarı arttıkça ekstrüzyonun etkinliğinin daha önemli hale geldiğini de göstermektedir. Örneğin Ni-GNP içermeyen numunelerde ekstrüzyon işleminin bağıl yoğunluk değerinde 6 mm çapa sahip numunelerde %3,73 ve 12 mm çapa sahip numunelerde %3,55 artış sağladığı görülmektedir. Ni-GNP (%1,2) miktarındaki artış ile birlikte bu fark 6 mm çapa sahip numunelerde %5,05 ve12 mm çapa sahip numunelerde %3,96'ya çıkmıştır. Dolayısıyla ekstrüzyon işlemlerinin Ni-GNP içeren köpürebilir malzemelerin bağıl yoğunluk değerlerini artırıcı yönde etki ettiği söylenebilir. Tablo 5.1'de uygulanan ikincil işlemler neticesinde numunelerde elde edilen ortalama yoğunluk değişimleri verilmektedir.



Şekil 5.5 Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerdeki bağıl yoğunluk değişimi

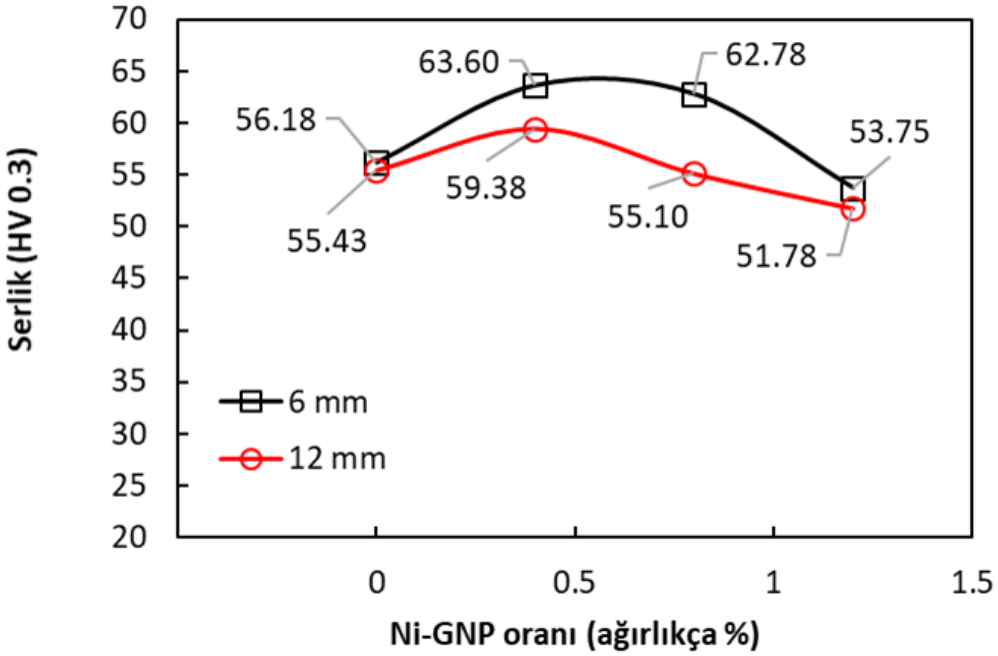
Tablo 5.1 Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerdeki ortalama yoğunluk değişimi

Numune	**Yoğunlaştırma işlemi**	**Yoğunluk ($g.cm^{-3}$)**	**Bağıl yoğunluk (%)**	**Teorik yoğunluk ($g.cm^{-3}$)**
%0 Ni-AlSi12	Biyet	2,539	95,577	2,657
	Ekstrüzyon (6 mm)	2,638	99,311	
	Ekstrüzyon (12 mm)	2,633	99,123	
%0,4 Ni-GNP/AlSi12	Biyet	2,508	94,752	2,647
	Ekstrüzyon (6 mm)	2,633	99,475	
	Ekstrüzyon (12 mm)	2,607	98,504	
%0,8 Ni-GNP/AlSi12	Biyet	2,477	93,922	2,637
	Ekstrüzyon (6 mm)	2,610	98,980	
	Ekstrüzyon (12 mm)	2,587	98,097	
%1,2 Ni-GNP/AlSi12	Biyet	2,464	93,770	2,628
	Ekstrüzyon (6 mm)	2,597	98,820	
	Ekstrüzyon (12 mm)	2,568	97,728	

5.1.5 Mikrosertlik Değişimi

Grafenle güçlendirilmiş alüminyum kompozitler saf alüminyuma kıyasla gelişmiş sertlik sergilerler. İki boyutlu bir karbon allotropu olan grafen, yüksek mukavemet ve sertlik dahil olmak üzere olağanüstü mekanik özellikleriyle bilinmektedirler. Alüminyuma grafen eklenmesi, metal matris içinde bir takviye ağı sağlayarak kompozitin güçlendirilmesine yardımcı olur. Grafen levhalar, alüminyum boyunca eşit olarak dağılırlarsa, dislokasyon hareketine karşı bariyer görevi görürler ve deformasyonu engellerler. Bu durumda geliştirilmiş sertlik ve plastik deformasyona karşı direnç meydana gelir (Awate ve Barve, 2022; Gürbüz vd., 2018; Khorshid vd., 2016; Na vd., 2019; Tabandeh- Şenel vd., 2019). Ancak grafen nanolevhaların hacim fraksiyonu ile ortaya çıkan sertlik arasındaki spesifik ilişki kompozit sisteme, üretim koşullarına ve diğer faktörlere bağlı olarak değişebilmektedir. Ni-GNP'lerin ve ekstrüzyon oranının alüminyum kompozitlerin sertliği üzerindeki etkileri Şekil 5.6'da verilmiştir. En yüksek sertlik değerlerinin ağırlıkça %0,4 grafen içeriği için 6 mm çapa sahip numunelerde elde edildiği görülmektedir. Bu, optimize edilmiş grafen nanoplatelet (GNP) içeriğinin, verimli yük transferi ve takviye ile matris arasındaki güçlü bir arayüz bağı nedeniyle metal matrislerin mekanik özelliklerini geliştirdiğini gösteren çalışmalarla tutarlıdır (Nieto vd., 2017). Bununla birlikte 6 mm çapa sahip numunelerin 12 mm çapa sahip numunelere kıyasla daha yüksek sertlik değerlerine sahip oldukları görülmektedir. Bu durum aynı çapa sahip biyet numunelerin daha fazla plastik deformasyona maruz kalmalarından kaynaklanmaktadır. Böylece daha yoğun hale gelen numunelerde sertlik artışı beklenilmektedir (Prasad vd., 2001). Sonuçlar, saf alüminyuma ağırlıkça %0,4'e kadar GNP'lerin eklenmesinin alüminyum kompozitlerin sertliğini artırdığını göstermektedir. Ağırlıkça %0.4'ün üzerinde GNP ilavesi, GNP'nin topaklanma eğiliminden dolayı kompozitlerin sertliğini azalttığı düşünülmektedir. Bu nedenle, alüminyum partikülleri ile GNP'ler arasındaki etkileşim topaklanma ile azalır. Bu, daha yüksek gözenekliliğe yol açar ve sertlikte bir azalmaya neden olur (Gürbüz vd., 2018). Dahası, ekstrüde metal-matris kompozitler üzerine yapılan çalışmalarda bildirildiği gibi, ekstrüzyon işlemi, yoğunlaştırmayı ve parçacık dağılımını iyileştirerek yüksek GNP içeriğinin bazı olumsuz etkilerini hafifletir (Zhang vd., 2023). Bu, GNP takviyesinin faydalarını dengelemek ve işleme zorluklarının üstesinden gelmek için özellikle ekstrüzyon çapı ve takviye içeriği olmak

üzere proses optimizasyonunun önemini vurgulamaktadır. Genel olarak, sonuçlar optimize edilmiş Ni-GNP içeriği (%0,4) ile ekstrüzyon işlemi arasındaki sinerjinin, alüminyum kompozitlerin mekanik performansını en üst düzeye çıkarmak için kritik öneme sahip olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.6 Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerin sertlik değişimleri

5.2 Ni-GNP/AlSi12 Köpükler

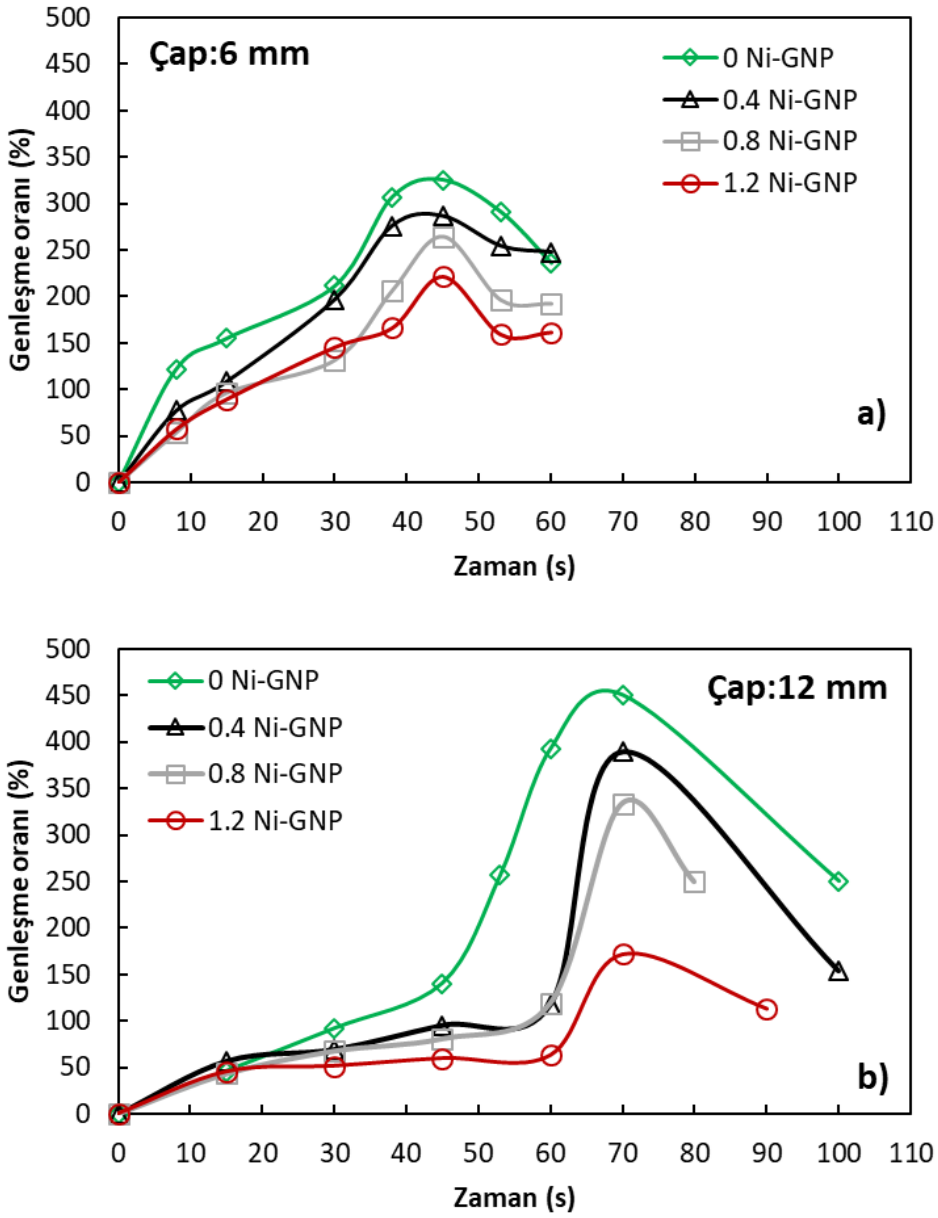
5.2.1 Serbest Genleşme Davranışları

Metalik köpüklerin en önemli özellikleri gözenekli yapıya sahip olmalarından dolayı hafif olmalarıdır. Toz metalürjisi yöntemiyle elde edilen Ni-GNP/AlSi12 öncüler serbest halde köpürtme işlemine tabii tutulduklarında köpüklerin şekli düzensizdir ve bu durum metal köpüklerin yoğunluğunun normal yöntemle değerlendirilmesini zorlaştırır. Bu bakımdan köpüklerin yoğunlukları 0.0001 g hassasiyete sahip teraziye entegre yoğunluk kiti kullanılarak belirlenmiştir. Köpüklerin genleşme oranları ise hacimsel olarak belirlenmiştir. Şekil 5.7'de 6 mm ve 12 mm çapa sahip köpürebilir Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerin 750^{o}C'de serbest halde köpürtme işlemine tabii tutulması ile elde edilen genleşme oranları verilmiştir. Şekil 5.7a'da görüldüğü gibi

farklı oranlarda Ni-GNP içeren numunelerin genleşme davranışlarında belirgin farklılıklar mevcuttur. Ni-GNP miktarındaki artışın öncü numunelerin genleşme davranışını olumsuz yönde etkilediği dikkat çekicidir. Maksimum genleşme %325 oranında %0 Ni-GNP/AlSi12 öncü numunelerde meydana gelmiştir. Minimum genleşme ise %221 oranında %1.2 Ni-GNP/AlSi12 öncü numunelerde meydana gelmiştir. Her iki numune arasında ~%100 fark oluşmuştur. Banhart vd., (2001), alüminyum bazlı köpüklerdeki herhangi bir yabancı fazın, köpük gazının homojen dağılımını kesintiye uğratarak ve yerel stres konsantrasyonlarını teşvik ederek genleşmeyi engelleyebileceğini belirtmiştir. Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemeler söz konusu olduğunda, Ni - grafen nanoplateletler topaklanabilir veya matris ile reaksiyona girerek homojen gözenek oluşumunu daha da engelleyebilir. Grafiğe bakıldığında numunelerin tamamında yaklaşık 45 saniyede maksimum genleşme meydana gelmiştir.

Şekil 5.7b'de 12 mm çapa sahip Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerin genleşme eğrilerinin 6 mm çapa sahip öncü numunelerden oldukça farklı olduğu görülebilmektedir. Numune boyutu ile genleşme davranışı arasında belirgin bir ilişki kurulabilir. Bu durum yalnızca numune boyutu ile sınırlı kalmayıp öncü numunelerin hazırlanma aşamasında uygulanan ekstrüzyon oranlarının da etkisini ortaya koymaktadır. 6 mm çapa sahip numunelerin ekstrüzyon oranları 1:20 iken, 12 mm çapa sahip numunelerin ekstrüzyon oranı ise 1:5'dir. Bu durumda 6 mm çapa sahip öncü numuneler üretilirken daha fazla plastik deformasyona maruz kalmakta ve olası yapısal kusurlar beraberinde oluşabilmektedir. Genleşme esnasında köpürtücü maddenin (TiH_2) dekompozisyonuyla açığa çıkan hidrojen gazının yapı içerisinde yeterince muhafaza edilememiş olması genleşme oranlarının nispeten düşük olacağının göstergesidir. 12 mm çapa sahip Ni-GNP/AlSi12 köpürebilir öncü malzemelerde maksimum genleşme %450 oranında %0 Ni-GNP/AlSi12 öncü numunelerde elde edilmiştir. Minimum genleşme ise %171 oranında %1,2 Ni-GNP/AlSi12 öncü numunelerde meydana gelmiştir. Genleşme miktarlarındaki artış ile birlikte maksimum seviyeye ulaşma süreleri de artmıştır. Numunelerin tamamında yaklaşık 70 saniyede maksimum genleşme meydana gelmiştir. 6 mm çapa sahip öncü numunelerde olduğu gibi Ni-GNP miktarındaki artış 12 mm çapa sahip öncü numunelerin genleşme davranışını olumsuz yönde etkilemiştir. Ekstrüzyon oranının

ötesinde, numune boyutu tek başına öncü içerisindeki gaz difüzyonunu ve köpürme sırasındaki termal gradyanı etkileyebilir. Daha büyük öncü çapları (12 mm) genellikle radyal yönde daha homojen bir ısınmaya maruz kalır, bu da gazın daha homojen bir şekilde dağılmasını ve daha uzun bir süre boyunca da olsa daha yüksek genleşmeler elde edilmesini sağlar. Bu sonuç, maksimum genleşme süresinin 6 mm'lik numunelerde ~45 sn'den 12 mm'lik numunelerde ~70 sn'ye kaymasıyla tutarlıdır. Malzemenin köpürme sıcaklığına ulaşması için gereken süre numunenin kütlesi, fırının ısıtma kapasitesi ve -varsa- kalıbın termal kapasitesi gibi faktörlere bağlıdır (García-Moreno, vd., 2005). Sonuç olarak, Ni-GNP/AlSi12 öncü numunelerde genleşme davranışları net olarak optimal düzeyde değildir. Maksimum genleşme için gözlemlenen süre (6 mm için 45 s, 12 mm için 70 s), alüminyum bazlı köpük öncüllerinde TiH_2'nin tipik ayrışma kinetiği ile yakından eşleşmektedir (Baumgärtner, vd., 2000).



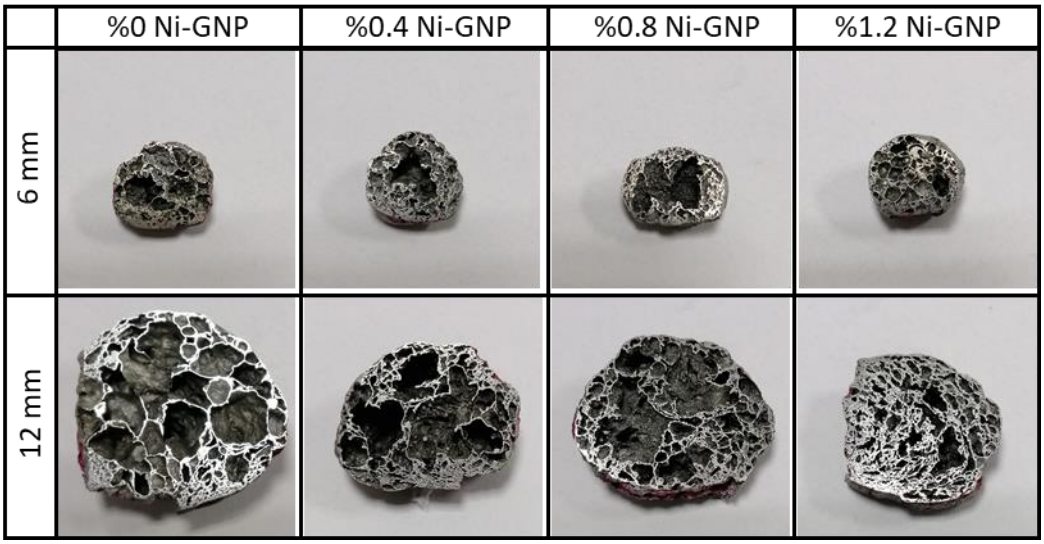
Şekil 5.7 Ni-GNP/AlSi12 öncü malzemelerin genleşme eğrileri, a) 6 mm, b) 12 mm

5.2.2 Makro Yapı Değişimleri

Köpükleşme işlemi esnasında süreç optimizasyonu yalnızca süre ve sıcaklıkla sınırlı kalmayıp, köpükleşen numunenin fırın dışına alınması, soğutma ortamına yerleştirilmesi ve ortamın köpüğün katılaşmaya etkisi gibi kontrolü oldukça güç olan proseslerde içermektedir. Bundan dolayı nihai ürün olan gözenekli yapı kontrol edilebilir düzeyde değildir. Bu çalışmada üretilen tüm Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin

gözenek yapıları makro ölçekte Şekil 5.8'de gösterilmektedir. Ni-GNP/AlSi12 köpükleri için yapısal analiz ve yoğunluk verileri maksimum genleşme sergileyen örneğe dayanmaktadır.

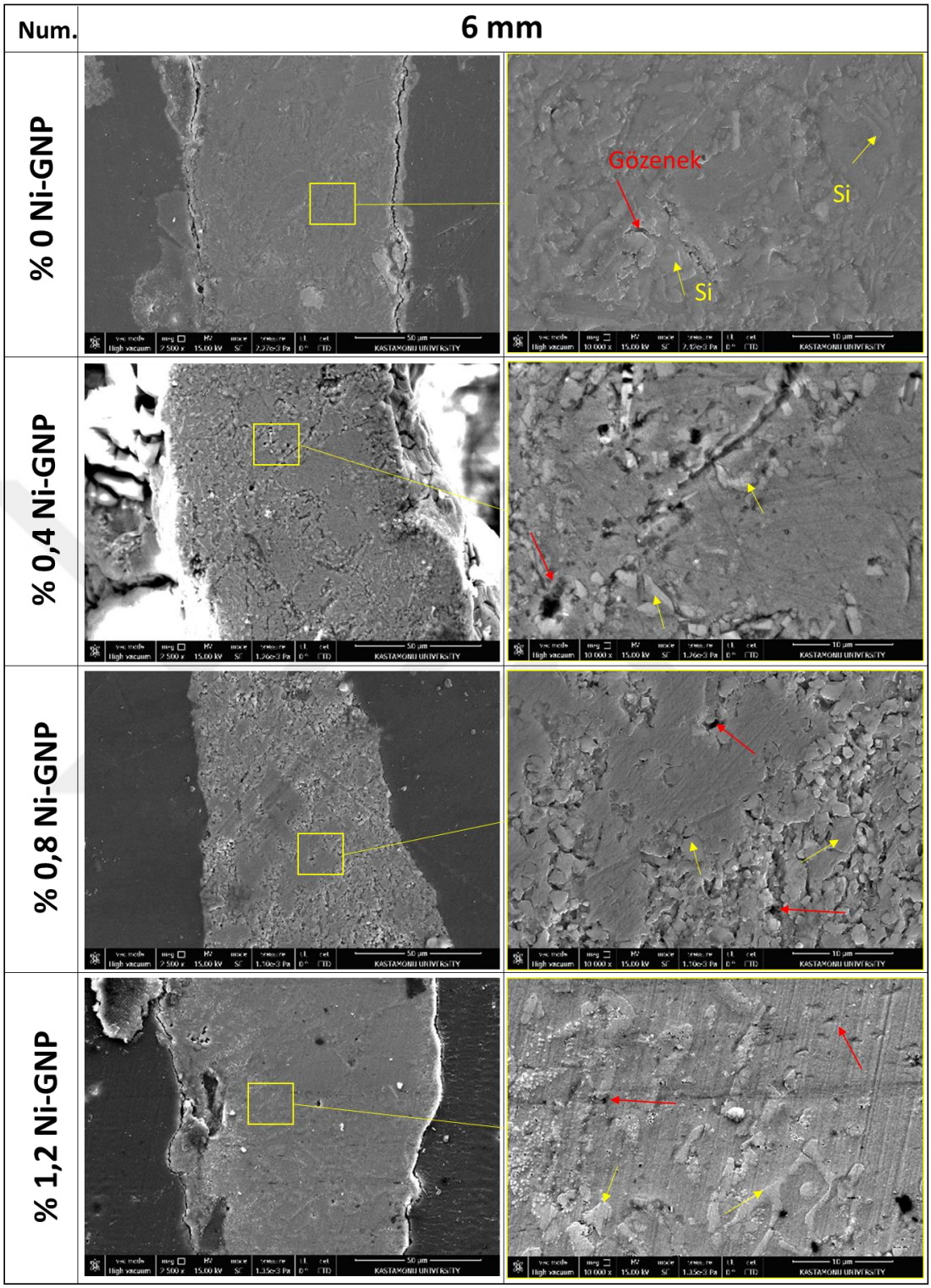
Şekil 5.7'de gösterilen köpürme davranışı, Ni-GNP/AlSi12 öncüllerinin genleşmesinin hem Ni-GNP içeriğine hem de ilk öncül kalınlığına (6 mm vs. 12 mm) bağlı olarak önemli ölçüde farklılık gösterdiğini ortaya koymaktadır. Ni-GNP ilavesi Ni-GNP içermeyen numunelere göre maksimum genleşmeyi azaltırken, Şekil 5.8'deki makro yapı görüntüleri Ni-GNP içeren köpüklerin daha düzgün ve daha ince gözenekler sergilediğini göstermektedir. Bu durum daha iyi köpük stabilitesinin göstergesidir. Gelişmiş stabilite, Ni-GNP partiküllerinin köpürme sırasında erimiş AlSi12 alaşımının viskozitesini artırması, hücre duvarlarından sıvı drenajını azaltması ve böylece hücre birleşmesini bastırması nedeniyle ortaya çıkmaktadır (Bhogi vd., 2022; Chakraborty vd., 2011; Leitlmeier vd., 2002). Buna karşılık, Ni-GNP içermeyen numunelerde gözlemlenen daha büyük hücreler, yırtılmış hücre duvarları ve sıvı drenajı hızlı gözenek büyümesine ve nihai çökmeye yol açtığı için daha zayıf stabiliteye işaret etmektedir. Süreç optimizasyonu (örn. fırın sıcaklığı, bekletme süresi ve soğutma uygulamaları) bu etkilerin bazılarını hafifletebilse de, köpüren öncülün köpükleşmesi ve katılaşma ortamının kontrol edilmesi gibi doğal zorluklar, nihai gözenekli yapıdaki kontrol edilemeyen varyasyonlara katkıda bulunur. Ni-GNP ilavesi ile AlSi12 köpükler daha zayıf genleşme sergilemiş olsalar dahi daha iyi hücre yapısının varlığı bu köpüklerde daha yüksek kararlılığın göstergesidir. Köpüklerin stabilitesi parçacıkların boyutu, dağılımı ve ıslanma davranışından etkilenir (Bhogi vd., 2022; Haibel vd., 2006).



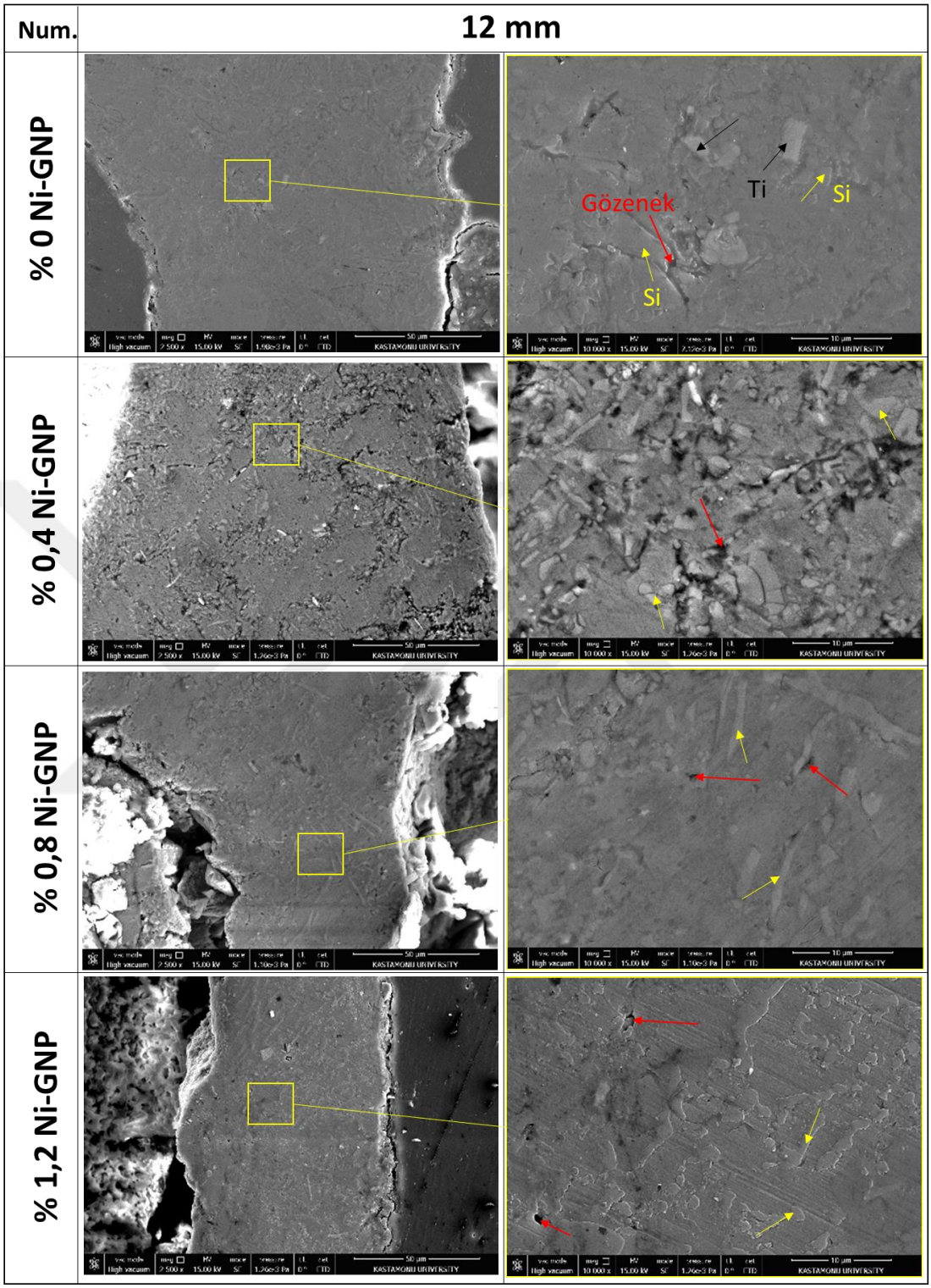
Şekil 5.8 Maksimum genleşme sergilemiş Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin makro yapıları

5.2.3 Mikroyapı Analizi

Şekil 5.9 ve Şekil 5.10'da sırasıyla 6 mm ve 12 mm çaplara sahip öncü numunelerden üretilmiş Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin hücre duvarlarına ait mikro yapı resimleri gösterilmektedir. 6 mm ve 12 mm çaplara sahip öncü numunelerden üretilmiş %0 Ni-GNP/AlSi12 köpüğünün hücre duvarına ait gösterilen mikroyapı, köpüklenme ve hızlı katılaşmaya maruz kalan bir Al-Si ötektik matrisinin karakteristik özelliklerini sergiler ve silikon bakımından zengin fazların kırılganlığına ve köpük genleşmesi sırasında meydana gelen termal gerilmelere atfedilen görünür gözenekler veya yarıklar içerir (Wang vd., 2021b). Ek olarak, metalik köpüklerde yaygın olarak bildirilen potansiyel oksit filmleri ve mikro gözeneklilik (Mukherjee vd., 2017), çatlak başlangıcı için bölgeler olarak hareket edebilir ve böylece mekanik performansı olumsuz yönde etkileyebilir (Banhart, 2000). Hücre duvarı üzerinden alınan SEM görüntüsü ve bu görüntüye dayalı EDS haritalama ve spektrum sonuçları (Şekil 5.11) az miktarda da olsa oksit varlığını ortaya koymaktadır. Ni-GNP takviyeli AlSi12 köpüklerde takviye ilavesi nispeten Si fazlarının dağılımını iyileştirmiştir. Buna karşın köpük genleşmesi sırasında erimiş alüminyumun doğal akışını engelleyerek gözeneklilik ve homojen olmayan köpük hücre duvarları olasılığı artırmıştır.

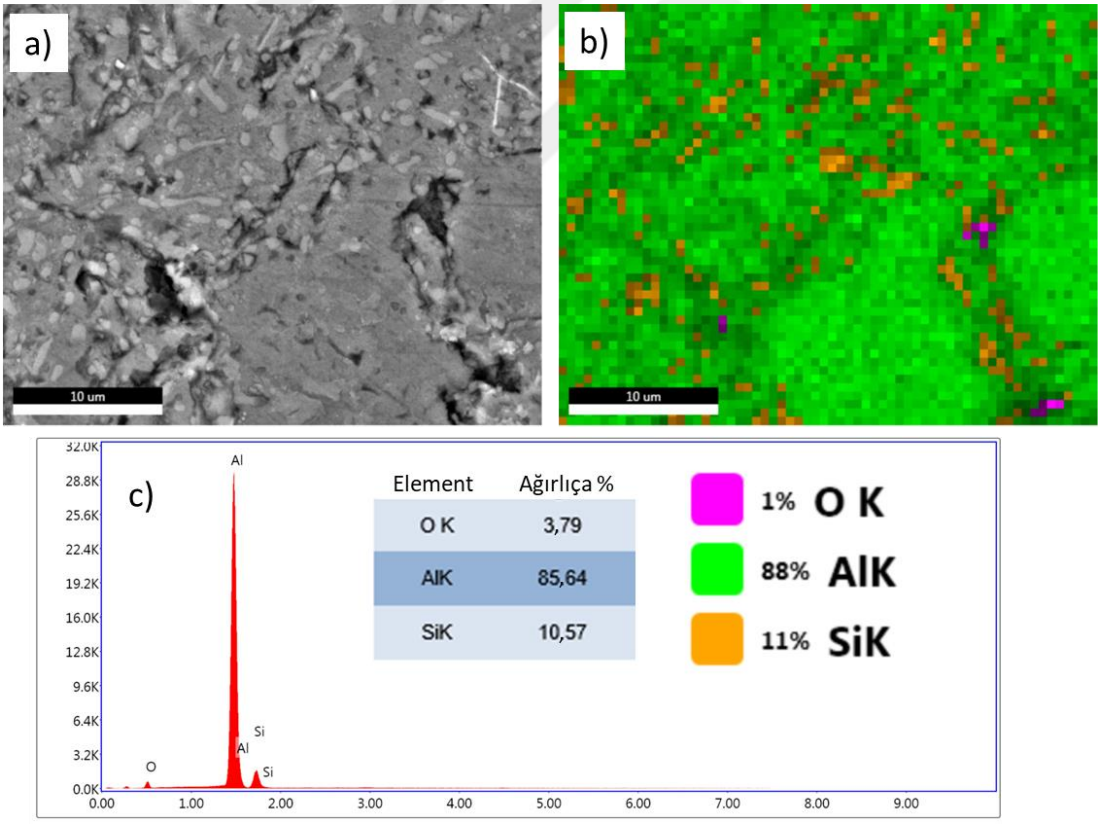


Şekil 5.9 6 mm çapa sahip öncü numuneden üretilmiş Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarının SEM görüntüsü



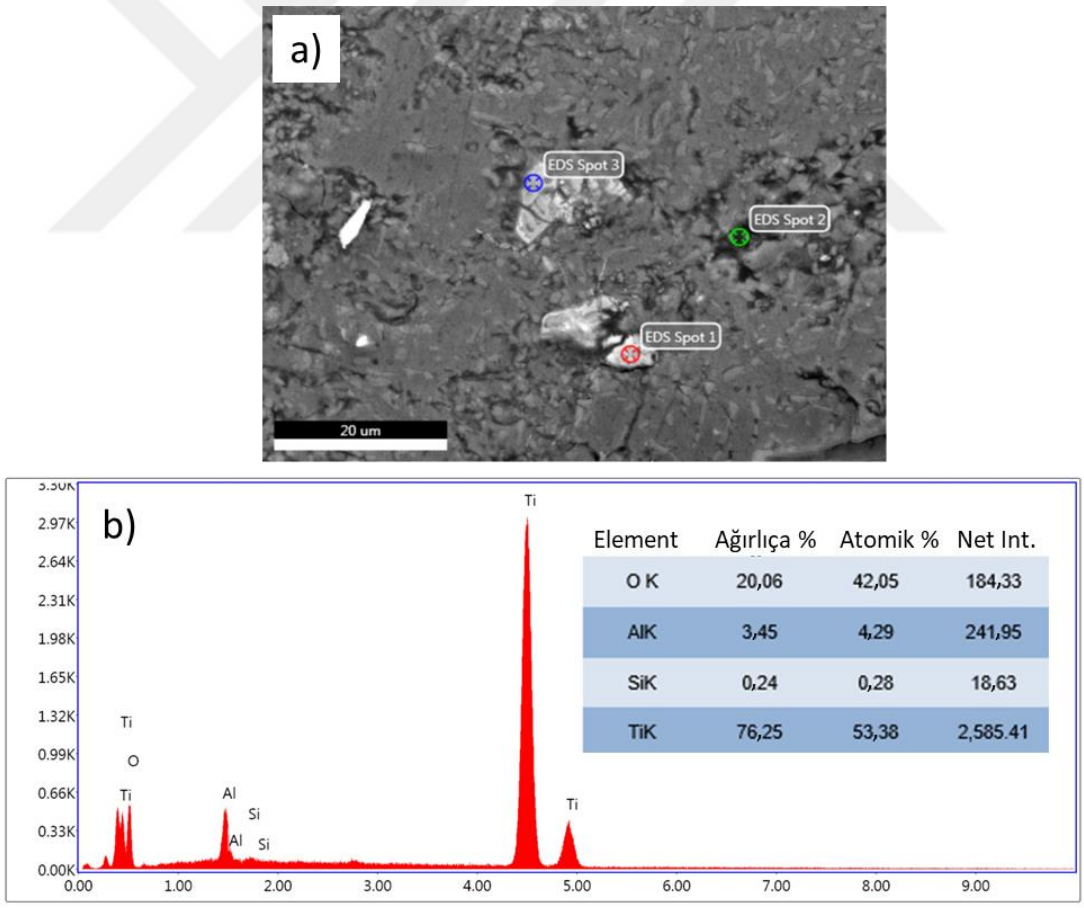
Şekil 5.10 12 mm çapa sahip öncü numuneden üretilmiş Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarının SEM görüntüsü

Şekil 5.11a'daki SEM görüntüsü, %0 Ni-GNP/AlSi12 köpüğünün yoğun hücre duvarı, uzun veya plaka benzeri Si-zengin bölgelerle serpiştirilmiş ağırlıklı olarak α-Al matrisini ortaya koymaktadır. İlgili EDS element haritalaması (Şekil 5.11b), ana bileşen olarak alüminyum (yeşil) ve lokalize bölgelerde yoğunlaşan Si (turuncu) göstererek bu fazların dağılımını daha da doğrulamaktadır. Küçük bir oksijen sinyali (pembe) de tespit edilmiştir. Bu da yüzey oksitlerinin varlığına veya köpük işleme sırasında ortaya çıkan oksidasyon izlerine işaret etmektedir. EDS spektrumu (Şekil 5.11c) bu gözlemleri niceliksel olarak desteklemekte ve ağırlıkça ~%88 Al, ~%12 Si ve ~%1 O olduğunu göstermektedir. Böyle bir mikroyapısal düzenleme, Si fazının daha kaba morfolojilerde mevcut olması halinde kırılganlık kazandırabileceği ve mekanik özellikleri etkilemek için oksit katmanlarıyla etkileşime girebileceği Al-Si ötektik alaşımlarının karakteristiğidir.



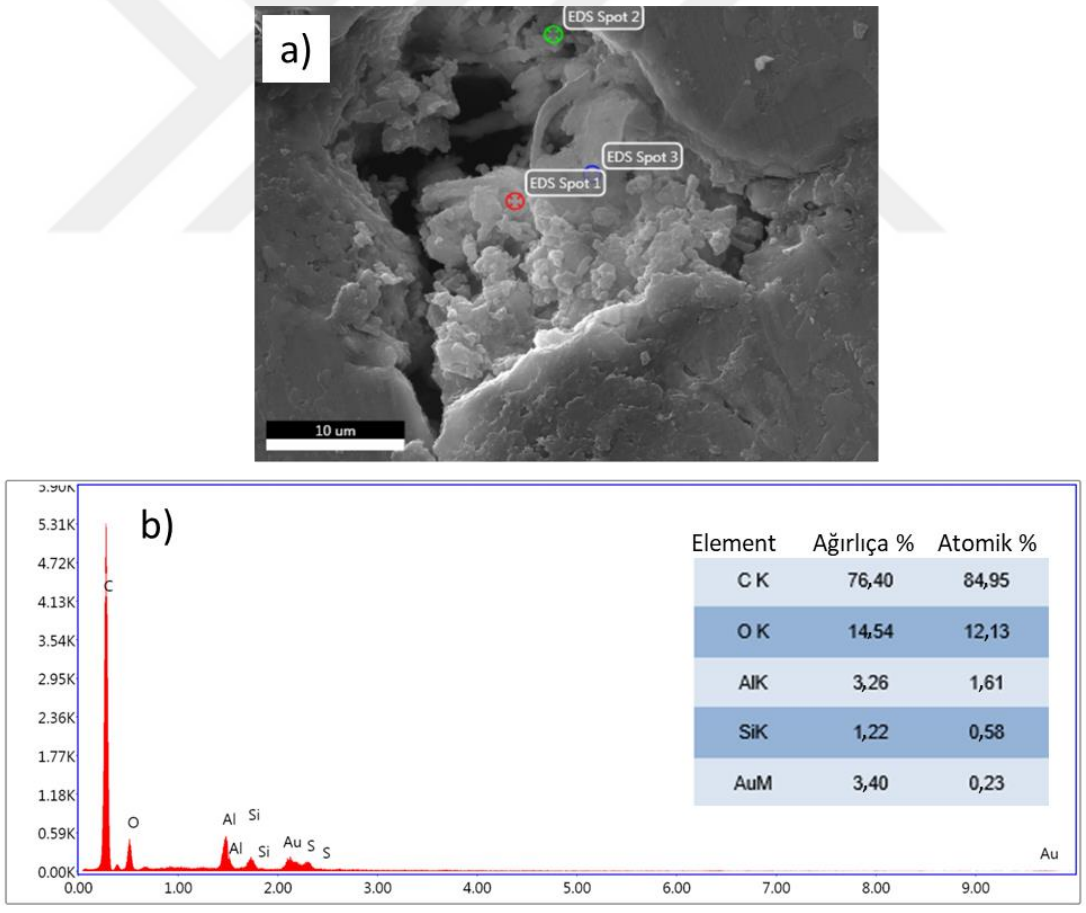
Şekil 5.11 %0 Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarının SEM görüntüsü (a), EDS haritalama (b) ve EDS spektrumu (c)

Şekil 5.12'de %0 Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarının SEM görüntüsü ve EDS spektrumu gösterilmektedir. SEM görüntüsünde, parlak kontrast bölgeleri (EDS Noktaları 1, 2 ve 3) çevreleyen Al-Si matrisinden farklı ikincil bir fazın varlığına işaret etmekte ve kayda değer oksijen seviyeleri ile birlikte önemli ölçüde daha yüksek Ti içeriğine (ağırlıkça %75'in üzerinde) işaret eden EDS sonuçları ile teyit edilmektedir. Bu bileşim, köpüğün hücre duvarı içinde titanyum bakımından zengin bir oksit veya metaller arası bileşik oluşumuna işaret etmektedir. Bu bölgelerdeki ılımlı alüminyum ve Si sinyalleri, matris bileşenlerinin titanyum açısından zengin faza kısmi karışımını veya difüzyonunu da göstermektedir. Bu tür fazlar genellikle Al-Si bazlı köpüklerde titanyum içeren köpürtücü maddelerden ortaya çıkmaktadır. Ayrıca, yüksek oksijen içeriği, köpürme sırasında yüksek sıcaklığa maruz kalma ve hızlı katılaşma nedeniyle oksit oluşumu olasılığını desteklemektedir.



Şekil 5.12 %0 Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarının SEM görüntüsü (a) ve EDS spektrumu (b)

Şekil 5.13'te %1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarı iç bölgesi SEM görüntüsü ve EDS spektrumu gösterilmektedir. SEM görüntüsünde (Şekil 5.13a), %1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpüğündeki hücre duvarının iç bölgesi, eklenen Ni-kaplı grafen nanoplateletlere (GNP'ler) karşılık gelen nispeten yoğun bir metalik matris sergilemektedir. EDS spektrumu (Şekil 5.13b), AlSi12 matrisine eklenen grafen nanoplateletlerin (GNP'ler) göstergesi olarak belirgin bir karbon piki (~76 ağırlıkça %) sergiler. Oksijenin varlığı (~%15), köpüklenme ve katılaşma sırasında yüzey oksidasyonundan veya oksit film oluşumundan kaynaklanabilir. Au sinyali SEM analizi için iletkenliği artırmak amacıyla numunenin püskürtme ile kaplanmasından kaynaklanan bir sonuçtur. Genel olarak, yüksek karbon içeriği, gözlemlenen morfoloji ile birleştiğinde, GNP'lerin köpük hücre duvarı içine başarılı bir şekilde entegre edildiğini ve potansiyel olarak takviyeye katkıda bulunduğunu göstermektedir.

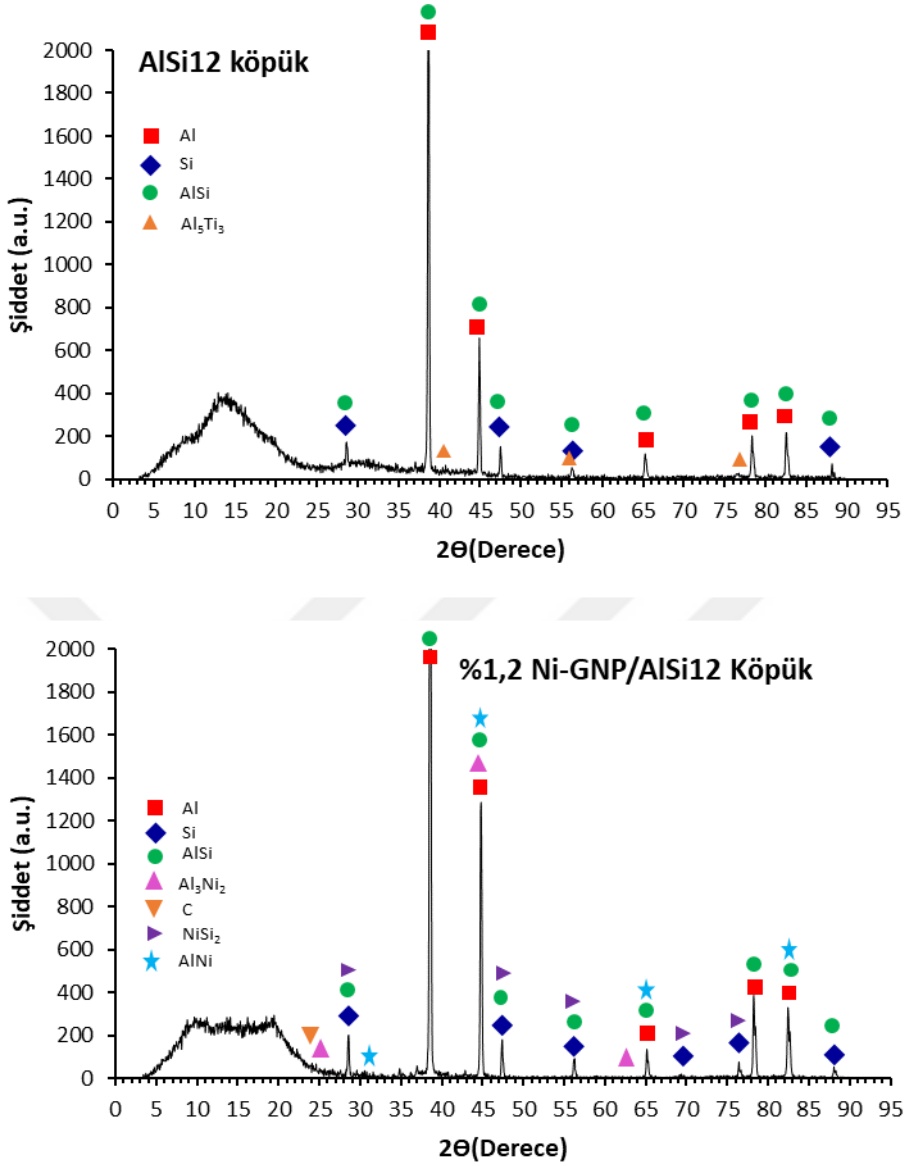


Şekil 5.13 %1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpüğün hücre duvarı iç bölgesi SEM görüntüsü (a) ve EDS spektrumu (b)

5.2.4 XRD Sonuçları

Şekil 5.14'te %0 Ni-GNP/AlSi12 ve %1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpük numunelerin XRD desenleri gösterilmektedir. %0 Ni-GNP-AlSi12 köpük numunenin XRD desenine göre Al (Bravais kafesi: kübik, a = b = c = 4,040 nm) ve Si (Bravais kafesi: kübik, a = b = c = 5,430 nm) fazları tespit edilmiştir. %1,2 Ni-GNP-AlSi12 köpük numunenin XRD desenine göre de Al (Bravais kafesi: kübik, a = b = c = 4,040 nm), Si (Bravais kafesi: kübik, a = b = c = 5,430 nm), Al_3Ni_2 (Bravais kafesi: hegzagonal, a = 4,027; b = 4,029; c = 4,901 nm), AlNi (Bravais kafesi: kübik, a = 2,881; b = 2,881; c = 2,881 nm), $NiSi_2$ (Bravais kafesi: kübik, a = 5,416; b = 5,416; c = 5,416 nm) ve C (Bravais kafesi: ortorombik, a = 2,46; b = 4,26; c = 6,71 nm) fazları tespit edilmiştir. XRD verileri, Ni-GNP takviyesinin yokluğunda (%0 Ni-GNP), köpük numunesinin baskın olarak Al ve Si fazları içerdiğini ve geleneksel Al-Si alaşım yapısını (alüminyum: kübik, a=4,040 nm; silisyum: kübik, a=5,430 nm) yansıttığını göstermektedir. Bu sonuç, silisyumun alüminyum matris içinde dağılmış halde kaldığı tipik Al-Si sistemleriyle tutarlıdır (Xia vd., 2023).

Bunun aksine, AlSi12'ye %1,2 ağırlık oranında Ni-GNP eklenmesi, özellikle Al_3Ni_2 (hekzagonal, a=4,027 nm; c=4,901 nm) ve AlNi (kübik, a=2,881 nm) olmak üzere birden fazla metaller arası bileşiğin oluşumunu teşvik eder. Ayrıca $NiSi_2$ (kübik, a=5,416 nm) ve ortorombik C (a=2,46 nm; c=6,71 nm) bulunur. Bu Ni içeren fazlar, nikel Al-Si sistemlerine eklendiğinde sıklıkla gözlemlenir ve metaller arası fazların ince dağılımı nedeniyle gelişmiş mekanik özellikler ile ilişkilendirilebilir (Hernández-Méndez vd., 2011). Muhtemelen grafen nanoplatetlerden kaynaklanan karbonun tespiti, takviye fazının matriste en azından kısmen korunduğunu göstermektedir. Genel olarak XRD bulguları Ni-GNP ilavesinin, intermetalik bileşiklerin yerinde oluşumunu yönlendirdiğini ve AlSi12 köpüğünün mikro yapısal evrimine katkıda bulunduğunu göstermektedir.



Şekil 5.14 %0 Ni-GNP/AlSi12 köpük ve %1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin XRD desenleri

5.2.5 Yoğunluk Değişimi

Alüminyum köpükler yapı içerisinde rastgele dağılmış çok sayıda gözenek içeren malzemelerdir. Gözenek morfolojisi ve bağıl yoğunluk değişimleri gibi yapısal özellikler alüminyum köpüklerin mekanik özelliklerini ve enerji emme kapasitelerini doğrudan etkilemektedir. Esasında bağıl yoğunluk değişiminin gözenek morfolojisine kıyasla daha etkili olduğu söylenebilir (Degischer ve Kriszt, 2002; Prados Martín, 2021).

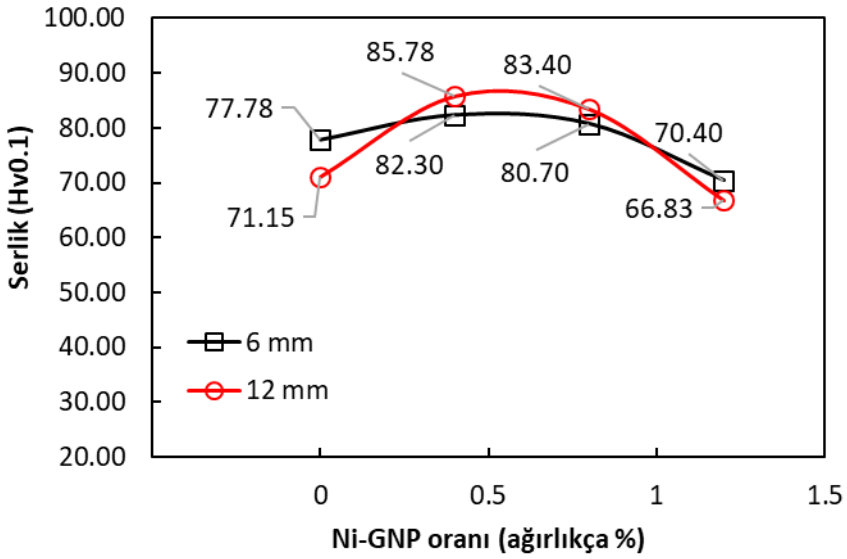
Köpüklerde önceden belirlenmiş mikro yapılara sahip ürünlerin üretilmesi oldukça güçtür. Yapı içerisinde düzensizliklerin ve iç kusurların her zaman mevcut olması, hücre duvarlarının düz olmayışı, bazı hücre duvarlarında eksiklikler ve kalınlık farklılıklarının meydana gelmesi bağıl yoğunlukların değişmesine etkendir (Prados Martín, 2021; Idris vd., 2009). Tablo 5.2'de maksimum genleşme sergilemiş Ni-GNP/AlSi12 öncü numunelerin yoğunluk değişimleri gösterilmektedir. Tablo 5.2, deneysel yoğunluğun ve köpüklerin bağıl yoğunluğunun, hem 6 mm hem de 12 mm numuneler için daha yüksek Ni-GNP oranlarıyla arttığını, ancak kalınlıklar arasında bazı dikkate değer farklılıklar olduğunu göstermektedir. %0 Ni-GNP'de, 6 mm numunenin yoğunluğu 0,621 $g.cm^{-3}$'tür (bağıl yoğunluk 0,235), 12 mm numune ise daha az yoğundur (0,476 $g.cm^{-3}$, bağıl yoğunluk = 0,182). Ni-GNP içeriği arttıkça, 6 mm köpüğün yoğunluğu ve bağıl yoğunluğu istikrarlı bir şekilde artmıştır. %1,2 Ni-GNP'de köpüğün yoğunluğu ve bağıl yoğunluğu sırasıyla 0,806 $g.cm^{-3}$ ve 0,311'e ulaşmıştır. Benzer bir artış eğilimi 12 mm'lik numunelerde de gözlemlenmiştir ve özellikle %1,2 Ni-GNP'de (0,953 $g.cm^{-3}$, 0,368 bağıl yoğunluk) büyük bir artış olmuştur. Daha yüksek Ni-GNP içeriklerindeki bu yoğunlaşma etkisi birden fazla faktöre atfedilebilir: (i) gözenekleri dolduran ve Al-Si matrisini güçlendiren Ni bazlı intermetaliklerin (Al_3Ni_2, AlNi, $NiSi_2$) artan oluşumu (Camarillo-Cisneros vd., 2022); (ii) Ni ilaveleri nedeniyle parçacık arayüzlerinde iyileştirilmiş ıslatma ve bağlanma; ve (iii) aşırı gözenek birleşmesini sınırlayan grafit karbon fazları tarafından köpük yapısının kısmen "kilitlenmesi" potansiyeli. 6 mm ve 12 mm numuneler arasındaki farklar, işleme sırasında soğutma hızı, ısı dağılımı ve köpüklenme kinetiğindeki değişikliklerden kaynaklanabilir ve bu da gözeneklilik seviyelerini ve intermetaliklerin dağılımını etkileyebilir (Mukherjee vd., 2010c). Köpük yapılarındaki doğal düzensizlikler ve mikro yapısal kusurlar (tamamlanmamış hücre duvarları veya düzensiz duvar kalınlığı gibi) Ni-GNP içeriği arttıkça daha belirgin hale gelir ve yoğunluk değişimlerine daha fazla katkıda bulunur (Hassan ve Uzun, 2024). Sonuç olarak, gözenek morfolojisi bir rol oynamasına rağmen, köpük performansını en güçlü şekilde etkileyen şey, işleme parametreleri, öncül boyutları ve takviye içeriği tarafından yönetilen göreceli yoğunluk dalgalanmalarıdır.

Tablo 5.2 Maksimum genleşme sergileyen Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin yoğunluk değişimleri

Numune	**Yoğunluk(g.cm^{-3})**		**Bağıl yoğunluk**	
	6 mm	**12 mm**	**6 mm**	**12 mm**
%0 Ni-GNP/AlSi12	0,621	0,476	0,235	0,182
%0.4 Ni-GNP/AlSi12	0,683	0,534	0,259	0,204
%0.8 Ni-GNP/AlSi12	0,715	0,594	0,274	0,230
%1.2 Ni-GNP/AlSi12	0,806	0,953	0,311	0,368

5.2.6 Mikrosertlik Değişimi

Şekil 5.15'te Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin hücre duvarlarındaki mikro sertlik değişim grafiği gösterilmektedir. Sertlik verilerinde gösterildiği gibi, AlSi12 köpüğüne Ni-GNP eklemek, hem 6 mm hem de 12 mm numunelerde köpüğün sertliğini önemli ölçüde etkilemektedir. Ni-GNP içermeyen AlSi12 köpük nispeten düşük bir sertlik sergilemiş ve standart Al-Si alaşımlarının mikro yapısını yansıtmıştır. Ni-GNP içeriğinin yaklaşık %0,4'e kadar artırılması, sertlikte belirgin bir artışa yol açmış ve bu da XRD ile tespit edilen intermetaliklerin (örn. Al_3Ni_2, AlNi) yerinde oluşumuyla iyi bir uyum içerisinde olduğunu göstermiştir (Pérez-Bustamante vd., 2014). Bu intermetalik fazlar genellikle Al-Si matrisi güçlendirici etkiye sahiptir (Karakulak vd., 2016). Ancak, daha yüksek Ni-GNP ilavelerinde (%1,2) sertlik azalmaya başlamıştır. Bu azalma, aşırı veya daha kaba intermetalik oluşumdan ve/veya katkı maddesinin aglomerasyonundan kaynaklanabilir ve bunların her ikisi de mekanik performansı düşürebilir (Rativa-Parada vd., 2023). Her iki numune kalınlığı (6 mm ve 12 mm) soğutma hızlarındaki ve ortaya çıkan mikro yapılarındaki küçük değişikliklerden dolayı biraz farklı mutlak sertlik değerleri gösterse de, başlangıçtaki sertlikte iyileşme ve ardından daha yüksek Ni-GNP içeriklerinde azalma eğilimi her iki kalınlıkta da tutarlıdır.

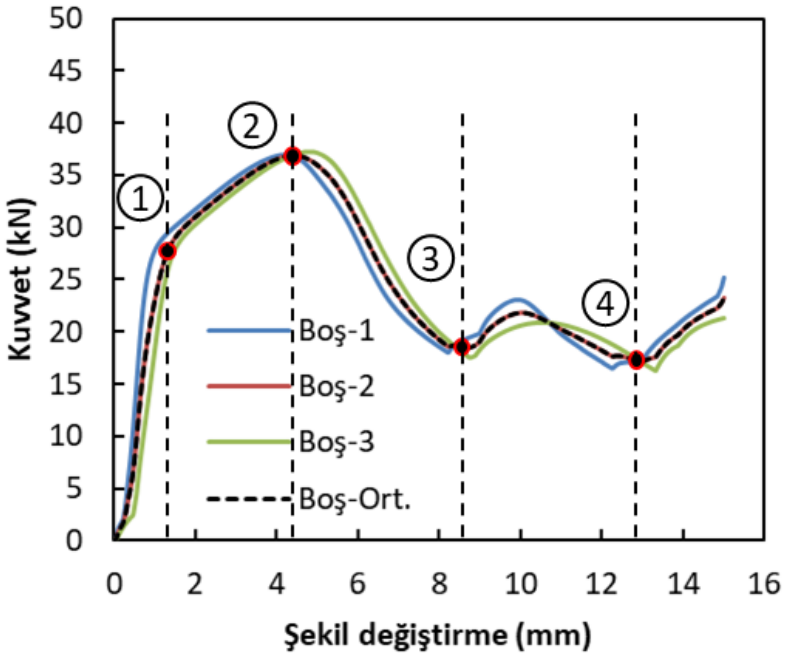


Şekil 5.15 Ni-GNP/AlSi12 köpüklerin hücre duvarlarındaki mikro sertlik değişimi

5.3 Boş Paslanmaz Çelik Boruların Ezilme Davranışı

Şekil 5.16, eksenel olarak ezilmiş boş paslanmaz çelik boruların karakteristik doğrusal olmayan kuvvet-şekil değiştirme tepkisini göstermektedir. Duarte vd. (2015a) tarafından açıklandığı gibi, bu tür basınç (veya kuvvet) eğrilerinde beş ayrı bölge vardırdır. Birincisi, kuvvetin kademeli olarak arttığı ve ağırlıklı olarak elastik deformasyonların meydana geldiği doğrusal-elastik bölgedir. İlk olarak, yaklaşık 1,5 mm yer değiştirmedeki geçiş bölgesinde kuvvet (F_g) yaklaşık 29 kN'ye yükselmiştir. İkincisi, ilk yerel maksimumda (önemli plastik deformasyonun başlangıcını yansıtan) doruğa ulaşan kademeli olarak artan kuvvet bölgesidir. Bu bölgede 5 mm yer değiştirmede yaklaşık 36 kN'lik tepe kuvveti oluşmuştur. Üçüncüsü, ilk kıvrımın oluşumu ve lokalize plastik burkulmaya bağlı hızlı kuvvet düşüşü bölgesidir. Tepe kuvvetini takiben, yük yaklaşık 8,5 mm'de 18,6 kN'lik minimum kuvvete düşmüş ve bu da kademeli kıvrımın ve yerel burkulmanın başlangıcını yansıtmıştır. Dördüncüsü, kuvvetin her bir ardışık kıvrım oluştukça artan-azalan bir şekilde salındığı, genellikle giderek daha düşük tepe noktalarına sahip bölgedir. Deformasyon devam ettikçe, içi boş paslanmaz çelik boru daha kararlı bir kıvrım rejimine girmiştir. Son olarak, borunun tamamen yoğunlaştığı veya ezildiği beşinci bölgedir. Yoğunlaştırmanın başladığı kuvvet 13,33 mm'de yaklaşık 17,6 kN'dir. 17,6 kN'lik maksimum kuvvet azalması (yani, zirveden sonraki en büyük yük düşüşü), ilk zirve kıvrımından sonraki

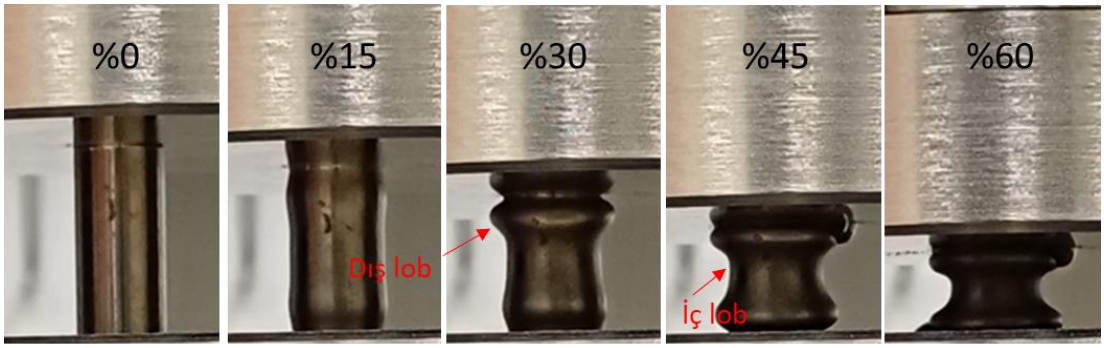
ani çöküşü daha da vurgulamaktadır.Bu gözlemler, benzer şekilde borunun elastik davranıştan plastik davranışa geçişi sırasında keskin bir başlangıç yük artışını ortaya koyan ve daha sonra tekrarlanan katlama ve gerilim gevşemesi döngüleri deneyimleyen metalik tüplerin eksenel ezilmesine ilişkin diğer deneysel bulgularla tutarlıdır (Abramowicz ve Jones, 1986; Reyes vd., 2002). Deneysel çalışmalarda belirtildiği gibi, kuvvet-şekil değiştirme eğrisindeki ilk tepe genellikle sonraki tepelerden daha yüksektir çünkü yerelleştirilmiş bir burkulma başladıktan sonra, sonraki katlamaları oluşturmak için gereken yük genellikle daha düşüktür. Bununla birlikte, geometri (örneğin çap-kalınlık oranı) ve malzeme özellikleri (örneğin akma gerilimi, sertleşme üssü) her yük tepe noktasının büyüklüğünü ve salınım derecesini hassas bir şekilde ayarlayabilir ve böylece paslanmaz çelik boru bileşenlerinin genel ezilme dayanıklılığı davranışını belirleyebilir. Deneysel olarak elde edilen kuvvet-şekil değiştirme eğrilerinden, test edilen tüm numunelerin aynı şekli ortaya çıkardığı ve ilk tepe noktasının ardışık tepe noktalarından daha yüksek olduğu gözlemlendi.



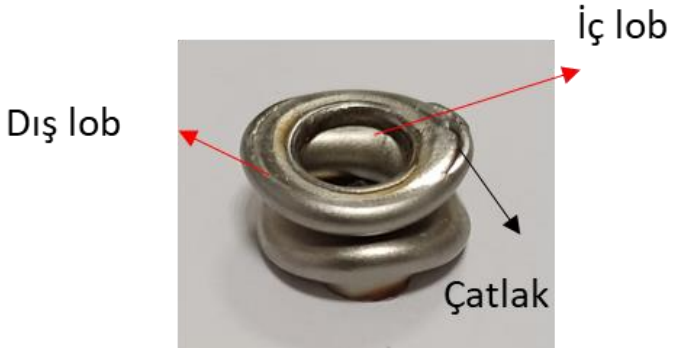
Şekil 5.16 Eksenel olarak ezilmiş boş paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri

Şekil 5.17, eksenel yükleme altında içi boş paslanmaz çelik boruların kademeli deformasyon dizisini sunarak, elmas modundan eksenel simetrik moda geçiş yapan

kıvrımların ve katlanmaların gelişimini göstermektedir. Yaklaşık %15 gerinimde boş tüpün her iki ucunda kıvrımlar oluşmaya başlamış ve sonunda karakteristik çift lob şekline (dış ve iç loblar) birleşmiştir. Bu loblar sırasıyla bitişik yüzeylerde ve numunenin ortasında başlayarak, iki karşılıklı dik yönde eliptik bir katlanma deseni oluşturmaktadır. Belirli uzunluk/çap oranı (5>L/D) olan boş borular için elmas mod ve eksenel simetrik modda deforme olması beklenmektedir (Andrews vd., 1983). Bu çalışmada test edilen paslanmaz çelik boruların uzunluk/çap (L/D) oranı 2,52'ye eşit olduğundan, deforme olmuş boş borularımız onların bulgularıyla iyi bir uyum içindedir. Ek olarak, radyal, çevresel ve kıvrımlı bölgelerde gözlenen çatlak bölgeler (Şekil 5.18), tekrarlanan plastik eğilme ve basınç gerilmeleri altında lokalize olmuş malzeme hasarını yansıtmaktadır (Zarei ve Kroger, 2007). Katlama sayısı ve ilk katmanının lokalizasyonu (örneğin orta, alt veya üst uçlar) dahil olmak üzere genel çökme mekanizması, kesit geometrisine (kalınlık ve çap), uzunluğa ve mekanik/kimyasal özelliklere bağlıdır (Duarte vd., 2015). Dahası, ezilme dayanıklılığı tasarımındaki iyileştirmeler, bu katlama modlarını gelişmiş enerji emilimi ve azaltılmış tepe yükleri için uyarlamak amacıyla geometriyi ayarlamak veya yapısal özellikler (köpük dolgusu gibi) eklemek için genellikle çok amaçlı optimizasyon tekniklerinden yararlanılmaktadır (Zhang ve Zhang, 2020). Genel olarak, Şekil 5.17'deki gözlemlenen deformasyon deseni, orta seviye L/D oranlarına sahip paslanmaz çelik borulardaki hem elmas hem de eksenel simetrik modları doğrulamaktadır. Bununla birlikte eksenel çökme davranışını belirlemede geometri, malzeme özellikleri ve sınır koşullarının karmaşık etkileşimde olduğu da vurgulanmalıdır.



Şekil 5.17 Eksenel yükleme altında içi boş paslanmaz çelik boruların kademeli deformasyon dizisi



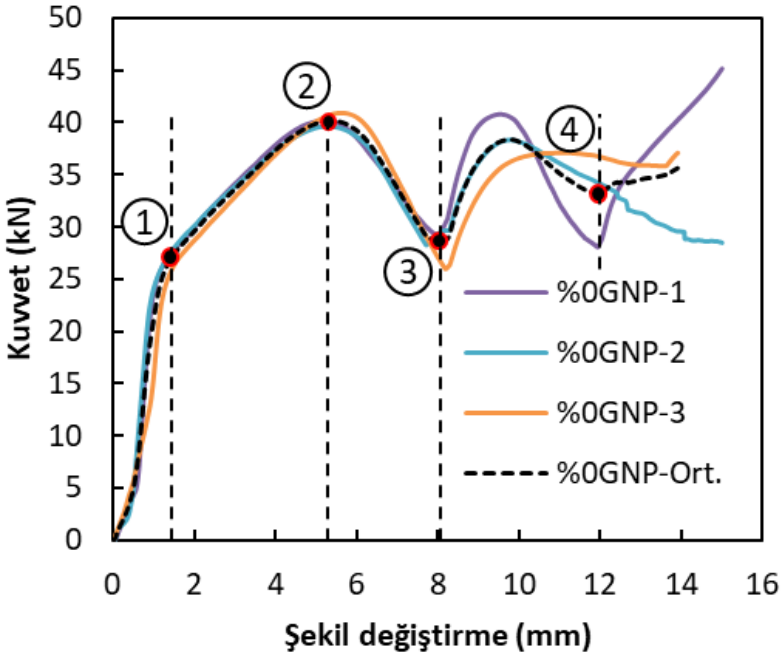
Şekil 5.18 Deforme olmuş içi boş paslanmaz çelik boru

5.4 Ni-GNP/Al Köpük Dolgulu Paslanmaz Çelik Boruların Ezilme Davranışı

Şekil 5.19, eksenel olarak ezilmiş %0Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrilerini göstermektedir. Boş paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileriyle karşılaştırıldığında, %0Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu borular genellikle daha yüksek yük seviyeleri ve daha kararlı bir çökme ilerlemesi sergilerler. Bu fark, yerel burkulmayı geciktiren ve daha düzgün bir katlanmaya neden olan ve böylece genel enerji emilimini artıran dahili köpük dolgusunun dengeleyici etkisinden kaynaklanmaktadır (Zarei ve Kroger, 2006). Boş paslanmaz çelik borular, ilk tepe noktasını takiben belirgin yük dalgalanmalarına eğilimliyken köpük dolgu, daha yüksek tepe noktası sonrası kuvvetlerin korunmasına yardımcı olmakta ve bu dalgalanmaların genliğini azaltmaktadır. Ayrıca, köpük dolgusunun kademeli gerilmesi, paslanmaz çelik boru duvarının plastik deformasyonunu tamamlayarak daha sürdürülebilir bir yük taşıma kapasitesine ve daha düzgün bir kuvvet-şekil değiştirme tepkisine yol açmaktadır (Rajendran vd., 2009).

Boş paslanmaz çelik borunun (Şekil 5.16) kuvvet-şekil değiştirme eğrileri ile %0-Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslamaz çelik borunun (Şekil 5.19) eğrileri karşılaştırıldığında ezilme performanslarındaki bazı önemli farklılıklar ortaya çıkmaktadır. Örneğin, içi boş boru 1,5 mm yer değiştirmede 29 kN civarında geçiş kuvveti (F_g) sergilemekte, nihayetinde 8,5 mm yakınında 18,6 kN minimum kuvvete (F_m) düşmeden önce 5 mm'de 36 kN'lik bir tepe kuvvetine (F_t) ulaşmaktadır. Buna karşılık, %0 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boru daha yüksek

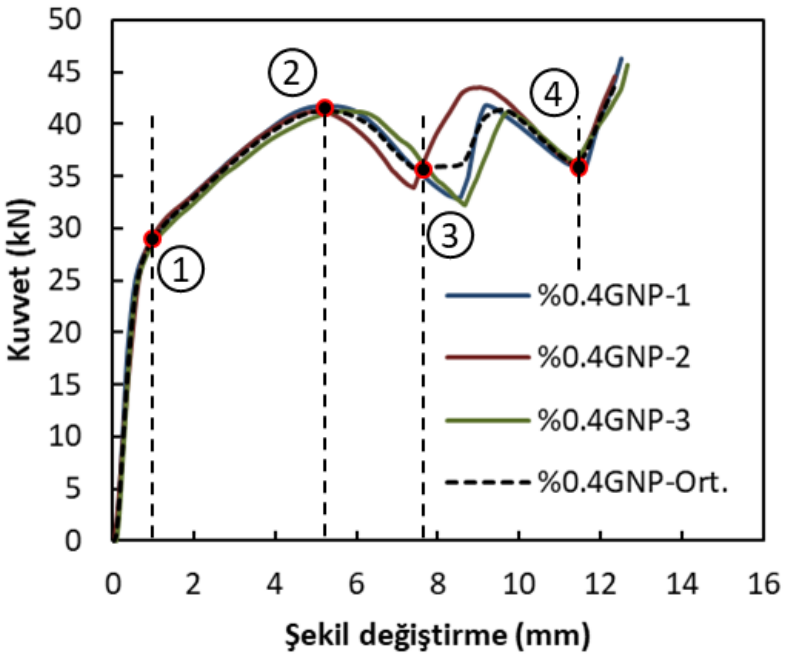
kuvvetlere ulaşmıştır. Geçiş kuvveti (F_g) 1,67 mm yer değiştirmede 28,2 kN'dir. Yani geçiş kuvvetleri benzerlik göstermektedir. Ancak tepe kuvveti (F_t) 5,67 mm'lik bir şekil değiştirmede 40 kN'ye yükselmekte ve minimum kuvvet (F_m) 28,6 kN ile (18,6 kN yerine) çok daha yüksek seviyededir.



Şekil 5.19 Eksenel olarak ezilmiş %0Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri

%0,4 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik borular için kuvvet-şekil değiştirme verileri, boş borulara kıyasla daha kararlı ve gelişmiş bir ezilme tepkisi ortaya koymaktadır (Şekil 5.20). Grafikten geçiş kuvvetinin ($F_g \approx$ 28.9 kN) erken (şekil değiştirme; $\epsilon_g \approx$ 1.00 mm) gerçekleştiği ve plastik deformasyonun başladığı anlaşılmaktadır. Boru ve köpük dolgu etkileşime girmeye başladığında, tepe kuvveti ($\epsilon_t \approx$ 5,2 mm'de $F_t \approx$ 41,2 kN) boş borularda gözlemlenen 36 kN tepe kuvvetini belirgin şekilde aşarak köpüğün kıvrım oluşum süreci üzerindeki dengeleyici etkisini göstermektedir (Zarei ve Kroger, 2006). Bu ilk tepe noktasından sonra kuvvet nispeten yüksek kalmaktadır. Minimum kuvvet ($F_m \approx$ 35,8 kN) boş borular için 18,6 kN'nin önemli ölçüde üzerindedir ve katlanma gerçekleşirken bile yükün daha iyi tutulduğunu göstermekedir. Daha büyük şekil değiştirmede ($\epsilon_y \approx$ 11,5 mm), yoğunlaşmanın başladığı kuvvet ($Fy \approx$36,4 kN) de içi boş numuneninkini aşarak gecikmeli bir

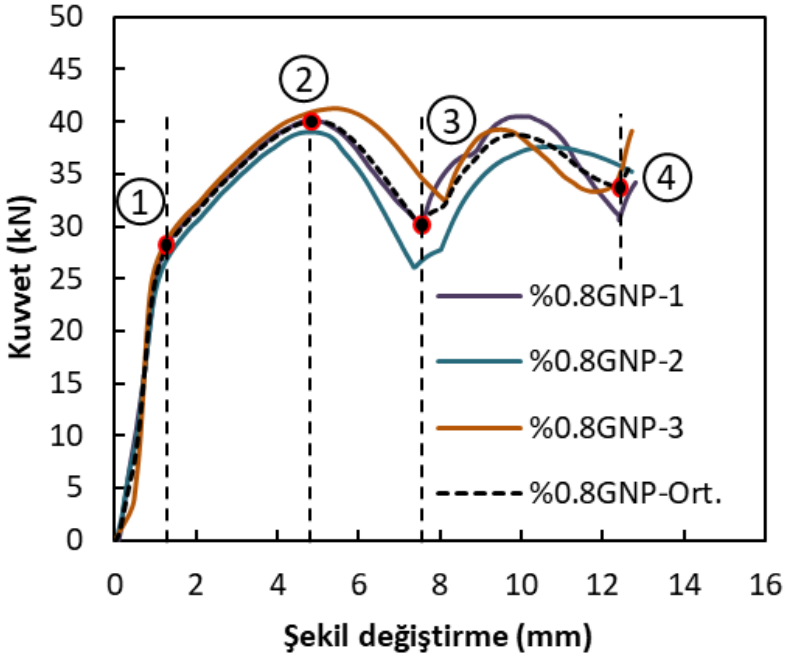
sıkıştırma başlangıcını yansıtmaktadır. Son olarak, maksimum kuvvet azalması ($\Delta F \approx$ 5,4 kN), içi boş boruya kıyasla çok daha küçüktür ve daha yumuşak, daha kontrollü bir çökme davranışı sergilemektedir (Abramowicz ve Jones, 1986).



Şekil 5.20 Eksenel olarak ezilmiş %0,4 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri

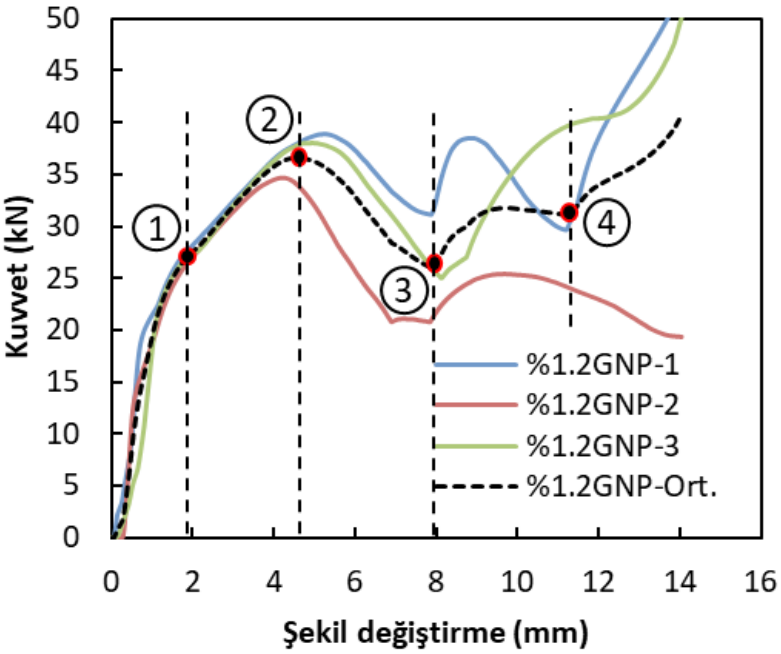
%0,8 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik borular dolgusuz borulara kıyasla gelişmiş ancak biraz değişken bir ezilme modeli ortaya koymaktadır (Şekil 5.21). Geçiş kuvveti ($F_g \approx$ 28,3 kN) plastik burkulmanın başlangıcını gösterecek şekilde nispeten erken ($\epsilon_g \approx$ 1,33 mm) ortaya çıkmaktadır. Ardından, tepe kuvveti ($F_t \approx$ 40 kN $\epsilon_t \approx$ 5,17 mm'de) boş borunun 36 kN'luk tepe kuvvetinden daha iyi performans göstererek köpüğün ilk kıvrım oluşumundaki dengeleyici rolünü ortaya koymaktadır (Zarei ve Kroger, 2006). Bu tepe noktasından sonra, minimum kuvvet ($F_m \approx$ 30,9 kN) boş boruda görülen 18,6 kN'den belirgin bir şekilde daha yüksek kalmaktadır. Bu da boru duvarları ve köpük dolgunun deformasyonu paylaştıkça gelişmiş yük tutma özelliğini yansıtmaktadır. Ayrıca, yoğunlaşmanın başladığı kuvvet ($\epsilon_y \approx$ 12,5 mm'de $F_y \approx$ 34,4 kN), sıkıştırma yükünün çökme sürecinin daha derinlerinde yüksek kaldığını göstermektedir. Maksimum kuvvet azalması ($F_{ka} \approx$ 9,1

kN) diğer bazı köpük dolgulu konfigürasyonlardan (örn. %0,4 NiGNP) daha büyük olmasına rağmen, boş tüplerdeki 17,4 kN'lik düşüşün oldukça altındadır.



Şekil 5.21 Eksenel olarak ezilmiş %0,8 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri

%1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik borular için, 1,88 mm'de yaklaşık 28,11 kN'luk bir geçiş kuvveti (F_g) görülmektedir (Şekil 5.22). Tepe kuvveti (4,83 mm'de $F_t \approx$ 36,4 kN) boş tüpün tepe kuvveti (36 kN) ile eşit veya biraz üzerindedir. Ancak sonraki minimum kuvvet ($F_m \approx$ 26,7 kN) boş numunenin 18,6 kN'sinden önemli ölçüde daha yüksek kalmaktadır. Başka bir deyişle, %1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgusu tepe yükünü daha düşük Ni-GNP konsantrasyonları kadar dramatik bir şekilde artırmasa da, tepe sonrası daha yüksek bir yükü sürdürmektedir. Bununla birlikte, yoğunlaşmanın başladığı kuvvet (11,33 mm'de $F_y \approx$ 31,54 kN), borunun çökme sürecinin derinliklerinde sağlam bir yük taşıma kapasitesini koruduğunu göstermektedir (Zarei ve Kroger, 2006). Maksimum kuvvet azalması ($\Delta F \approx$ 9,7 kN) %0,4 Ni-GNP varyantındaki kadar düşük olmasa da, dolgu maddesinin katlanma üzerindeki dengeleyici etkisinin altını çizerek boş tüpten (17,4 kN) hala önemli ölçüde daha küçüktür (Abramowicz ve Jones, 1986).



Şekil 5.22 Eksenel olarak ezilmiş %1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri

Tablo 5.3'te farklı Ni-GNP konsantrasyonlarında boş paslanmaz çelik borular ve Ni-GNP/AlSi12 köpüklerle doldurulmuş borular için temel ezilme parametreleri karşılaştırılmıştır. Geçiş kuvveti (F_g), tepe kuvveti (F_t), minimum kuvvet (F_m) ve yoğunlaşma kuvveti (F_y) gibi ana mekanik parametreler paslanmaz çelik borunun Ni-GNP/AlSi12 köpükle dolgulanmasıyla değişmiştir. Öte yandan, bu parametrelere karşılık gelen şekil değiştirme miktarları neredeyse sabit kalmıştır.

Tablo 5.3 Boş ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların ortalama eksenel yarı-statik basınç test sonuçları

Numune	Geçiş bölgesi (1)		Tepe kuvveti (2)		Minimum kuvvet (3)		Yoğunlaşmanın başladığı kuvvet (4)		Maksimum kuvvet azalması
	F_g (kN)	ε_g (mm)	F_t (kN)	ε_t (mm)	F_m (kN)	ε_m (mm)	F_y (kN)	ε_y (mm)	F_{ka} (kN)
Boş boru	29	1,5	36	5	18,6	8,5	17,6	13,33	17,4
%0 GNP	28,2	1,67	40	5,67	28,6	8,17	33,7	12,2	11,4
%0.4 GNP	28,9	1	41,2	5,2	35,8	7,67	36,4	11,5	5,4
%0.8 GNP	28,3	1,33	40	5,17	30,9	7,67	34,4	12,5	9,1
%1.2 GNP	28,11	1,88	36,4	4,83	26,7	7,98	31,54	11,33	9,7

Şekil 5.23, Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların ezilme dizisinin, boş borularda gözlemlenen birincil katlama desenlerine, yani iki kıvrımlı elmas moduna ve eksenel simetrik bir katlamaya çok benzediğini göstermektedir. Bununla birlikte, kapalı hücreli bir alüminyum köpük dolgusunun (özellikle Ni-GNP takviyesiyle) varlığı, her boru türünde (a, b, c ve d) azaltılmış içe doğru katlanma sergilemiş ve boru duvarı ile etkileşime girerek deformasyon davranışlarını değiştirmiştir. Bu etkileşim metal boru duvarının kısmi bir kısıtlaması olarak ortaya çıkmakta ve büyük plastik deformasyonları geciktirmektedir (Linul v., 2017). Sonuç olarak, köpük dolgulu konfigürasyonlar, boş boruyla aynı yük seviyelerinde bile, daha az belirgin yerel burkulmalar sergiler ve daha küçük, daha kararlı loblar (hem dış hem de iç) geliştirirler. Köpük dolgular basınç yüklerini daha düzgün bir şekilde dağıtmakta ve borunun yapısal bütünlüğünün korunmasına yardımcı olmaktadır (Zarei ve Kroger, 2006). Özellikle, değişen Ni-GNP konsantrasyonları (%0,4; %0,8 ve %1,2) köpüğün sertliğini ve mukavemetini değiştirerek, katlama dizisinde ve çatlak evriminde ince farklılıklara katkıda bulunmaktadır (Duarte vd., 2015a). %0Ni-GNP/AlSi12 köpükle doldurulmuş paslanmaz çelik boruda sıkıştırmanın erken aşamalarında (yaklaşık %15-30 gerinime kadar), borunun üst ve alt kısımlarında küçük kıvrımlar belirmiş ve karakteristik elmas kıvrımlarını başlatmıştır (Şekil 5.23a). Sıkıştırma devam ettikçe dış lob, açıkça %30 gerinime yakın bir değerde oluşuşmuş ve bu da daha yüksek

gerinimde (~%45-60) eksenel simetrik bir kıvrıma dönüşerek lokalize bir içe katlanmayla sonuçlanmıştır. Bununla birlikte AlSi12 köpüğündeki az miktarda Ni-GNP takviyesinin (ağırlıkça %0,4) ezilme desenini belirgin şekilde değiştirdiğini Şekil 5.23b göstermektedir. Yaklaşık %15 gerinim ile boru her iki uçta belirgin kıvrımlar sergilemiş ancak daha sert köpük çekirdeği sayesinde daha kararlı bir katlama profili gelişmiştir. Yaklaşık %30 gerinim ile bir iç lob oluşmuş ve dolgunun tüp duvarlarını içeriden daha etkili bir şekilde desteklediği orta boru bölgesine yakın daha sıkı bir katlanma sinyali vermiştir. %45-60 gerinim ile bu katlanmalar meydana gelmiştir. Diğer taraftan %0,8-1,2 Ni-GNP/AlSi12 köpükle doldurulmuş paslanmaz çelik borularda yaklaşık %30 gerinimde elmas kıvrımı gözle görülür şekilde belirgin hale gelmiştir (Şekil 5.23c-d). Devamında ~%45-60 gerinim ile eksenel simetrik ve elmas modlarının dengeli bir karışımını yansıtan kompakt bir çift lob yapısı oluşmuştur.



Şekil 5.23 Eksenel yükleme altında Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kademeli deformasyon dizisi a) %0 Ni-GNP/AlSi12, b) %0,4 Ni-GNP/AlSi12, c) %0,8 Ni-GNP/AlSi12, d) %1,2 Ni-GNP/AlSi12

Şekil 5.24, köpük dolgusunun ve Ni-GNP içeriğinin eksenel basınç altında paslanmaz çelik boruların son deformasyonunu, çatlak oluşumunu ve genel çökme modunu nasıl belirgin şekilde etkilediğini göstermektedir. %66 deformasyon sonrası belirgin çevresel çatlaklar gösteren boş boruda dahili bir destek olmadan duvarlar serbestçe içe

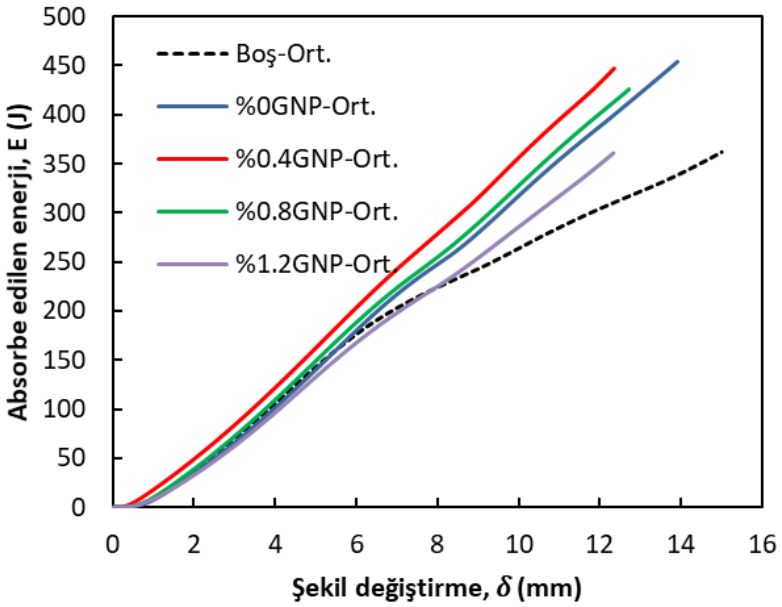
doğru katlanmıştır. Buna karşılık, ~%61 deformasyon sonrasında %0 Ni-GNP/AlSi12 köpükle dolgulanmış paslanmaz çelik boruda çevresel çatlak nispeten hafiflemiştir. Ni-GNP içeriği arttıkça (%0,4; %0,8; %1,2) dolgu, borunun duvarlarını giderek daha fazla stabilize etme yeteneğine sahip hale gelmektedir. Fakat enine kesitlerde görüldüğü gibi köpük çekirdek ile boru duvarı arasındaki küçük boşluklar düzgün köpük genleşmesinin önemini vurgulamaktadır.



Şekil 5.24 Boş ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların ezilme sonrası makro-yapı ve kesit görünümleri

5.4.1 Enerji Absorbe Kabiliyeti

Şekil 5.25 ve Tablo 5.4'te gösterildiği üzere, farklı Ni-GNP konsantrasyonlarında boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpüklerle doldurulmuş paslanmaz çelik borular için enerji soğurma kapasitesi analiz edilmiştir. Tablo 5.4'te farklı şekil değiştirme mesafeleri (3-13 mm) için enerji absorbe yoğunluğu listelenmiştir. Analiz edilen boruların farklı seviyelerde enerji absorbe etme kapasitesine sahip olduğu açıktır. Tablodan, sıkıştırmanın erken aşamalarında (3-5 mm), boş borunun yaklaşık 70-140 J emdiği, köpükle doldurulmuş boruların ise bu değerleri aştığı görülmektedir. Özellikle de sürekli olarak daha yüksek enerji emilimi gösteren %0,4 Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu boru (örn. 3 mm'de 83,86 J ve 5 mm'de 162,40 J) dikkat çekmektedir. Yer değiştirme arttıkça (7-11 mm), köpükle doldurulmuş konfigürasyonlar sadece boş boruya karşı avantajlarını korumakla kalmamış, aynı zamanda GNP içerikleri arasında da önemli farklılıklar göstermiştir. %0,4 Ni-GNP yine test edilen aralıkta en yüksek emilen enerjiyi sağlamıştır. Ezilmeye karşı gelişmiş bu dayanıklılık, tüp duvarı ile köpük dolgusu arasındaki dengeleyici etkileşimden kaynaklanmaktadır. Alüminyum köpük içe doğru katlanmayı geciktirmekte, kademeli çökmeyi teşvik etmekte ve yük düşüşlerinin şiddetini azaltmaktadır. Böylece köpük dolgulu borularda daha fazla toplam enerji dağılımına olanak sağlanmaktadır (Zarei ve Kroger, 2006). Bununla birlikte iyi dağılmış küçük miktarlarda Ni-GNP'lerin, metal köpüklerin mikro yapısını iyileştirerek köpük mukavemetini ve sertliğini artırabildiği daha önce gözlemlenmişti (Li vd., 2019). Sonuç olarak, Ni-GNP/AlSi12 köpüğüyle doldurulmuş paslanmaz çelik borular, sıkıştırma boyunca hem daha yüksek tepe yükleri hem de daha uzun süreli yük taşıma kapasitesi göstermektedir. Bu nedenle dolgu bileşiminin dikkatli bir şekilde seçilmesinin (özellikle %0,4 Ni-GNP) enerji emilim performansında önemli kazanımlara yol açabileceği sonucuna varılmaktadır.



Şekil 5.25 Boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpüklerle doldurulmuş paslanmaz çelik borular için enerji soğurma kapasitesi

Tablo 5.4 Analiz edilen boruların enerji soğurma kapasiteleri

Numune	**Absorbe edilen enerji, E (J)**					
	Şekil değiştirme, δ (mm)					
	3	**5**	**7**	**9**	**11**	**13**
Boş boru	70,62	142,73	203,09	242,94	285,06	321,89
%0 Ni-GNP	68,93	140,22	216,96	279,61	354,19	422,22
%0.4 Ni-GNP	83,86	162,40	242,62	315,36	395,08	-
%0.8 Ni-GNP	72,44	149,17	223,68	289,52	365,85	-
%1.2 Ni-GNP	67,49	137,83	198,10	254,15	317,19	384,49

5.5 Eğme Test Sonuçları

5.5.1 Deformasyon ve Hata Modları

Eğilme yüküne maruz kalan boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kesit görüntüleri Şekil 5.26'da verilmiştir. Bu görüntülerden, boş tüp ve köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların herhangi birinde çatlak kaydedilmediği görülebilir. Ancak köpük dolgulu boruların ortada ve yükleme

noktasının hemen altında gözeneklerin birbiri üzerine katlanarak yoğunlaştığı ve bazı bölgelerde çatlakların oluştuğu görülmüştür. Bu yoğunlaşmalar ve çatlaklar beklenildiği gibi paslanmaz çelik boruların çekme bölgesinde dış boruda herhangi bir çatlağa yol açmamıştır. Gerilim altındaki kapalı hücreli Al-alaşımlı köpüklerin gerilim altında kırılmaları ve başarısız olmaları doğaldır. Köpük malzemelerin gerilim altındaki deformasyonu, iç hücresel yapılarının en zayıf bölgelerinde yoğunlaşır. Olası çatlak, yayılmaya başlamadan önce hücre duvarlarında ve hücre kenarlarında gözlenir (Degischer ve Kriszt, 2002; Duarte ve Oliveira, 2012). Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu ve dolgusuz paslanmaz çelik boruların deformasyonu yükleme silindirinin altında çökme ile başlamış ve girinti oluşmuştur. Köpük dolgunun varlığı, numunelerin ortasındaki maksimum sapmayı azaltmıştır. Boru şeklindeki yapılar için deformasyon modlarının temel farklılıkları çentik derinliği ve maksimum sapmadır. Boş tüp ve köpük dolgulu tüpün girintisi karşılaştırıldığında boş tüpte meydana gelen girintinin daha fazla olduğu görülmektedir. Boruların yük taşıma kapasitesini ve darbe direncini artırmak için kapalı hücreli dolgu takviyesi kullanımı, gerilim bölgelerindeki stabil plastik akma işlemi ile burkulmayı önler. Dolgu malzemesi, boruların yük taşıma kapasitesini önemli ölçüde artıran etkili bir yöntem olarak kanıtlanmıştır (Duarte vd., 2014).

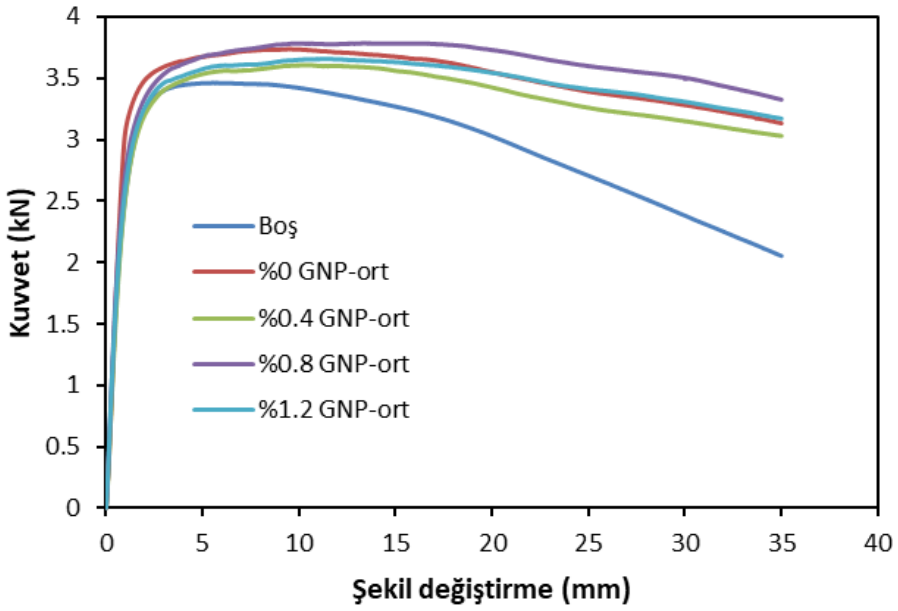


Şekil 5.26 Eğilme yüküne maruz kalan boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kesiti

5.5.2 Kuvvet-Şekil Değiştirme Eğrileri

Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu ve dolgusuz paslanmaz çelik boruların yarı statik üç nokta eğilme yükleme koşulları altında kuvvet-şekil değiştirme eğrileri Şekil 5.27'de gösterilmektedir. Kuvvet-yer değiştirme eğrileri, boş numuneye (3,46 kN) kıyasla daha yüksek tepe yükleri (3,61-3,78 kN) ve daha sürekli bir yük taşıma kapasitesi ile kanıtlandığı üzere, Ni-GNP/AlSi12 köpük ile doldurulduğunda paslanmaz çelik boruların üç nokta eğilme davranışının belirgin bir şekilde iyileştiğini göstermektedir. Bu gelişmiş eğilme performansı, yarı statik veya dinamik yükleme altındaki köpük dolgulu metalik yapıların genellikle gecikmeli yerel arıza ve daha fazla enerji emilimi

sergilediğini gösteren önceki çalışmalarla tutarlıdır (Rathnaweera vd., 2012; Wang vd., 2022). Mevcut durumda, köpük dolgulu tüplerde pik yük sonrası görülen plato eğilimi boş tüpün 5,5 mm civarında kapasite kaybetmesine kıyasla köpük dolguların deformasyon sırasında daha fazla malzeme tuttuğu ve bükülme gerilmelerinin iç tüp duvarı boyunca dağıtılmasına yardımcı olduğu kavramını desteklemektedir (Duarte vd., 2015b). Sonuç olarak, maksimum yük taşıma mesafesine ulaşıldığında, dolgu malzemesi köpükler kademeli olarak deforme olarak yükte keskin bir düşüşü önlemekte ve yapının hasar toleransını uzatmaktadır. Genel olarak bu gözlemler, Ni-GNP/AlSi12 gibi uygun şekilde seçilmiş ve entegre edilmiş köpük dolguların, erken çökmeyi önleyerek ve tepe sonrası yük azalmasını hafifleterek eğilme yükleri altında paslanmaz çelik boruların çarpışma dayanıklılığını etkili bir şekilde destekleyebileceğini doğrulamaktadır (Chilla vd., 2022). Tablo 5.5'te eğme testleri sonrası elde edilen verilerin ortalamaları verilmiştir.



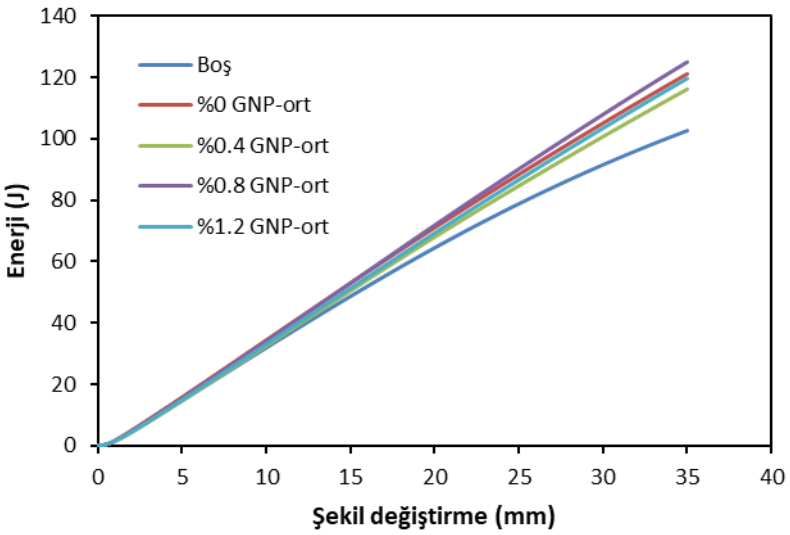
Şekil 5.27 Eğilme yüküne maruz kalan boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların kuvvet-şekil değiştirme eğrileri

Tablo 5.5 Eğme test sonuçları

Numune	Maksimum kuvvet	
	F_m (kN)	ε_m (mm)
Boş	3,46	5,55
%0 Ni-GNP	3,74	9,55
%0.4 Ni-GNP	3,61	10,37
%0.8 Ni-GNP	3,78	13,36
%1.2 Ni-GNP	3,66	11,40

5.5.3 Enerji Absorpsiyonu

Kuvvet-şekil değiştirme eğrilerinden elde edilen enerji değerleri, Ni-GNP/AlSi12 köpüğünün paslanmaz çelik tüpler içinde dolgu maddesi olarak kullanıldığında mekanik performansta önemli bir iyileşme olduğunu göstermektedir (Şekil 5.28). Boş tüp 35 mm'lik bir deformasyonda 88,9 J enerji absorbe ederken, köpük dolgulu tüpler 103,5 J ila 118,7 J arasında değişen enerji absorbe değerleri sergilemekte ve bu da yaklaşık %25'lik bir artışı temsil etmektedir. Bu artış öncelikle köpük dolgu maddesi ile tüpün iç duvarı arasında yük transferini ve enerji dağılımını etkili bir şekilde iyileştiren güçlü bağa bağlanmaktadır (Vesenjak vd., 2020). Geliştirilmiş enerji emilimi, özellikle daha yüksek darbe direncinin gerekli olduğu çarpışmaya dayanıklılık uygulamalarında faydalıdır. Bununla birlikte, köpüğün hücresel yapısındaki yapısal kusurlar ve tekdüzelikler enerji absorbe değerlerinde sapmalara neden olarak performansta küçük değişikliklere yol açabilir. Köpük malzemeler doğal olarak homojen olmayan deformasyon sergilediğinden, kuvvet-şekil değiştirme tepkisinde düzensizlikler beklenir. Genel olarak, Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu tüpler üstün enerji absorbe kabiliyetleri göstermekte ve bu da onları gelişmiş darbe direnci ve yapısal bütünlük gerektiren uygulamalar için umut verici bir çözüm haline getirmektedir.



Şekil 5.28 Eğilme yüküne maruz kalan boş paslanmaz çelik boru ve Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların enerji absorpsiyonu

6. SONUÇ VE ÖNERİLER

Deneysel çalışmalarda, Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik boruların üretimi ve mekanik performanslarının değerlendirilmesi amaçlanmıştır. Matris malzemesi olarak Al (%99,8 saflık, <44 μm), alaşım elementi olarak Si (<44 μm, keskin köşeli morfoloji) ve köpürtücü madde olarak TiH_2 (<44 μm, Sigma Aldrich) kullanılmıştır. Takviye elemanı olarak seçilen grafen nanoplateletler (GNPs), kimyasal yöntemlerle nikel kaplanarak kompozit yapı güçlendirilmiştir. Üretim süreci, GNP'lerin kimyasal kaplama işlemi ile başlamış ve bilyalı karıştırma yöntemiyle Al-Si tozlarıyla homojen olarak karıştırılmıştır. Bu işlemde, %0 - %0,4 - %0,8 - %1,2 Ni-GNP içeriğinde numuneler hazırlanmış, ardından hidrolik presleme (600 MPa) ile öncü biyetler oluşturulmuştur. Biyet numuneleri, 430°C'de 3 saat bekletilerek sıcak ekstrüzyona tabi tutulmuş ve 6 mm ve 12 mm çapında öncü malzemeler üretilmiştir. Son olarak, 750°C'de köpürtme işlemi uygulanarak Ni-GNP/AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik borular elde edilmiştir. Numuneler yoğunluk ölçümleri (Arşimet prensibi), makro/mikro yapı analizleri (SEM, EDS, XRD), mikro sertlik ölçümleri (HV0.3 ve HV0.1) ve mekanik testler (basma ve eğme deneyleri) ile detaylı şekilde karakterize edilmiştir. Çalışma sonrası elde edilen sonuçlar ve öneriler aşağıda sunulmuştur.

<u>Sonuçlar:</u>

- ✓ Ni-GNP katkısı, AlSi12 köpüklerin mekanik dayanımını ve stabilitesini artırmıştır.
- ✓ Optimum Ni-GNP içeriği %0,4 olarak belirlenmiş, daha yüksek içeriğin mekanik performansı olumsuz etkilediği gözlemlenmiştir.
- ✓ Daha küçük ekstrüzyon çapı (6 mm), daha yüksek yoğunluk ve sertlik sağlamış, ancak plastik deformasyon nedeniyle bazı yapısal kusurlar içermiştir.
- ✓ Ni-GNP içeren köpükler daha iyi stabilite göstermiş ancak genleşme oranı azalmıştır.

- ✓ Mikroyapı analizleri, intermetalik fazların oluştuğunu ve bunların mekanik özellikleri geliştirdiğini ancak aşırı intermetalik oluşumunun sertliği ve genleşmeyi olumsuz etkilediğini göstermiştir.

- ✓ Ekstrüzyon işlemi, Ni-GNP takviyesinin olumsuz etkilerini kısmen telafi ederek yoğunluk ve sertlik iyileştirmelerinde kritik bir rol oynamıştır.

- ✓ Ni-GNP katkılı AlSi12 köpük dolgulu paslanmaz çelik borular, boş borulara kıyasla üstün mekanik dayanım ve enerji absorpsiyonu göstermiştir.

- ✓ %0,4 Ni-GNP içeren numuneler en iyi performansı sergilemiştir, ancak %1,2 Ni-GNP içeriğinde mekanik özelliklerde azalma gözlenmiştir.

- ✓ Köpük dolgusu, deformasyonun homojen dağılmasını sağlayarak yük dalgalanmalarını azaltmış, enerji absorbe kapasitesi artmış ve deformasyon sırasında boru duvarının burkulması gecikmiştir.

Öneriler:

- ✓ 6 mm çaplı numuneler daha iyi yoğunluk ve sertlik gösterse de, daha fazla plastik deformasyon ve yapısal kusurlar içerdiğinden, ekstrüzyon sıcaklığı ve basıncı optimize edilebilir.

- ✓ Ni-GNP içeriği arttıkça genleşmenin azaldığı görülmüştür, bu nedenle TiH_2 oranı veya köpürme sıcaklığı değiştirilerek genleşme iyileştirilebilir.

- ✓ Intermetalik oluşumunu kontrol altına almak için, ısıl işlem uygulanarak faz oluşumu optimize edilebilir.

- ✓ Çalışma, basma ve eğme testlerine odaklanmıştır. Bununla birlikte yorulma dayanımı, darbe testi ve sıcaklık etkileri gibi farklı mekanik testler uygulanarak köpüklerin gerçek uygulamalardaki performansı da değerlendirilebilir.

- ✓ Otomotiv, havacılık ve biyomedikal uygulamalarında kullanım potansiyeli incelenebilir ve özellikle çarpışma emici yapı elemanlarında uygulanabilirliği test edilebilir.

KAYNAKLAR

Abdel-Rahman, M., El-Sheikh, M. N., (1995). Workability in forging of powder metallurgy compacts. Journal of materials processing technology. 54(1-4):97-102.

Abramowicz, W., & Jones, N. (1986). Dynamic progressive buckling of circular and square tubes. *International Journal of Impact Engineering*, *4*(4), 243-270.

Aguirre-Perales, L. Y., Jung, I. H., & Drew, R. A. (2012). Foaming behavior of powder metallurgical Al–Sn foams. *Acta Materialia*, *60*(2), 759-769.

An, Y., Yang, S., Wu, H., Zhao, E., & Wang, Z. (2017). Investigating the internal structure and mechanical properties of graphene nanoflakes enhanced aluminum foam. *Materials & Design*, *134*, 44-53.

Andrews, K. R. F., England, G. L., & Ghani, E. (1983). Classification of the axial collapse of cylindrical tubes under quasi-static loading. International Journal of Mechanical Sciences, 25(9-10), 687-696.

Arnold, B., & Altenhof, W. (2004). Experimental observations on the crush characteristics of AA6061 T4 and T6 structural square tubes with and without circular discontinuities. *International Journal of Crashworthiness*, *9*(1), 73-87.

Asavavisithchai, S., & Kennedy, A. R. (2006). The role of oxidation during compaction on the expansion and stability of Al foams made via a PM route. *Advanced Engineering Materials*, *8*(6), 568-572.

Asavavisithchai, S., & Kennedy, A. R. (2011). In-situ oxide stabilization development of aluminum foams in powder metallurgical route. 113-120.

Awate, P. P., & Barve, S. B. (2022). Enhanced microstructure and mechanical properties of Al6061 alloy via graphene nanoplates reinforcement fabricated by stir casting. *Functional Composites and Structures*, *4*(1), 015005.

Azarniya, A., & Rasooli, A. (2016). High-temperature mechanisms of hydrogen evolution in Ni–P coated titanium hydride (TiH2) powder. *Advanced Powder Technology*, *27*(1), 281-288.

Banhart, J. (2000). Manufacturing routes for metallic foams. *Jom*, *52*, 22-27.

Banhart, J. (2001). Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams. Progress in materials science, 46(6), 559-632.

Banhart, J. (2013). Light-metal foams—history of innovation and technological challenges. *Advanced Engineering Materials*, *15*(3), 82-111.

Baroutaji, A., Sajjia, M., & Olabi, A. G. (2017). On the crashworthiness performance of thin-walled energy absorbers: Recent advances and future developments. *Thin-Walled Structures*, *118*, 137-163.

Baumgärtner, F., Duarte, I., & Banhart, J. (2000). Industrialization of powder compact toaming process. *Advanced Engineering Materials*, *2*(4), 168-174.

Behymer, N., Morsi, K. (2023). Closed-Cell Metallic Foams Produced via Powder Metallurgy. *Metals*, *13*(5), 959.

Bhogi, S., Pamidi, V., Nampoothiri, J., Ravi, K. R., & Mukherjee, M. (2022). Influence of ultrasonic treatment on the structure and properties of MgAl2O4 particle-stabilized aluminum foams. Materials Science and Engineering: A, 858, 144187.

Bonaccorsi, L., & Proverbio, E. (2006). Powder compaction effect on foaming behavior of uni-axial pressed PM precursors. *Advanced Engineering Materials*, *8*(9), 864-869. 84

Camarillo-Cisneros, J., Pérez-Bustamante, R., & Martínez-Sánchez, R. (2022). Al-Si-Cu alloy enhanced to high-temperature application by nickel addition. *Revista mexicana de física*, *68*(3).

Cambronero, L. E. G., Ruiz-Roman, J. M., Corpas, F. A., & Prieto, J. R. (2009). Manufacturing of Al–Mg–Si alloy foam using calcium carbonate as foaming agent. *Journal of materials processing technology*, *209*(4), 1803-1809.

Cao, Z. K., Li, B., Yao, G. C., & Wang, Y. (2008). Fabrication of aluminum foam stabilized by copper-coated carbon fibers. *Materials Science and Engineering: A*, *486*(1-2), 350-356.

Cao, Z., Li, M., Yu, Y., & Luo, H. (2016). Fabrication of aluminum foams with fine cell structure under increased pressure. *Advanced Engineering Materials*, *18*(6), 1022-1026.

Chakraborty, M., Garcia-Moreno, F., & Banhart, J. (2011). Foamability of MgAl2O4 (spinel)-reinforced aluminum alloy composites. Metallurgical and materials transactions A, 42(9), 2898-2908.

Cheng, Y., Li, Y., Chen, X., Zhou, X., & Wang, N. (2018). Compressive properties and energy absorption of aluminum foams with a wide range of relative densities. *Journal of Materials Engineering and Performance*, *27*, 4016-4024.

Chilla, V., Mondal, D. P., Ram, G. J., & Mukherjee, M. (2022). Processing of in-situ aluminium foam-filled stainless steel tube with foam-tube bonding for enhanced crashworthiness. *Journal of Manufacturing Processes*, *82*, 488-500.

Dattoma, V., Giannoccaro, N. I., Messina, A., & Nobile, R. (2011). Fatigue and fracture behaviour of closed cell aluminium foam. *Key Engineering Materials*, *452*, 373-376.

Degischer, H. P., & Kriszt, B. (2002). Handbook of cellular metals (Vol. 71). Wiley-VCH, Weinheim.

Deng, F., Fan, J., Liu, Y., Lu, X., Wei, S., & Nie, J. (2021). Effect of Cu on pore structure of Al–Si foam. *Metals and Materials International*, *27*, 5239-5246.

Deng, F., Liu, Y., Lu, X., & Fan, J. (2020). Improved stability of aluminum foam through heat treatment of foamable precursor. *Metals and Materials International*, *26*, 1596-1601.

Ding, X., Liu, Y., & Wan, T. (2020). A novel hot-pressing method to prepare foamable precursor of aluminum foam sandwich (AFS). *Materials Letters*, *259*, 126895.

Ding, X., Liu, Y., Chen, X., Zhang, H., & Li, Y. (2018). Optimization of cellular structure of aluminum foams produced by powder metallurgy method. *Materials Letters*, *216*, 38-41.

Ding, X., Peng, B., Hu, X., Pan, K., Liu, Y., Wan, T., & Ran, S. (2022). Effect of Cu and Sn additions on the cellular structure of Al–Si–Mg alloys foaming at low temperature (≤ 600° C). *Composites Part B: Engineering*, *234*, 109693.

Ding, X., Qian, H., Su, G., Hu, X., Liu, Y., Peng, G., Wu, Y., (2024). Reinforcement effect of fly ash with different morphologies on aluminum foam prepared via powder metallurgy. Powder Technology. 119944**.**

Djamaluddin, F., Abdullah, S., Ariffin, A. K., & Nopiah, Z. M. (2015). Optimization of foam-filled double circular tubes under axial and oblique impact loading conditions. *Thin-walled structures*, *87*, 1-11.

Du, Y., Li, A. B., Zhang, X. X., Tan, Z. B., Su, R. Z., Pu, F., & Geng, L. (2015). Enhancement of the mechanical strength of aluminum foams by SiC nanoparticles. *Materials Letters*, *148*, 79-81

Duarte, I., & Banhart, J. (2000). A study of aluminium foam formation—kinetics and microstructure. *Acta materialia*, *48*(9), 2349-2362.

Duarte, I., & Ferreira, J. M. (2016). Composite and nanocomposite metal foams. *Materials*, *9*(2), 79.

Duarte, I., & Oliveira, M. (2012). Aluminium alloy foams: production and properties. Powder metallurgy, 47-72.

Duarte, I., Krstulović-Opara, L., & Vesenjak, M. (2015a). Characterisation of aluminium alloy tubes filled with aluminium alloy integral-skin foam under axial compressive loads. Composite Structures, 121, 154-162.

Duarte, I., Vesenjak, M., & Krstulović-Opara, L. (2014). Dynamic and quasi-static bending behaviour of thin-walled aluminium tubes filled with aluminium foam. Composite structures, 109, 48-56.

Duarte, I., Vesenjak, M., Krstulović-Opara, L., Anžel, I., & Ferreira, J. M. (2015b). Manufacturing and bending behaviour of in situ foam-filled aluminium alloy tubes. *Materials & Design*, *66*, 532-544.

Dudka, A., Garcia-Moreno, F., Wanderka, N., & Banhart, J. (2008). Structure and distribution of oxides in aluminium foam. *Acta Materialia*, *56*(15), 3990-4001.

Estrada, Q., Szwedowicz, D., Majewski, T., Martinez, E., & Rodriguez-Mendez, A. (2016). Effect of quadrilateral discontinuity size on the energy absorption of structural steel profiles. *Eksploatacja i Niezawodność*, *18*(2).

Evans, A. G., Hutchinson, J. W., & Ashby, M. F. (1998). Multifunctionality of cellular metal systems. *Progress in materials science*, *43*(3), 171-221.

Fang, J., Ding, B., Yang, Z., Zhao, K., & Gu, C. (2005). The effect of SiO2 and Al2O3 coating on the surface of TiH2 powders on gas release. *Journal of colloid and interface science*, *283*(1), 1-4.

Feng, S., Guo, Q., Li, Z., Fan, G., Li, Z., Xiong, D. B., ... & Zhang, D. (2017). Strengthening and toughening mechanisms in graphene-Al nanolaminate composite micro-pillars. *Acta Materialia*, *125*, 98-108.

Feng, Y., Zheng, H., Zhu, Z., & Zu, F. (2003). The microstructure and electrical conductivity of aluminum alloy foams. *Materials chemistry and physics*, *78*(1), 196-201.

Fu, W., & Li, Y. (2024). Fabrication, processing, properties, and applications of closed-cell aluminum foams: a review. *Materials*, *17*(3), 560.

Gao, Q., Su, X., Feng, Z., Huang, P., Wei, Z., Sun, X., Zu, G. (2024). Preparation, bubbles evolution, and compressive mechanical properties of copper-coated carbon fibers/aluminum foam sandwich panels. Journal of Materials Research and Technology. 30:375-384.

Gao, Q., Wang, L., Wang, Y., & Wang, C. (2016). Crushing analysis and multiobjective crashworthiness optimization of foam-filled ellipse tubes under oblique impact loading. *Thin-Walled Structures*, *100*, 105-112.

García Moreno, F., Fromme, M., & Banhart, J. (2004). Real-time X-ray Radioscopy on Metallic Foams Using a Compact Micro-Focus Source. *Advanced Engineering Materials*, *6*(6), 416-420.

García-Moreno, F. (2016). Commercial applications of metal foams: Their properties and production. Materials, 9(2), 85.

García-Moreno, F., & Banhart, J. (2021). Influence of Gas pressure and blowing agent content on the formation of aluminum alloy foam. *Advanced Engineering Materials*, *23*(10), 2100242.

García-Moreno, F., Babcsan, N., & Banhart, J. (2005). X-ray radioscopy of liquid metalfoams: influence of heating profile, atmosphere and pressure. Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects, 263(1-3), 290-294.

García-Moreno, F., Jürgens, M., & Banhart, J. (2020). Temperature dependence of film rupture and internal structural stability in liquid aluminium alloy foams. *Acta Materialia*, *196*, 325-337.

García-Moreno, F., Kamm, P. H., Neu, T. R., Bülk, F., Mokso, R., Schlepütz, C. M., ... & Banhart, J. (2019). Using X-ray tomoscopy to explore the dynamics of foaming metal. *Nature communications*, *10*(1), 3762.

García-Moreno, F., Kamm, P. H., Neu, T. R., Bülk, F., Noack, M. A., Wegener, M., ... & Banhart, J. (2021). Tomoscopy: Time-resolved tomography for dynamic processes in materials. *Advanced Materials*, *33*(45), 2104659.

García-Moreno, F., Tobin, S. T., Mukherjee, M., Jiménez, C., Solórzano, E., Kumar, G. V., ... & Banhart, J. (2014). Analysis of liquid metal foams through X-ray radioscopy and microgravity experiments. *Soft matter*, *10*(36), 6955-6962.

Geramipour, T., & Oveisi, H. (2017). Effects of foaming parameters on microstructure and compressive properties of aluminum foams produced by powder metallurgy method. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, *27*(7), 1569-1579.

Guan, R., Wang, Y., Zheng, S., Su, N., Ji, Z., Liu, Z., Chen, B., (2019). Fabrication of aluminum matrix composites reinforced with Ni-coated graphene nanosheets. Materials Science and Engineering: A. 754:437-446.

Gümrük, R., & Karadeniz, S. (2008). A numerical study of the influence of bump type triggers on the axial crushing of top hat thin-walled sections. *Thin-walled structures*, *46*(10), 1094-1106.

Gürbüz, M., Can Şenel, M., & Koç, E. (2018). The effect of sintering time, temperature, and graphene addition on the hardness and microstructure of aluminum composites. *Journal of Composite Materials*, *52*(4), 553-563.

Haibel, A., Rack, A., & Banhart, J. (2006). Why are metal foams stable?. Applied physics letters, 89(15), 154102.

Hassan, K. A. M., & Uzun, A. (2024). Production of Ni-GNP/AlSi12 Composite Foams and Investigation of Their Properties. *Inspiring Technologies and Innovations*, *3*(2), 35-41.

Helwig, H. M., Garcia-Moreno, F., & Banhart, J. (2011). A study of Mg and Cu additions on the foaming behaviour of Al–Si alloys. *Journal of materials science*, *46*(15), 5227-5236.

Helwig, H. M., Hiller, S., Garcia-Moreno, F., & Banhart, J. (2009). Influence of compaction conditions on the foamability of AlSi8Mg4 alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*, *40*, 755-767.

Hernández-Méndez, F., Altamirano-Torres, A., Miranda-Hernández, J. G., Térres-Rojas, E., & Rocha-Rangel, E. (2011). Effect of nickel addition on microstructure and mechanical properties of aluminum-based alloys. In *Materials science forum*, 691, 10-14.

Hosseini, S. M., Habibolahzadeh, A., Králík, V., Petráňová, V., & Němeček, J. (2017). Nano-SiCp effects on the production, microstructural evolution and compressive properties of highly porous Al/CaCO3 foam fabricated via continual annealing and roll-bonding process. *Materials Science and Engineering: A*, *680*, 157-167.

Hu, L., Li, Y., Yuan, G., & Zhang, H. (2022). Solidification microstructure and grain refinement of closed-cell aluminum foams. *Journal of Materials Science*, *57*(24), 11347-11364.

Idris, M. I., Vodenitcharova, T., & Hoffman, M. (2009). Mechanical behaviour and energy absorption of closed-cell aluminium foam panels in uniaxial compression. Materials Science and Engineering: A, 517(1-2), 37-45.

Ji, H. B., Zu, G. Y., Yao, G. C., & Liu, L. T. (2009). On the silica-coated surface of magnesium carbonate particles. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, *30*(5), 701.

Jiménez, C., Garcia-Moreno, F., Mukherjee, M., Goerke, O., & Banhart, J. (2009). Improvement of aluminium foaming by powder consolidation under vacuum. *Scripta Materialia*, *61*(5), 552-555.

Kamm, P. H., Neu, T. R., García-Moreno, F., & Banhart, J. (2021). Nucleation and growth of gas bubbles in AlSi8Mg4 foam investigated by X-ray tomoscopy. *Acta Materialia*, *206*, 116583.

Karakulak, E., Koç, F. G., Yamanoglu, R., & Zeren, M. (2016). Mechanical properties of hypoeutectic Al-Ni alloys with Al3Ni intermetallics. *Materials Testing*, *58*(2), 117-121.

Kennedy, A. R. (2002). Effect of compaction density on foamability of Al–TiH2 powder compacts. *Powder Metallurgy*, *45*(1), 75-79.

Kennedy, A. R., & Asavavisitchai, S. (2004). Effects of TiB2 particle addition on the expansion, structure and mechanical properties of PM Al foams. *Scripta Materialia*, *50*(1), 115-119.

Khabushan, J. K., Bonabi, S. B., Aghbagh, F. M., & Khabushan, A. K. (2014). A study of fabricating and compressive properties of cellular Al-Si (355.0) foam using TiH2. *Materials & Design*, *55*, 792-797.

Kitazono, K., & Takiguchi, Y. (2006). Strain rate sensitivity and energy absorption of Zn–22Al foams. *Scripta materialia*, *55*(6), 501-504.

Koizumi, T., Kido, K., Kita, K., Mikado, K., Gnyloskurenko, S., & Nakamura, T. (2011). Foaming agents for powder metallurgy production of aluminum foam. *Materials transactions*, *52*(4), 728-733.

Körner, C., Arnold, M., & Singer, R. F. (2005). Metal foam stabilization by oxide network particles. *Materials Science and Engineering: A*, *396*(1-2), 28-40.

Korpe, N. O., Ozkan, E., & Tasci, U. (2017). Production of aluminium–fly ash particulate composite by powder metallurgy technique using boric acid as foaming agent. *Advances in Materials and Processing Technologies*, *3*(1), 145-154.

Kulshreshtha, A., & Dhakad, S. K. (2020). Preparation of metal foam by different methods: A review. *Materials Today: Proceedings*, *26*, 1784-1790.

Kumar, M., Singh, R. K. R., Jain, V., (2023). Characterization of mechanical and metallurgical properties of AA6063 foam developed by friction stir precursor deposition technique. *Journal of Adhesion Science and Technology*, *37*(18): 2608-2625.

Kurapova, O. Y., Smirnov, I. V., Solovyeva, E. N., Konakov, Y. V., Lomakina, T. E., Glukharev, A. G., Konakov, V. G., (2022). The Intermetallic Compounds Formation and Mechanical Properties of Composites in The Ni-Al System. Materials Physics & Mechanics. 48(1):136-146.

Lázaro, J., Laguna-Gutiérrez, E., Solórzano, E., & Rodríguez-Pérez, M. A. (2013a). Effect of microstructural anisotropy of PM precursors on the characteristic expansion of aluminum foams. *Metallurgical and Materials Transactions B*, *44*, 984-991.

Lázaro, J., Solorzano, E., De Saja, J. A., & Rodríguez-Pérez, M. A. (2013b). Early anisotropic expansion of aluminium foam precursors. *Journal of Materials Science*, *48*, 5036-5046.

Lázaro, J., Solórzano, E., Rodríguez-Pérez, M. A., & Kennedy, A. R. (2016). Effect of solidification rate on pore connectivity of aluminium foams and its consequences on mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, *672*, 236-246.

Lázaro, J., Solórzano, E., Rodríguez-Pérez, M. A., Rämer, O., García-Moreno, F., & Banhart, J. (2014). Heat treatment of aluminium foam precursors: effects on foam expansion and final cellular structure. *Procedia materials science*, *4*, 287-292.

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

Lehmhus, D., & Busse, M. (2004). Potential new matrix alloys for production of PM aluminium foams. *Advanced Engineering Materials*, *6*(6), 391-396.

Lehmhus, D., Hünert, D., Mosler, U., Martin, U., & Weise, J. (2019). Effects of eutectic modification and grain refinement on microstructure and properties of PM AlSi7 metallic foams. *Metals*, *9*(12), 1241.

Leitlmeier, D., Degischer, H. P., & Flankl, H. J. (2002). Development of a foaming process for particulate reinforced aluminum melts. Advanced Engineering Materials, 4(10), 735-740.

Li, W., Yang, X., He, C., Sha, J., Shi, C., Li, J., & Zhao, N. (2019). Compressive responses and strengthening mechanisms of aluminum composite foams reinforced with graphene nanosheets. *Carbon*, *153*, 396-406.

Li, W., Yang, X., Yang, K., He, C., Sha, J., Shi, C., ... & Zhao, N. (2022). Simultaneously optimizing pore morphology and enhancing mechanical properties of Al-Si alloy composite foams by graphene nanosheets. *Journal of Materials Science & Technology*, *101*, 60-70.

Li, X., Liu, Y., Ye, J., An, X., Cao, Z., & Liu, X. (2018). Innovative surface modification of TiH2 to fabricate aluminum foam with enhanced mechanical properties. *Materials Letters*, *210*, 350-353.

Linul, E., Movahedi, N., & Marsavina, L. (2017). The temperature effect on the axial quasi-static compressive behavior of ex-situ aluminum foam-filled tubes. Composite Structures, 180, 709-722.

Liu, M., Zhang, C., He, H., Zhao, G., Chen, L., & Ma, X. (2020). Interface microstructure evolution and mechanical properties of the extruded fiber-reinforced aluminum-based composite bar. *Materials & Design*, *188*, 108446.

Liu, P., Kaewunruen, S., & Tang, B. J. (2018). Dynamic pressure analysis of hemispherical shell vibrating in unbounded compressible fluid. *Applied sciences*, *8*(10), 1938.

Liu, Y. (2008). Crashworthiness design of multi-corner thin-walled columns. *Thin-Walled Structures*, *46*(12), 1329-1337.

Lu, G. Q., Hai, H. A. O., Wang, F. Y., & Zhang, X. G. (2013). Preparation of closed-cell Mg foams using SiO2-coated CaCO3 as blowing agent in atmosphere. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, *23*(6), 1832-1837.

Ma, Y., Yang, X., He, C., Yang, K., Xu, J., Sha, J.,& Zhao, N. (2018). Fabrication of in-situ grown carbon nanotubes reinforced aluminum alloy matrix composite foams based on powder metallurgy method. *Materials Letters*, *233*, 351-354.

Markaki, A. E., & Clyne, T. W. (2001). The effect of cell wall microstructure on the deformation and fracture of aluminium-based foams. *Acta materialia*, *49*(9), 1677-1686.

Matijasevic, B., Görke, O., Schubert, H., & Banhart, J. (2006a). Zirconium hydride-a possible blowing agent for making aluminium alloy foams. *Porous Met. Met. Foam. Technol*, 107-110.

Matijasevic-Lux, B., Banhart, J., Fiechter, S., Görke, O., & Wanderka, N. (2006b). Modification of titanium hydride for improved aluminium foam manufacture. *Acta Materialia*, *54*(7), 1887-1900.

Matsumoto, R., Kanatani, S., & Utsunomiya, H. (2016). Filling of surface pores of aluminum foam with polyamide by selective laser melting for improvement in mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology*, *237*, 402-408.

Muduli, B., Ramesh, T., Kumar, K. H., Rajalakshmi, N., & Mukherjee, M. (2019). Customised heat treatment of TiH2 for the foaming of aluminium alloys. *Materialia*, *8*, 100431.

Mukherjee, M., Garcia-Moreno, F., & Banhart, J. (2010a). Defect generation during solidification of aluminium foams. *Scripta Materialia*, *63*(2), 235-238.

Mukherjee, M., Garcia-Moreno, F., Jiménez, C., & Banhart, J. (2010b). Al and Zn foams blown by an intrinsic gas source. *Advanced Engineering Materials*, *12*(6), 472-477.

Mukherjee, M., García-Moreno, F., Jiménez, C., Rack, A., & Banhart, J. (2017). Microporosity in aluminium foams. *Acta Materialia*, *131*, 156-168.

Mukherjee, M., Ramamurty, U., Garcia-Moreno, F., & Banhart, J. (2010c). The effect of cooling rate on the structure and properties of closed-cell aluminium foams. *Acta Materialia*, *58*(15), 5031-5042.

Musa, M. Š., Marić, G., & Grilec, K. (2016). Nanoindentation of closed cell Al alloy foams subjected to different heat treatment regimes. *Composites Part B: Engineering*, *89*, 383-387.

Na, H. B., Xu, L. H., Han, G. C., Liu, S. K., & Lu, L. H. (2019). Machinability research on the micro-milling for graphene nano-flakes reinforced aluminum alloy. *Metals*, *9*(10), 1102.

Nagel, G. M., & Thambiratnam, D. P. (2004). A numerical study on the impact response and energy absorption of tapered thin-walled tubes. *International journal of mechanical sciences*, *46*(2), 201-216.

Nakamura, T., Gnyloskurenko, S. V., Sakamoto, K., Byakova, A. V., & Ishikawa, R. (2002). Development of new foaming agent for metal foam. *Materials Transactions*, *43*(5), 1191-1196.

Nieto, A., Bisht, A., Lahiri, D., Zhang, C., & Agarwal, A. (2017). Graphene reinforced metal and ceramic matrix composites: a review. International Materials Reviews, 62(5), 241-302.

Niknejad, A., Elahi, S. M., Elahi, S. A., & Elahi, S. A. (2013). Theoretical and experimental study on the flattening deformation of the rectangular brazen and aluminum columns. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, *13*, 449-464.

Pan, Z., Si, Q., Zhou, Z., Zhang, Y., Zhu, Y., & Chen, X. (2017). Experimental and numerical investigations of seismic performance of hybrid joints with bolted connections. *Journal of Constructional Steel Research*, *138*, 867-876.

Pang, Q., Wu, Z., Hu, Z., (2022). The influence of process parameters on the preparation of closed-cell aluminum foam by friction stir processing. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 120(3):2489-2501.

Papantoniou, I. G., & Manolakos, D. E., (2024). Fabrication and characterization of aluminum foam reinforced with nanostructured γ-Al2O3 via friction stir process for enhanced mechanical performance. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 130(11):5359-5368.

Patel, S. K., Singh, V. P., Yadav, S. K., kuriachen, B., & Nateriya, R. (2019). Microstructural and compressive deformation behavior of aluminum-foam-filled sections. *Soft Materials*, *17*(1), 14-23.

Peixinho, N., Soares, D., Vilarinho, C., Pereira, P., & Dimas, D. (2012). Experimental study of impact energy absorption in aluminium square tubes with thermal triggers. *Materials Research*, *15*, 323-332.

Pérez-Bustamante, R., Bolaños-Morales, D., Bonilla-Martínez, J., Estrada-Guel, I., & Martínez-Sánchez, R. (2014). Microstructural and hardness behavior of graphene-nanoplatelets/aluminum composites synthesized by mechanical alloying. Journal of alloys and compounds, 615, S578-S582.

Prados Martín, E. (2021). Microstructural parameters affecting the compressive response of closed-cell aluminum foams. Mechanics of Advanced Materials and Structures, 1-20.

Prasad, V. B., Bhat, B. V. R., Mahajan, Y. R., & Ramakrishnan, P. (2001). Effect of extrusion parameters on structure and properties of 2124 aluminum alloy matrix composites.

Proa-Flores, P. M., Mendoza-Suarez, G., & Drew, R. A. L. (2012). Effect of TiH 2 particle size distribution on aluminum foaming using the powder metallurgy method. *Journal of Materials Science*, *47*, 455-464.

Prosviryakov, A. S., Solonin, A. N., Churyumov, A. Y., Tabachkova, N. Y., Mantsevich, N. M., & Kolerov, L. V. (2022). On the Effect of the Oxidative Milling of Matrix Powder on the Structure and Properties of Aluminum Foam Based on the Al–12Si Alloy. *Physics of Metals and Metallography*, *123*(5), 459-465.

Qiu, N., Gao, Y., Fang, J., Feng, Z., Sun, G., & Li, Q. (2015). Crashworthiness analysis and design of multi-cell hexagonal columns under multiple loading cases. *Finite Elements in Analysis and Design*, *104*, 89-101.

Rahi, A. (2018). Controlling energy absorption capacity of combined bitubular tubes under axial loading. *Thin-Walled Structures*, *123*, 222-231.

Rajak, D. K., Mahajan, N. N., & Linul, E. (2019). Crashworthiness performance and microstructural characteristics of foam-filled thin-walled tubes under diverse strain rate. *Journal of Alloys and compounds*, *775*, 675-689.

Rajendran, R., Sai, K. P., Chandrasekar, B., Gokhale, A., & Basu, S. (2009). Impact energy absorption of aluminium foam fitted AISI 304L stainless steel tube. *Materials & Design*, *30*(5), 1777-1784.

Rasooli, A., Boutorabi, M. A., Divandari, M., & Azarniya, A. (2013). Effect of high heating rate on thermal decomposition behaviour of titanium hydride (TiH 2) powder in air. *Bulletin of Materials Science*, *36*, 301-309.

Rathnaweera, G., Ruan, D., Nagaraj, V., & Durandet, Y. (2012). Dynamic three-point bending tests on aluminium foam filled steel tubes. In *Tubular Structures XIV-Proceedings of the 14th International Symposium on Tubular Structures, ISTS* (Vol. 2012, pp. 517-524).

Rathore, S., Singh, R. K. R., Khan, K. L. A., (2021). Effect of process parameters on mechanical properties of aluminum composite foam developed by friction stir processing. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part B: Journal of Engineering Manufacture. 235(12):1892-1903.

Rativa-Parada, W., Sirikumara, H. I., Karunanithy, R., Sivakumar, P., Jayasekera, T., & Nilufar, S. (2023). Effect of Nanocarbon on the Structural and Mechanical Properties of 6061 Aluminum Composites by Powder Metallurgy. *Nanomaterials*, *13*(22), 2917.

Reyes, A., Langseth, M., & Hopperstad, O. S. (2002). Crashworthiness of aluminum extrusions subjected to oblique loading: experiments and numerical analyses. *International Journal of Mechanical Sciences*, *44*(9), 1965-1984.

Saberi, Y., & Oveisi, H. (2020). High porosity micro-and macro-cellular copper foams with semi-open cell microstructure toward its physical and mechanical properties. *Materials Research Express*, *7*(1), 016549.

Sarajan, Z., Soltani, M., & Kahani Khabushan, J. (2011). Foaming of Al-Si by TiH2. *Materials and Manufacturing Processes*, *26*(10), 1293-1298.

Şenel, M. C., Gürbüz, M., & Koç, E. (2019). Fabrication and characterization of aluminum hybrid composites reinforced with silicon nitride/graphene nanoplatelet binary particles. *Journal of Composite Materials*, *53*(28-30), 4043-4054.

Shao, J., Wang, K., Kaewunruen, S., Cai, W., & Wang, Z. (2019). Experimental investigations into earthquake resistance of steel frame retrofitted by low-yield-point steel energy absorbers. *Applied Sciences*, *9*(16), 3299.

Soloki, A., & Esmailian, M. (2015). Carbonate-foaming agents in aluminum foams: advantages and perspectives. *Metallurgical and Materials Transactions B*, *46*, 1052-1057.

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

Surappa, M. K., (2003). Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities. Sadhana. 28(1-2):319-334.

Tabandeh-Khorshid, M., Omrani, E., Menezes, P. L., Rohatgi, P. K. (2016). Tribological performance of self-lubricating aluminum matrix nanocomposites: role of graphene

nanoplatelets. *Engineering science and technology, an international journal*, *19*(1), 463-469.

Taşcı, U., Yılmaz, T. A., Karakoç, H., Karabulut, Ş., (2024). Enhancing Wear Resistance and Mechanical Behaviors of AA7020 Alloys Using Hybrid Fe3O4-GNP Reinforcement. Lubricants. 12(6), 215.

Ulbin, M., Vesenjak, M., Borovinšek, M., Duarte, I., Higa, Y., Shimojima, K., & Ren, Z. (2018). Detailed analysis of closed-cell aluminum alloy foam internal structure changes during compressive deformation. *Advanced Engineering Materials*, *20*(8), 1800164.

Uzun, A. (2019). Production of aluminium foams reinforced with silicon carbide and carbon nanotubes prepared by powder metallurgy method. *Composites Part B: Engineering*, *172*, 206-217.

Uzun, A., Asikuzun, E., Gokmen, U., Cinici, H., (2018). Vickers Microhardness Studies on B_4C Reinforced/Unreinforced Foamable Aluminium Composites. Transactions of the Indian Institute of Metals. 71:327-337.

Vesenjak, M., Duarte, I., Baumeister, J., Göhler, H., Krstulović-Opara, L., & Ren, Z. (2020). Bending performance evaluation of aluminium alloy tubes filled with different cellular metal cores. Composite Structures, 234, 111748.

Vinod Kumar, G. S., Chakraborty, M., Garcia-Moreno, F., & Banhart, J. (2011). Foamability of MgAl2O4 (Spinel)-reinforced aluminum alloy composites. *Metallurgical and materials transactions A*, *42*, 2898-2908.

Von Zeppelin, F., Hirscher, M., Stanzick, H., & Banhart, J. (2003). Desorption of hydrogen from blowing agents used for foaming metals. *Composites Science and Technology*, *63*(16), 2293-2300.

Wang, K., Jiang, H. Y., Wang, Y. X., Wang, Q. D., Ye, B., & Ding, W. J. (2016). Microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-Si composite reinforced with TiCN nanoparticles. *Materials & Design*, *95*, 545-554.

Wang, L., Hua, Z. S., Ma, J., & Yao, G. C. (2011). Effects of Mg addition on foam stability of Al foams made by powder metallurgy route. *Powder Metallurgy*, *54*(3), 385-388.

Wang, N., Maire, E., Cheng, Y., Amani, Y., Li, Y., Adrien, J., & Chen, X. (2018). Comparison of aluminium foams prepared by different methods using X-ray tomography. *Materials Characterization*, *138*, 296-307.

Wang, S., Pu, B., Liu, G., Zhang, X., Sha, J., Zhao, N., Yang, X., (2024a). Research on compression-compression fatigue properties of carbon nanotubes reinforced closed-cell aluminum matrix composite foams by reinforcement content design. Engineering Failure Analysis, *159*:108117

Wang, S., Yang, K., Xie, M., Sha, J., Yang, X., Zhao, N. (2024b). Effect of carbon nanotubes content on compressive properties and deformation behaviors of aluminum matrix composite foams. Materials Science and Engineering: A, 898:146391.

Wang, T., Shao, J., Xu, T., & Wang, Z. (2021a). Study on axial compression properties of aluminum foam-filled steel tube members after high temperature. *Iranian Journal of Science and Technology, Transactions of Civil Engineering*, 1-18.

Wang, T., Zuo, X., Zhou, Y., & Liu, Z. (2021b). Stability mechanism of AlSi12 aluminum foam under the action of Al–Si–Ca second phase. *Journal of Materials Research and Technology*, *11*, 1991-2002.

Wang, X., Cao, Z., & Fu, G. (2022). Quasi-Static Three-Point Bending Behavior of Aluminum Foam Sandwich with CFRP Face-Sheets. *Metals*, *12*(8), 1393.

Wang, Z., & Shao, J. (2023). Study on Quasi-Static Axial Compression Performance and Energy Absorption of Aluminum Foam-Filled Steel Tubes. *Materials*, *16*(12), 4485.

Xia, Y., Shi, J., & Mu, Y. (2023). Compressive behaviour of open-cell Al–Si alloy foam produced by infiltration casting. *Materials Science and Technology*, *39*(16), 2433-2445.

Xin, L., Yang, W., Zhao, Q., Dong, R., Liang, X., Xiu, Z., ... & Wu, G. (2017). Effect of extrusion treatment on the microstructure and mechanical behavior of SiC nanowires reinforced Al matrix composites. *Materials science and Engineering: A*, *682*, 38-44.

Xu, T., Shao, J. H., Zhang, J. Y., & Kaewunruen, S. (2019). Experimental performance evaluation of multi-storey steel plate shear walls designed by different methods. *International Journal of Civil Engineering*, *17*, 1145-1154.

Yaman, B., Onuklu, E., & Korpe, N. O. (2017). The Usability of Boric Acid as an Alternative Foaming Agent on the Fabrication of Al/Al 2 O 3 Composite Foams. *Journal of Materials Engineering and Performance*, *26*, 4319-4328.

Yang, D. H., Yang, S. R., Ma, A. B., & Jiang, J. H. (2009). Compression properties of cellular AlCu5Mn alloy foams with wide range of porosity. *Journal of materials science*, *44*, 5552-5556.

Yang, W., Chen, G., Qiao, J., Liu, S., Xiao, R., Dong, R., ... & Wu, G. (2017). Graphene nanoflakes reinforced Al-20Si matrix composites prepared by pressure infiltration method. *Materials Science and Engineering: A*, *700*, 351-357.

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

Yuan, G., Li, Y., Hu, L., Fu, W. (2023). Preparation of shaped aluminum foam parts by investment casting. Journal of Materials Processing Technology. 314:117897.

Zarei, H. R., & Kröger, M. (2006). Multiobjective crashworthiness optimization of circular aluminum tubes. *Thin-walled structures*, *44*(3), 301-308.

Zarei, H. R., & Kröger, M. (2007). Crashworthiness optimization of empty and filled aluminum crash boxes. *International Journal of Crashworthiness*, *12*(3), 255-264.

Zhang, H., & Zhang, X. (2020). Axial crushing of self-lock multi-cell tubes with foam filler and tube envelope. *Thin-Walled Structures*, *155*, 106847.

Zhang, J., Zhang, X., Qian, M., Li, A., & Geng, L. (2023). Effect of SiC nanoparticle on microstructure and mechanical properties of graphene nanosheet (GNS) reinforced aluminum composites. Journal of Alloys and Compounds, 968, 172177.

Zhang, R., Geng, D., Yan, D., Li, H., & Zu, G. (2022). Stabilization of closed-cell aluminum foams by horizontal steady magnetic field: numerical simulation on drainage for node-Plateau borders system. *Journal of Materials Research and Technology*, *20*, 320-329.

Zhang, Z., Sun, W., Zhao, Y., & Hou, S. (2018). Crashworthiness of different composite tubes by experiments and simulations. *Composites Part B: Engineering*, *143*, 86-95.

Zhiqiang, G., Yonglin, G., Guoyin, Z., Xiaoguang, Y., Feng, W., Jinwei, L., (2024). Foaming Behavior of AlMg4Si8 Matrix and Pure Al Matrix Precursors in Closed Cavities with Different TiH_2 Addition Levels. International Journal of Metalcasting. 1-16.