

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



**ÇOK DUVARLI KARBON NANOTÜP TAKVİYELİ BAKIR
MATRİSLİ NANOLAMİNELİ KOMPOZİTLERİN MEKANİK VE
ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Abdulbaset Ali Mohammed ZENDAH

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Doç. Dr. Arif UZUN

AĞUSTOS - 2021

KASTAMONU

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.

Abdulbaset Ali Mohammed ZENDAH

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ÇOK DUVARLI KARBON NANOTÜP TAKVİYELİ BAKIR MATRİSLİ NANOLAMİNELİ KOMPOZİTLERİN MEKANİK VE ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

ABDULBASET ALI MOHAMMED ZENDAH

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

DANIŞMAN: Doç. Dr. Arif UZUN

Bu çalışmada karbon nano tüp katkılı bakır matrisli kompozit malzemelerin mekaniksel ve elektriksel özellikleri incelenmiştir. Kompozit malzemelerin üretiminde toz metalurjisi yöntemi kullanılmıştır. Bakır matris tozları içerisine ağırlıkça %0; 0,5 ve 1,5 oranlarında çok duvarlı karbon nano tüp parçacıkları ilave edilmiştir. Karışım öncesi karbon nano tüplerin yüzeyleri asit uygulanarak temizlenmiş ve aktif hale getirilmiştir. Akabinde bakır ve karbon nano tüpler bilye/toz oranı 10:1 olacak şekilde bilyeli karıştırıcıya yerleştirilmiş ve 400 rpm karıştırma hızında 120 dakika karıştırılmıştır. Karışım tozlar 500, 600 ve 700 MPa basınç altında çelik bir kalıp içerisinde tek yönlü olarak sıkıştırılmıştır. Sıkıştırma sonrası üretilen numuneler argon atmosferinde 850 ve 920 °C sıcaklıklarda sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Üretim parametrelerinin numunelerin fiziksel ve mekanik özellikler üzerine etkilerini belirlemek amacıyla mikroyapı analizi, XRD analizi, sertlik ölçümü ve elektriksel iletkenlik ölçümü yapılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre karbon nano tüp parçacıkları yapı içerisinde aglomere olarak yayılmış ve bu durum üretilen kompozitlerin özelliklerini etkilemiştir. Artan karbon nano tüp ile birlikte mikro yapıda gözeneklilik ve aglomerasyon belirgin hale gelmiştir. Bunun sonucunda %90,47'ye kadar bağıl yoğunlukta azalma meydana gelmiştir. Presleme basıncı ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak XRD piklerinde önemli bir farklılık oluşmamıştır ancak karbon nano tüp için öyle değil. Sertlik ölçümlerinde uygulanan yükteki artışa bağlı olarak numuneler çentik boyutu etkisi şeklinde davranış sergilemişlerdir. Ayrıca kompozitlerin elektrik iletkenliği artan karbon nano tüp miktarı ile birlikte azalmıştır. En yüksek elektrik iletkenliği 76,06 IACS (%0 KNT-500 MPa- 920 °C) ve en düşük elektrik iletkenliği 39,64 IACS (%1,5 KNT-500 MPa- 850°C) olarak belirlenmiştir.

ANAHTAR KELİMELE: Kompozit bakır, KNT, toz metalurjisi, elektriksel iletkenlik

Ağustos 2021, 92 Sayfa

ABSTRACT

MSC THESIS

INVESTIGATION OF MECHANICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF MULTI-WALLED CARBON NANOTUBE REINFORCED COPPER MATRIX NANOLAMINE COMPOSITE

ABDULBASET ALI MOHAMMED ZENDAH

**KASTAMONU UNIVERSITY INSTITUTE OF SCIENCE
DEPARTMENT OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING**

SUPERVISOR: Assoc. Prof. Dr. ARİF UZUN

In this study, the mechanical and electrical properties of carbon nanotube reinforced copper matrix composite materials were investigated. Powder metallurgy method was used in the production of composite materials. Multi-walled carbon nanotube particles of 0%, 0.5%, 1% and 1.5% by weight were added into the copper matrix powders. Before mixing, the surfaces of the carbon nanotubes were cleaned and activated by applying acid. Subsequently, copper and carbon nanotubes were placed in a ball mixer with a ball/powder ratio of 10:1 and mixed for 120 minutes at a mixing speed of 400 rpm. Mixed powders were compressed unidirectionally in a steel mold at 500, 600 and 700 MPa pressures. The samples produced after compression were subjected to sintering process in argon atmosphere at temperatures of 850°C and 920°C. Microstructure analysis, XRD analysis, hardness measurement and electrical conductivity measurement were performed to determine the effects of production parameters on the physical and mechanical properties of the samples. According to the results, carbon nanotube particles were spread as agglomerate in the structure and this affected the properties of the produced composites. With the increasing carbon nanotube, porosity and agglomeration in the microstructure became evident. As a result, a reduction in relative density of up to 90.47% occurred. There was no significant difference in XRD peaks depending on pressing pressure and sintering temperature, but not for the carbon nanotube. In addition, the electrical conductivity of the composites decreased with increasing content. Depending on the increase in the applied load in the hardness measurements, the samples exhibited a behavior in the form of a trace size effect. In addition, the electrical conductivity of the composites decreased with the increasing amount of carbon nanotubes. The highest electrical conductivity was determined as 76.06 IACS (0% CNT-500 MPa- 920°C) and the lowest electrical conductivity was 39.64 IACS (1.5% CNT-500 MPa- 850°C).

KEYWORDS: Composite copper, CNT, powder metallurgy, electrical conductivity

August 2021, 92 Page

TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanmasında bilgi ve deneyimleri ile katkı sunan değerli danışman hocam Doç. Dr. Arif UZUN'a teşekkürlerimi ve saygılarımı arz ederim. Ayrıca Kastamonu Üniversitesi'nde ders veren tüm hocalarıma ve uygulamalı deneylerde bana yardımcı olan merkezi araştırma laboratuvarı çalışanlarına, elektriksel iletkenlik ölçüm deneylerinde yardımlarını esirgemeyen TSE Deney ve Kalibrasyon Başkanlığı çalışanlarına teşekkür ederim. Son olarak, çalışma süresi boyunca destekleri ve teşvikleri için aileme ve meslektaşlarıma en içten teşekkürlerimi ve şükranlarımı sunarım.

Abdulbaset Ali Mohammed ZENDAH

Kastamonu, 2021

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
TAAHHÜTNAME	ii
ÖZET.....	iii
ABSTRACT	iv
TEŞEKKÜR	v
İÇİNDEKİLER	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	viii
TABLolar DİZİNİ	x
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xi
1. GİRİŞ.....	1
2. KARBON NANOTÜP TAKVİYELİ METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER	3
2.1 Dayanım Mekanizmaları	4
2.1.1 Kayma Gecikmesi Modelleri.....	5
2.1.2 Arayüzey Fazı ile Güçlendirme	7
2.1.3 Halpin-Tsai Eşitliği	8
2.1.4 Dislokasyonlarla Güçlendirme	9
2.1.5 Tane Küçültme ile Güçlendirme.....	9
2.2 Karbon Nano Tüplerin Temel Özellikleri	11
3. KARBON NANO TUP TAKVİYELİ BAKIR KOMPOZİTLER.....	15
3.1 Toz Metalurjisi Yöntemi	16
3.1.1 Konvansiyonel Sinterleme.....	17
3.1.2 Sıcak Presleme.....	18
3.1.3 Spark Plazma Sinterleme (SPS)	20
3.1.4 Deformasyon	20
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	22
4.1 Cu-ÇDKNT Kompozitlerin Üretimi	22
4.1.1 Malzemeler	22
4.1.2 KNT Tozlarının Hazırlanması	22
4.1.3 KNT ve Cu Tozlarının Karıştırılması.....	23
4.1.4 Sıkıştırma ve Yoğunlaştırma İşlemleri	24
4.2 Karakterizasyon İşlemleri	25
4.2.1 Mikroyapısal Analiz	25
4.2.2 XRD Analizi	26
4.2.3 Mikrosertlik Ölçümü	27
4.2.4 Elektriksel İletkenlik Ölçümü.....	27
5. BULGULAR VE TARTIŞMA	29
5.1 Cu/KNT Kompozitlerin Mikroyapı ve Özellikleri	29
5.2 Yoğunluk Değişimi	31
5.2.1 Presleme Basıncı ve KNT İçeriğinin Etkisi.....	31
5.2.2 Sinterleme Sıcaklığı ve KNT İçeriğinin Etkisi.....	33
5.3 XRD Analizi.....	35
5.4 Vickers Sertlik Değişimi	36
5.4.1 Cu-%0 KNT Malzemelerdeki Sertlik Değişimi	36
5.4.1.1 Analizler ve modeller	40

5.4.2 Cu-%0,5 KNT Kompozit Malzemelerdeki Sertlik Değişimi	48
5.4.2.1 Analizler ve modeller	51
5.4.3 Cu-%1 KNT Kompozit Malzemelerdeki Sertlik Değişimi	57
5.4.3.1 Analizler ve modeller	60
5.4.4 Cu-%1,5 KNT Kompozit Malzemelerdeki Sertlik Değişimi	66
5.4.4.1 Analizler ve modeller	69
5.4.5 Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi	75
5.4.6 Elektrik İletkenliği Sonuçları	77
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	80
KAYNAKLAR	83



ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1 KNT miktarına bağlı Al-%4 KNT kompozitin akma dayanımındaki değişimi.	6
Şekil 2.2 %5 KNT takviyeli Al-12Si alaşımının kırık yüzeyinin SEM görüntüsü.....	8
Şekil 2.3 Çeşitli tane boyutları için Al ve Al-%4 KNT kompozitinin basma akma mukavemetindeki değişim.	10
Şekil 2.4 KNT'lerin etkisini gösteren tane boyutunun bir fonksiyonu olarak Cu-KNT kompozitinin mikrosertliğinin değişimi.....	11
Şekil 2.5 a) Tek duvarlı karbon nanotüp (TDKNT) ve b) çok duvarlı karbon nanotüp (ÇDKNT) yapıları	12
Şekil 2.6 KNT için kiral vektör gösterimi	13
Şekil 2.7 (a) Koltuk, (b) zikzak ve (c) kiral TDKNT'ler.....	14
Şekil 2.8 ÇDKNT'nin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü	14
Şekil 3.1 Cu-KNT nanokompozitin üretim aşamalarının şematik gösterimi	19
Şekil 4.1 Üretimde kullanılan bakır tozu (a) ve çok duvarlı karbon nanotüp (b)	22
Şekil 4.2 Asite maruz bırakılmış KNT solüsyonu (a) ve filtreleme işlemi (b)....	23
Şekil 4.3 Karıştırma işleminde kullanılan yüksek enerjili bilyeli öğütücü	24
Şekil 4.4 Preslenmiş Cu-ÇDKNT kompozit numune	24
Şekil 4.5 Tozların sıkıştırılmasında kullanılan hidrolik pres	25
Şekil 4.6 Sinterleme işleminde kullanılan tüp fırın	25
Şekil 4.7 Çalışmada kullanılan optik mikroskop (a) ve taramalı elektron mikroskop (b)	26
Şekil 4.8 Bruker D8 model X – ışını cihazı	26
Şekil 4.9 Sertlik ölçüm cihazı.....	27
Şekil 4.10 Elektriksel iletkenlik ölçümü	28
Şekil 5.1 700 MPa basıçta preslenmiş ve 920 °C'de sinterlenmiş Cu-KNT kompozitlerin SEM görüntüsü	29
Şekil 5.2 %1,5 KNT içeren kompozit numunenin SEM görüntüsü üzerinden alınan EDS sonuçları.....	30
Şekil 5.3 Üç farklı basınçta preslenmiş ve 850°C sıcaklıkta sinterlenmiş numunelere ait bağıl yoğunluk değerleri.....	32
Şekil 5.4 Üç farklı basınçta preslenmiş ve 920°C sıcaklıkta sinterlenmiş numunelere ait bağıl yoğunluk değerleri.....	33
Şekil 5.5 Farklı basınçta preslenmiş ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş numunelere ait bağıl yoğunluk değerleri.....	34
Şekil 5.6 Farklı basınçlarda sıkıştırılmış (500, 600 ve 700 MPa) 850°C ve 950 °C sıcaklıklarda sinterlenmiş saf Cu ve Cu-1,5 KNT kompozitlerinin XRD modelleri.	35
Şekil 5.7 KNT içermeyen numunelerde yüke bağlı sertlik değişimleri	38
Şekil 5.8 Meyer yasasına göre KNT içermeyen numunelerin $\ln F$ ile $\ln d$ değişimi	41
Şekil 5.9 KNT içermeyen numunelerin $F/d - d$ grafikleri	43

Şekil 5.10	KNT içermeyen numunelerin uygulanan yüklerin kareköküne karşı diyagonal uzunluk grafikleri	45
Şekil 5.11	Hays-Kendall yaklaşımına göre KNT içermeyen numunelerin F ile d^2 değişimi.....	47
Şekil 5.12	%0,5 KNT içeren numunelerde yüke bağlı sertlik değişimleri.....	49
Şekil 5.13	Meyer yasasına göre %0,5 KNT içeren numunelerin $\ln F$ ile $\ln d$ değişimi	51
Şekil 5.14	%0,5 KNT içeren numunelerin $F/d - d$ grafikleri.....	53
Şekil 5.15	%0,5 KNT içeren numunelerin uygulanan yüklerin kareköküne karşı diyagonal uzunluk grafikleri.....	54
Şekil 5.16	Hays-Kendall yaklaşımına göre %0,5 KNT içeren numunelerin F ile d^2 değişimi.....	56
Şekil 5.17	%1 KNT içeren numunelerde yüke bağlı sertlik değişimleri.....	58
Şekil 5.18	Meyer yasasına göre %1 KNT içeren numunelerin $\ln F$ ile $\ln d$ değişimi	60
Şekil 5.19	%1 KNT içeren numunelerin $F/d - d$ grafikleri.....	62
Şekil 5.20	%1 KNT içeren numunelerin uygulanan yüklerin kareköküne karşı diyagonal uzunluk grafikleri	63
Şekil 5.21	Hays-Kendall yaklaşımına göre %1 KNT içeren numunelerin F ile d^2 değişimi.....	65
Şekil 5.22	%1,5 KNT içeren numunelerde yüke bağlı sertlik değişimleri	67
Şekil 5.23	Meyer yasasına göre %1,5 KNT içeren numunelerin $\ln F$ ile $\ln d$ değişimi	69
Şekil 5.24	%1,5 KNT içeren numunelerin $F/d - d$ grafikleri.....	71
Şekil 5.25	%1,5 KNT içeren numunelerin uygulanan yüklerin kareköküne karşı diyagonal uzunluk grafikleri.....	73
Şekil 5.26	Hays-Kendall yaklaşımına göre %1,5 KNT içeren numunelerin F ile d^2 değişimi.....	74
Şekil 5.27	Kompozit malzemelerin yükten bağımsız sertlik değişimi	76
Şekil 5.28	Üretim parametrelerinin elektrik iletkenliği üzerine etkisi	78
Şekil 5.29	Bu çalışmada ve diğer literatürlerde hazırlanan KNT'ler ile güçlendirilmiş Cu matrisli kompozitlerin elektriksel iletkenliği	79

TABLÖLAR DİZİNİ

Sayfa

Tablo 5.1	KNT içermeyen numunelerin yüke bağlı Hv, E ve Y değerleri.....	39
Tablo 5.2	KNT içermeyen numuneler için Meyer yasasına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	42
Tablo 5.3	KNT içermeyen numuneler için OND modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	44
Tablo 5.4	KNT içermeyen numuneler için EPD modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	45
Tablo 5.5	KNT içermeyen numuneler için Hays-Kendall yaklaşımına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	47
Tablo 5.6	%0,5 KNT içeren numunelerin yüke bağlı Hv, E ve Y değerleri	50
Tablo 5.7	%0,5 KNT içeren numuneler için Meyer yasasına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	52
Tablo 5.8	%0,5 KNT içeren numuneler için OND modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	53
Tablo 5.9	%0,5 KNT içeren numuneler için EPD modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	55
Tablo 5.10	%0,5 KNT içeren numuneler için Hays-Kendall yaklaşımına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	56
Tablo 5.11	%1 KNT içeren numunelerin yüke bağlı Hv, E ve Y değerleri	59
Tablo 5.12	%1 KNT içeren numuneler için Meyer yasasına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	61
Tablo 5.13	%1 KNT içeren numuneler için OND modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	62
Tablo 5.14	%1 KNT içeren numuneler için EPD modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	64
Tablo 5.15	%1 KNT içeren numuneler için Hays-Kendall yaklaşımına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	65
Tablo 5.16	%1,5 KNT içeren numunelerin yüke bağlı Hv, E ve Y değerleri	68
Tablo 5.17	%1,5 KNT içeren numuneler için Meyer yasasına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	70
Tablo 5.18	%1,5 KNT içeren numuneler için OND modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	71
Tablo 5.19	%1,5 KNT içeren numuneler için EPD modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	73
Tablo 5.20	%1,5 KNT içeren numuneler için Hays-Kendall yaklaşımına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları.....	75
Tablo 5.21	Plato bölgesinde yüke bağlı Vickers mikrosertliği sonuçları ve OND, EPD ve HK modelleri kullanılarak hesaplanan yükten bağımsız sertlik değerleri.....	77

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler

λ	: Isıl iletkenlik
ρ_s	: Numune yoğunluğu
ρ_t	: Kompozit numunenin teorik yoğunluğu
ρ^*	: Bağıl yoğunluk
H_v	: Vickers sertliği
E	: Elastik modülü
Y	: Akma dayanımı

Kısaltmalar

KNT	: Karbon nano tüp
TM	: Toz metalurjisi
MMNK	: Metal matrisli nanokompozitlerin
SKİ	: Sürtünme karıştırma işleme
SPS	: Spark plazma sinterleme
TM	: Toz metalurjisi

1. GİRİŞ

Karbon nanotüpler (KNT'ler) 1991 yılında keşfedildiklerinden bu zamana kadar olağanüstü özelliklerinin karakterize edilmesi ve uygulanması konusunda önemli araştırma konusu olmuşlardır. KNT'lerin en çok araştırılan uygulamalarından biri, teknolojinin sürekli artan taleplerini karşılayan gelişmiş malzeme çözümleri sağlamak için mevcut malzemelerle kompozitlerin oluşturulmasıdır (Aryasomayajula ve Wolter, 2013).

Bakır (Cu) ise geleneksel olarak çok küçük boyutlu mikroçiplerinden elektrik kablolarına ve alüminyum ile birlikte havai hatlarda güç iletimi için büyük yapılarda çok sayıda uygulamada iletken malzeme olarak kullanılmaktadır. Bunun dışında birçok yapısal ve fonksiyonel uygulamalarda bakır yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Bakırın bu kadar geniş bir uygulama yelpazesinde kullanılması, mükemmel elektriksel ve iyi mekanik özelliklerinin yanı sıra nispeten ekonomik olmasından da kaynaklanmaktadır (Hannula, 2019).

Araştırmacılar, KNT'ler gibi karbon nano malzemeler ortaya çıktığından beri, bakır teknolojisini daha da geliştirmek için alternatif elektriksel ve termal platformların nasıl kurulacağını merak etmişlerdir. Enerji talebinin arttığı ve yönetiminin mümkün olan en yüksek verimlilikte olması gereken modern dünyamızın gereksinimlerini karşılamak için iyileştirmeler gereklidir. Bakır nanokompozitler üzerine araştırmalar şu anda üst seviyededir ve dünyanın her yerinden bilimsel araştırma grupları önemli ölçüde geliştirilmiş özelliklere sahip bakır-nanokarbon kompozitlerinin geliştirilmesi üzerine çalışmaktalar. Esasında, bakırı karbonla (örneğin grafit, karbon elyaf) entegre etme girişimleri 1970'ler veya daha öncesine dayanmaktadır (Dyadenko vd., 1973; Casstevens vd., 1978).

Cu-nanokarbon kompozitleri üretmek için bir dizi teknik kullanılmıştır, ancak en yaygın kullanılan üç yöntem toz metalurjisi, elektro kaplama veya elektriksiz biriktirmedir (Arnaud vd., 2016; Gao vd., 2016; Jiang vd., 2016; Shuai vd., 2016; Subramaniam vd., 2016; Zhang ve Zhan, 2016; Yue vd., 2017). Saf bakıra göre kompozit özelliklerinde iyileştirmeler, bazı cesaret verici istisnalara rağmen,

çoğunlukla anlaşılmaz kalmıştır. Bugüne kadar, KNT-Cu'nun elektriksel ve termal özelliklerinde deneysel olarak gözlemlenen iyileştirmelerin elde edilmesi, mekanik özelliklerdeki ilerlemelerden daha zor olmuştur. Saf Cu dışındaki mekanik özelliklerdeki gelişmeler rutin olarak rapor edilirken, çeşitli elektriksel ve termal özelliklerdeki gelişmeler daha yakın zamanda yapılmıştır (Hannula, 2019).

KNT'ler ile bakır güçlendirerek özellikleri iyileştirilebilir ve bakır daha verimli kullanılabilir. Cu (396 W/mK) ve KNT'lerin (3.000 W / mK) yüksek termal iletkenliği nedeniyle KNT/Cu kompozitler mükemmel bir termal iletken olabilir. KNT'nin akım taşıma yoğunluğu bakırdan daha fazladır ve bu nedenle bakırdaki karbon nanotüp kompozitin akım taşıma kapasitesini artırabilir. Ancak, nano boyutta bulunan KNT'lerin özelliklerini pratik yapısal malzemeye dönüştürmek zordur. KNT'lerin aglomerasyonu, üniform olmayan dağılım ve metal matris içinde KNT'nin yanlış hizalanması, imalat işlemi sırasında KNT'nin hasar görmesi gibi bulk seviyesinde kullanılacak KNT ile takviyelendirilmiş Cu kompozitlerin imalatında çeşitli zorluklar vardır. Bu tür problemleri çözmek için şimdiye kadar dört kategoriye sınıflandırılabilen çeşitli teknikler sunulmuştur: (i) Ultrasonik ve yüzey işlemlerinin yanı sıra işlevselleştirme gibi ön işlemler, (ii) KNT'yi preform bir metal ile karıştırmak (örneğin elektro kaplama yoluyla), (iii) KNT'lerin bir konsolidasyon yöntemi kullanmadan önce öğütülerek metal tozları ile karıştırılması ve (iv) son işlem (örn., ekstrüzyon ve haddeleme) (Azarniya vd., 2017a). Bu yöntemler arasında, KNT'lerin mekanik öğütme yoluyla metal tozları ile karıştırılması, bir dizi avantajı nedeniyle özellikle ilgi çekmiştir (Akbarpour ve Alipour, 2017; Akbarpour ve Alipour, 2018; Sadeghi vd., 2018a; Sadeghi vd., 2018b).

Bu çalışmanın amacı, KNT'ler ile güçlendirilmiş bakır matrisli kompozitlerin toz metalurjisi (TM) yöntemiyle üretilmesi ve üretim parametrelerinin mekanik, mikro yapı ve elektriksel özellikler üzerine etkisinin araştırılmasıdır. Bunun için KNT içeriklerinin, uygulanan sıkıştırma kuvveti ve sinterleme sıcaklıklarının etkileri detaylıca belirlenmiştir.

2. KARBON NANOTÜP TAKVİYELİ METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

Herhangi bir bileşenin veya yapının tasarımında veya imalatında, malzemelerin özelliklerinin çok önemli bir rol oynadığı iyi bilinen bir gerçektir. Son zamanlarda, KNT'ler, özellikle mekanik, termal ve elektriksel özelliklerin iyileştirilmesi için birçok kompozitin önemli bir parçası haline gelmiştir. KNT ile güçlendirilmiş nanokompozitler çeşitli mühendislik alanlarında varolan birkaç malzeme ile yer değiştirerek yeni bir malzeme sınıfını temsil etmektedir (Soni vd., 2020a).

Karbon nanotüpler (KNT'ler) dikkat çekici elektriksel özellikleri ile bir arada bulunan olağanüstü mekanik özellikleri sayesinde kompozit malzemeleri takviyelendirmek için olağanüstü bir adaydır. KNT'lerle güçlendirilmiş metal matrisli kompozitler (MMK'ler) için, KNT'lerin homojen dağılımı ve etkili metal-KNT arayüzey bağlanması, KNT'lerin MMK'lerde verimli bir şekilde kullanılmasının önündeki başlıca engellerdir (Chen vd., 2019).

KNT ile güçlendirilmiş MMK'lerin hazırlanmasının arkasındaki ana nedeni, gelişmiş termal, mekanik ve elektriksel özelliklere sahip süper güçlü, sert, sağlam ve hafif bileşenler üretmektir. Bu gelişmiş metal matrisli nanokompozitlerin (MMNK'ler) hazırlanması için, eriyik karıştırma (karıştırma ve basınçlı döküm), sürtünme karıştırma işleme (SKİ), sıcak ekstrüzyon ve toz metalurjisi (TM) gibi çeşitli imalat teknikleri, araştırmacılar tarafından sıklıkla kullanılmaktadır (Radhamani vd., 2018). Diğer teknikler arasında, TM'nin düşük işleme sıcaklığı, homojen karıştırma ve KNT'ler ile matris arasında iyi bağlanma nedeniyle MMNK'lerin hazırlanması için daha uygun ve ümit verici bir yaklaşım olduğu önerilmiştir. Sharma vd. (2016) tarafından sunulan sonuçlar geleneksel olarak sinterlenmiş nanokompozitlerle karşılaştırıldığında, spark plazma sinterlenmiş (SPS) nanokompozitlerin daha iyi tribolojik özellikler, çok daha yüksek nispi yoğunluk ve daha büyük mekanik özellikler gösterdiğini ortaya koymaktadır. KNT takviyesinin Alüminyum (Al), Bakır (Cu), Nikel (Ni), Titanyum (Ti), Demir (Fe), Çelik, gümüş (Ag) gibi farklı matris malzemeleri üzerindeki etkisini analiz etmek için çok sayıda deneysel araştırma yapılmıştır (Radhamani vd., 2018).

Farklı türdeki MMNK'lerin özelliklerini karşılaştırmak çok güçtür. Çünkü MMNK'lerin ortaya çıkan özellikleri KNT'lerin özelliklerine (tip, en boy oranı, uzunluk ve çap), üretim tekniklerine, dağılım yöntemine ve matris tipine bağlıdır. Çeşitli MMNK'lerdeki KNT'lerin takviye içeriği genellikle çok düşük oranlardadır (ağırlıkça %0,1'den az ve hacimce %20'den az) (Li vd., 2009; Casati ve Vedani, 2014; Radhamani vd., 2018). Ana matris içerisindeki KNT'lerin homojen dağılımı, MMNK'lerin etkili yük taşıma kapasitesi ve gelişmiş özellikleri için temel faktördür (Azarniya vd., 2017b). KNT'lerin çeşitli metal matris içinde homojen bir şekilde karıştırılmasını ve homojen dağılımını elde etmek için araştırmacılar tarafından çok sayıda dispersiyon ve karıştırma tekniği benimsenmiştir. Arai vd. (2016), bakır/TDKNT kompozit filmlerde TDKNT demetlerinin homojen dağılımını ve parçalanmasını sağlamak için manyetik karıştırma, ultrasonik homojenizasyon ve çarpışma tipi atomizasyon tekniklerini kullandı. Zuo vd. (2020a), Cr katkılı Cu/KNT nanokompozitlerinde çok duvarlı karbon nanotüplerin (ÇDKNT'lerin) homojen dağılımını elde etmek için modifikasyon, ultrasonikasyon, öğütme ve manyetik karıştırma yaklaşımlarını benimsemiştir. Phuong vd. (2020), vakumlu sinterleme ile hazırlanan ÇDKNT/Ti6Al4V kompozitlerinde ÇDKNT'lerin homojen dağılımını sağlamak için modifikasyon ve sonikasyon yaklaşımını uyguladı. Jargalsaikhan vd. (2020), mekanik alaşımlama yaklaşımı ile Al/ÇDKNT kompozit tozlarını hazırladı. Elde ettikleri bulgular, Al/KNT nanokompozitlerinin sertliğinin, öğütme süresinin daha uzun olması nedeniyle önemli ölçüde arttığını ortaya koydu. Bazı araştırmacılar dağılım homojenliğini, ıslatılabilirliği ve arayüz özelliklerini iyileştirmek için KNT'lerin yüzeyine uygun bir kaplama tabakası (metal / seramik partiküllerin kaplanması) uygulamıştır. Elde edilen sonuçlar KNT ile güçlendirilmiş nanokompozitlerin mekanik ve elektriksel özelliklerinde önemli katkıların sağlandığını göstermiştir (Hentour vd., 2016; Zhang vd., 2019; Soni vd., 2020b).

2.1 Dayanım Mekanizmaları

KNT'lerin metal matrisli kompozitlerin içerisinde yer almalarının amacı kompozit malzemenin genel mukavemet özelliklerini geliştirmek için KNT'lerin yüksek gerilme mukavemetlerinden faydalanmaktır. Karbon nanotüpler, metal matris malzemelerine göre daha yüksek bir elastik modülüne sahiptir. KNT'ler tanımlanmış bir gerinimde

yükün daha büyük bir bölümünü taşıyabilir ve böylece genel kompozitin gücünü arttırabilir. Metal matrisli (MM)-KNT kompozitlerinin gücünü tahmin etmek için kullanılabilecek birkaç model vardır (Agarwal vd., 2018).

2.1.1 Kayma Gecikmesi Modelleri

Kayma gecikmesi modelleri kompozitin nihai genel mukavemetini tahmin etmek için bir arayüz kayma gerilimi yoluyla matris malzemesinden elyafalara yük aktarımı teorisini kullanır (Agarwal vd., 2018).

Elyaf takviyesine çekme yükü aktarımı elyafın uzunluğu boyunca değişir. Elyafın uçlarında gerilme yükü sıfırdır ve elyafın tamamen ıslandığı varsayılarak elyafın merkezinde maksimum değere ulaşır. Bir elyafa aktarılabilecek maksimum kuvvet artan elyaf uzunluğu ile artar. Dolayısıyla elyafın kullanım verimliliği elyaf uzunluğu ile de artar. Kritik elyaf uzunluğunda (l_c), elyafın merkezindeki maksimum yük kırılma mukavemetine eşittir. Bu nedenle yük aktarım etkisinden tam olarak yararlanmak için l_c 'den daha büyük uzunlukta liflere sahip olmak arzu edilir.

Choi vd., (2008), bir Al-%4 KNT kompozitinin mukavemetini hesaplamak için elyaf uzunluğunun kritik elyaf uzunluğundan ($l < l_c$) daha düşük olduğu bir kayma gecikmesi modeli kullandı. Kompozitin genel dayanım denklemi Eşitlik 2.1'te verilen formül ile tanımlandı:

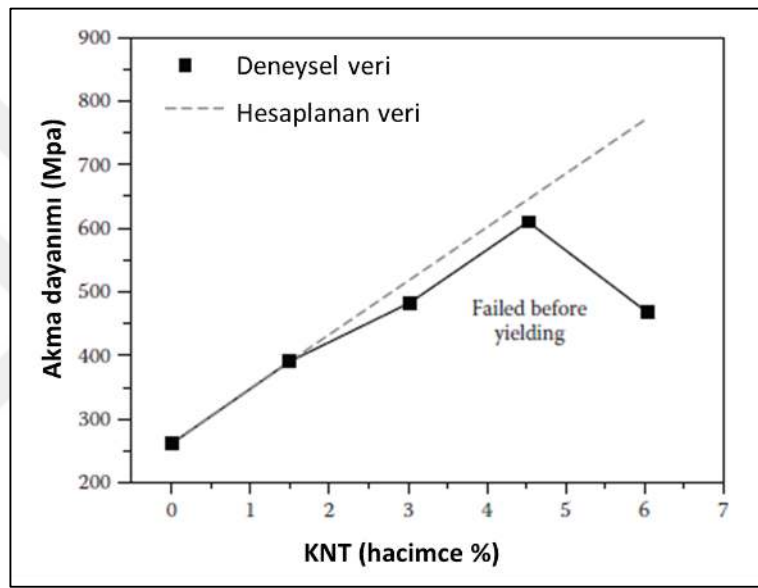
$$\sigma_c = \sigma_f V_f \left(\frac{l}{l_c} \right) + \sigma_m (1 - V_f) \quad (2.1)$$

Burada $l_c = \frac{\sigma_f d}{2\tau_m}$:kritik elyaf uzunluğu, V_f : elyafın hacimsel oranı, l : ortalama KNT uzunluğu, d : KNT çapı, σ_m : matris malzemesinin akma dayanımı, τ_m : matris kesme dayanımı ($(\sigma_m/2)$), σ_f : KNT'nin akma dayanımı.

Bu model, bilyeli öğütülmüş tozların sıcak ekstrüzyonu ile hazırlanan iki tane boyutuna (72 nm ve 200 nm) sahip kompozitin basma akma dayanımını hesaplamak için uygulanmıştır. Hesaplanan mukavemet değeri 70 ve 200 nm tane boyutlu malzeme için sırasıyla 434 MPa ve 391 MPa olarak bulunurken, deneysel olarak ölçülen

değerler ~403 ve ~323 MPa'dır. Deneysel ve hesaplanmış gerilme mukavemeti verileri arasında makul bir uyum görülmüştür (Choi vd., 2008).

%1,5; 3 ve 4,5 KNT takviyesinin farklı hacim fraksiyonlarının etkisini daha iyi anlamak için bu model uygulandığında hacimce %4,5'e kadar takviye için deneysel ve hesaplanmış gerilme akma dayanımı değerleri arasında iyi bir uyumun olduğu bildirilmiştir. Bu veriler Şekil 2.1'de verilen grafikte gösterilmektedir (Choi vd., 2009).



Şekil 2.1 KNT miktarına bağlı Al-%4 KNT kompozitin akma dayanımındaki değişimi.

Lif uzunluğu kritik lif uzunluğundan daha büyük ($l > l_c$) olduğunda daha fazla güçlenme beklenir. Al-KNT kompozitlerinin mukavemetini hesaplamak için Kelly-Tyson formülü kısa elyafli kompozitlerin mukavemeti için kullanılmıştır (Eşitlik 2.2) (Kuzumaki vd., 1998).

$$\sigma_c = \sigma_f V_f \left(1 - \frac{l_c}{2l}\right) + \sigma_m^f (1 - V_f) \quad (2.2)$$

Burada σ_c :kompozitin kopma dayanımı, σ_f : elyafın kopma dayanımı, σ_m^f : kompozitin gerilme gerinimindeki matrisin kopma dayanımı, V_f : elyafın hacimsel oranı, l : ortalama KNT uzunluğu, l_c :kritik elyaf uzunluğu.

Araştırmacılar kompozitin kopma dayanımını yaklaşık olarak 270 MPa hesaplamışlardır. Ancak deneysel olarak elde edilen dayanım değerleri KNT'nin kümelenmesinden dolayı teorik olarak tahmin edilen bu değerden çok daha düşüktür (Kuzumaki vd., 1998).

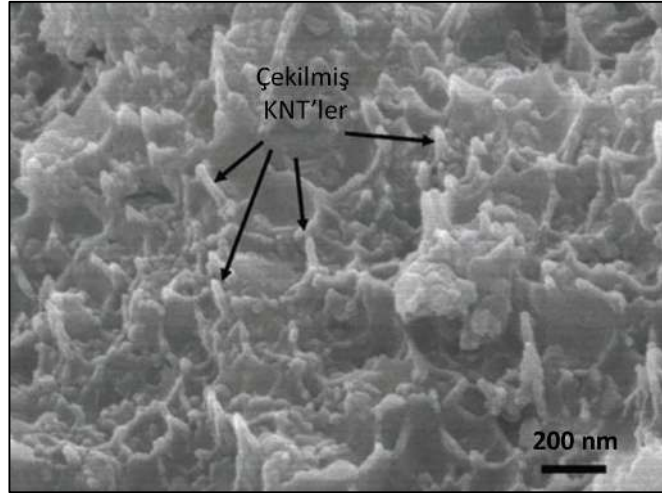
2.1.2 Arayüzey Fazı ile Güçlendirme

İşlem esnasında KNT / metal matris arayüzünde yeni faz veya reaksiyon ürünü oluşabilir. Bu ara yüzey bileşiğinin kesme mukavemeti daha sonra genel kompozitin mukavemeti için sınırlayıcı bir faktör haline gelebilir. Yüksek mukavemetli bir ara fazın varlığı, gerilmenin matristen KNT'lere aktarılmasına yardımcı olabilir. Coleman vd. (2004), mevcut bir arayüzey bileşiğinin varlığında kompozitin kesme dayanımını (σ_l) tahmin etmek için bir model önerilmişlerdir (Eşitlik 2.3).

$$\sigma_c = \left(1 + \frac{2b}{2lD}\right) \left[\frac{\sigma_{kesme} l}{D - \left(1 + \frac{2b}{D}\right) \sigma_m} \right] V_f + \sigma_m \quad (2.3)$$

Burada σ_{kesme} :arayüz fazının kesme dayanımı, V_f : KNT'nin hacimsel oranı, σ_m : matrisin kesme dayanımı, b : arayüzey fazının genişliği, D : KNT'nin çapı.

Bu ilişki KNT ile güçlendirilmiş kompozitler için çok faydalı olabilir. Bununla birlikte, birbirinden ayrı ayrı nanotüpler ile tekdüze dağılım elde etmek zordur. MM-KNT kompozitler söz konusu olduğunda, KNT'ler ile matris arasındaki reaksiyon arayüzey karbür ürününe yol açabilir. KNT'ye aktarılan stres karbür fazının kesme dayanımından etkilenir. Uygulanan gerilim karbürün kesme mukavemetini aştığında elyaf sıyrılma olayına yol açan kopma karbür tabakası boyunca meydana gelir. Şekil 2.2'de plazma püskürtülmüş ağırlıkça %5 KNT ile güçlendirilmiştir Al-12Si alaşımın kaplamanın kırılma yüzeyinin SEM görüntüsü verilmiştir (Deng vd., 2007).



Şekil 2.2 %5 KNT takviyeli Al-12Si alaşıminın kırık yüzeyinin SEM görüntüsü

2.1.3 Halpin-Tsai Eşitliği

Halpin-Tsai eşitlikleri elyaf takviyeli kompozitlerin mukavemetini hesaplamak için kullanılabilir bir modeldir. MM-KNT kompozitler için de kullanılabilen modifiye edilmiş bir Halpin-Tsai denklemi aşağıdaki Eşitlik 2.4'te verilmiştir (Yeh vd., 2006).

$$\sigma_c = \frac{1 + \xi \eta V_f}{1 - \eta V_f} \sigma_m \quad (2.4)$$

Burada η , (σ_f / σ_m) 'e bağlı bir ifadedir ve aşağıdaki Eşitlik 2.5'ten elde edilmektedir.

$$\eta = \frac{\alpha \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_m} \right)^{-1}}{\alpha \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_m} \right)^{-\xi}} \quad (2.5)$$

Bu eşitlikte σ_m : matrisin dayanımı, σ_f ; elyaf dayanımı, ξ ve α katsayıları matristeki KNT'lerin dağılım derecesine bağlı katsayılardır. Küçük elyafalı kalın bir numune için (KNT'lerde olduğu gibi) $\alpha = 1/6$ ve $\xi = 2 \left(\frac{l}{d} \right)$

Coleman vd., (2006), ayrıca Halpin-Tsai denklemlerini polimer-KNT kompozitlerine uygulamış ve düşük KNT konsantrasyonlarında tahmin edilen mukavemet değerleri ile deneysel olarak belirlenen değerler arasında iyi bir korelasyon ilişkisinin olduğunu belirlemiştir.

2.1.4 Dislokasyonlarla Güçlendirme

Metal matris-karbon nanotüp kompozitleri deformasyona maruz kaldıklarında dislokasyonlar yığılabılır ve KNT'lere karşı kilitlenebılırler. Bu durumda güçlendirme mekanizması etkin hale gelebilir.

Al-KNT kompozitlerinin sandviç işlenmesi sırasında KNT ilavesi nedeniyle dislokasyon yoğunluğunun arttığı ve bunun da güçlendirmede bir artışa yol açtığı gözlenmiştir. KNT kümelenmelerinin çökelti gibi davranarak dislokasyonların hareketini engelleyerek dislokasyon yoğunluğu artmış ve kompozit sistemin gerilme mukavemeti artmıştır (Lahiri vd., 2009). Kompozitin dayanımı Taylor ifadesi ile şu şekilde ifade edilebilir (Eşitlik 2.6):

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha M^T G b \rho^{1/2} \quad (2.6)$$

Burada σ ; akış gerilimi, σ_0 ; sürtünme gerilimi, α ; sabittir (1/3), M^T ; Taylor faktörü, G ; kayma modülü, b ; dislokasyonun Burgers vektörü ve ρ ; dislokasyon yoğunluğudur.

Bir kompozit içindeki dislokasyon yoğunluğu, örneğin metal matris ve KNT'ler arasındaki termal genişlemedeki uyumsuzluk gibi faktörlere bağlı olarak artabilir. Eşitlik 2.7'de verilen denklem kullanılarak termal uyumsuzluğun dislokasyon yoğunluğu üzerindeki etkisi belirlenebilmektedir (George vd., 2005).

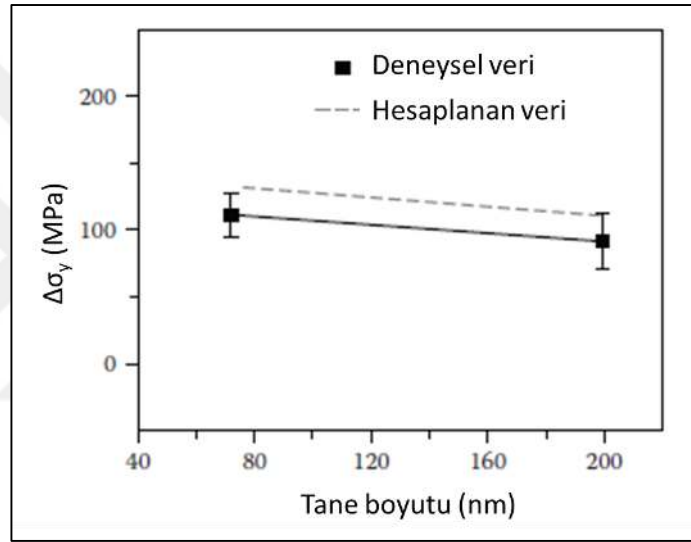
$$\rho_{th} = \frac{10V_f \varepsilon}{bt(1-V_f)} \quad (2.7)$$

Burada V_f ; KNT'nin hacim fraksiyonu, ε ; termal gerinim, b ; Burgers vektörü ve t ; KNT'lerin çapıdır.

2.1.5 Tane Küçültme ile Güçlendirme

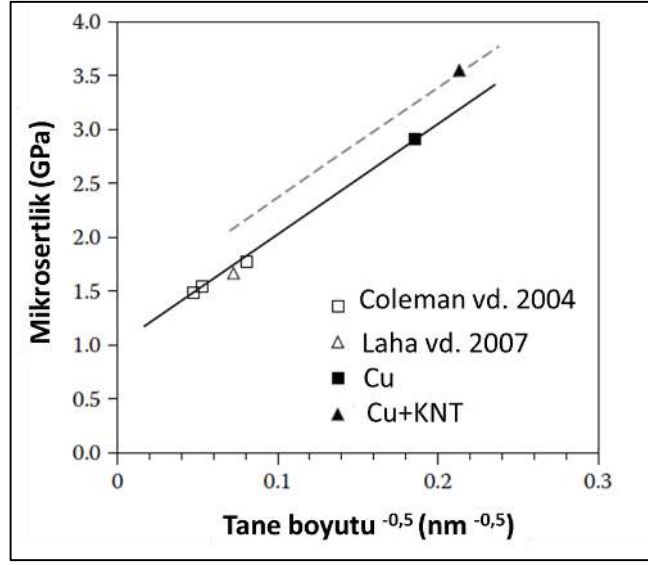
Esasında tane küçültmesi ile dayanım artırma metalik sistemler arasında yaygın bir güçlendirme mekanizmasıdır ve metal matrisli kompozitlere de uygulanabilir. Matrisdeki KNT'lerin varlığı, birkaç yolla tane incelmeye yol açabilir. KNT'lerin bir metal matrise eklenmesi, hem matrisin iş sertleşmesini hem de kompozitin ısı

iletkenliğini arttırır (Agarwal vd., 2018). Ek olarak, karbon nanotüpler matris içinde ikincil parçacıklar olarak hareket edebilir. Bütün bunlar, ince tane yapısına yol açan yeniden kristalleşme süreçleri sırasında artan çekirdeklenme oranlarına katkıda bulunur. Tane boyutları, X-ışını pik genişlemesinden ve ayrıca TEM görüntülerinden ölçülebilir. Birkaç yazar, KNT kompozitlerinde tane inceltme etkisini tahmin etmiştir (Choi vd., 2008; Li vd., 2009). Choi vd. (2008), bilyeli öğütülmüş tozun sıcak ekstrüzyonu ile hazırlanan Al-%4 KNT kompozitlerinin basma akma dayanımının, tane boyutları benzer olmasına rağmen alüminyuma göre ~100 MPa arttığını göstermiştir (Şekil 2.3).



Şekil 2.3 Çeşitli tane boyutları için Al ve Al-%4 KNT kompozitinin basma akma mukavemetindeki değişim (Choi vd., 2008).

Benzer şekilde, bilyeli öğütme ve ardından yüksek basınçlı burulma ile hazırlanan nanoyapılı Cu-KNT kompozit sistemlerinde tane boyutunun küçülmesi sonucu mikro sertlikte bir artış gözlemlenmiştir. Ayrıca mikro sertlikteki artışın, tek başına tane boyutundaki bir azalma ile tahmin edilenden daha büyük olduğunu gözlemlenmiş (Şekil 2.4). Bu, MM-KNT sistemlerinde tane inceltme görülmesine rağmen, nihai kompozitin güçlendirilmesinin, tek başına tane inceltme ile elde edilmesi gerekenden daha büyük olduğunu gösteriyor (Li vd., 2009).



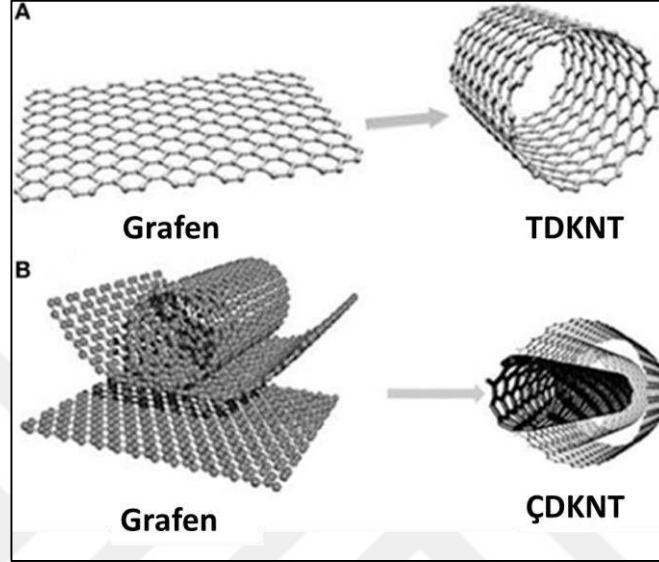
Şekil 2.4 KNT'lerin etkisini gösteren tane boyutunun bir fonksiyonu olarak Cu-KNT kompozitinin mikrosertliğinin değişimi

2.2 Karbon Nano Tüplerin Temel Özellikleri

Karbon nanotüpler düşük yoğunluğa sahiptir. Ancak yüksek sertlik, dayanım ve geniş en-boy oranı gibi mükemmel önemli özelliklere sahiptir (Jin ve Park, 2011; Malekzadeh ve Shojae, 2013). Karbon nanotüp, benzersiz bileşimi, geometrisi ve özellikleri nedeniyle enerji depolama, moleküler elektronlar, termal malzemeler, yapısal malzemeler, elektriksel iletkenlik, biyo tıp, hava ve su filtrelerinde çok sayıda uygulamaya sahiptir. KNT, tek duvarlı karbon nanotüpler, çift duvarlı karbon nanotüpler, üç duvarlı karbon nanotüpler ve çok duvarlı karbon nanotüpler gibi farklı türler içerir (Kumar vd., 2020). Tek duvarlı karbon nanotüpler (TDKNT'ler), ayrı bir grafen tabakasının 1 nm çap ile santimetre mertebesinde tüp şeklinde yuvarlanması ile oluşturulur (Tserpes ve Papanikos, 2005). Çok duvarlı karbon nanotüpler (ÇDKNT'ler) farklı yarıçaplara sahip eş eksenli olarak yerleştirilmiş tek duvarlı karbon nanotüplerlerden oluşur (Şekil 2.5). Çok duvarlı karbon nanotüpler 0,35 nm'den onlarca mikron uzunluklara ve 2 ila 100 nm çapları aralığında değişen konsantre silindirlerin bir düzenlemesidir (Liew vd., 2015).

TDKNT'lerin gerilme mukavemeti 500 GPa'ya ulaşabilirken, ÇDKNT'lerinki yalnızca 10-63 GPa'ya ulaşabilir (Yu vd., 2000; Xie vd., 2005). TDKNT ve ÇDKNT'lerin elastik modülleri sırasıyla yaklaşık 1 TPa ve 0,21 TPa'dır (Konsta-Gdoutos ve Aza, 2014; Han vd., 2015). Akma gerinimi %10'dan fazladır (Makar vd.,

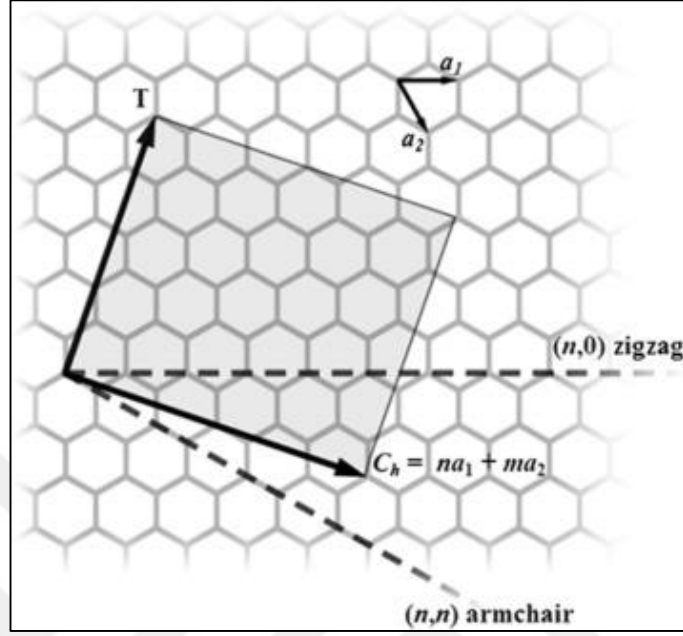
2005). Ayrıca açık uçlu KNT'ler kapalı olanlara kıyasla daha yüksek kimyasal reaktiviteye sahiptir (Zhou vd., 2002). Grafit ile karşılaştırıldığında daha büyük C-C bağ uzunluğuna sahip KNT'lerde elastik modül ve gerilme mukavemeti daha azdır (Zhou vd., 2001).



Şekil 2.5 a) Tek duvarlı karbon nanotüp (TDKNT) ve b) çok duvarlı karbon nanotüp (ÇDKNT) yapıları (Vidu vd., 2014)

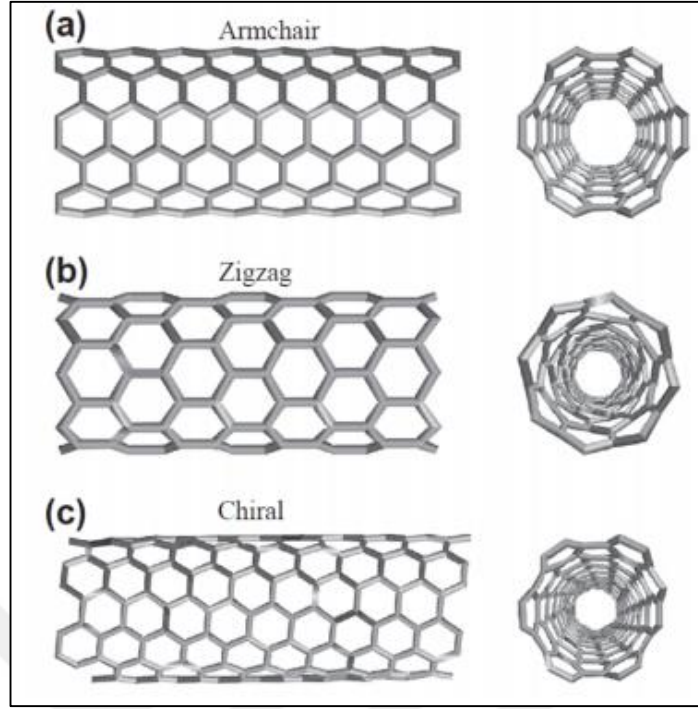
Elektriksel özellikler, tüplerin kiral indeksi ile ilgilidir (Şekil 2.6). Burada kiral indeksi nanotüpü yapmak için grafit levhasının nasıl "yuvarlanacağını" açıklayan sonsuz bir grafit levhadaki bir vektör (C_h) olarak düşünülebilir. T , tüp eksenini gösterir ve a_1 ve a_2 , gerçek uzaydaki grafitin birim vektörleridir (Liew vd., 2016). Dalga fonksiyonlarının profilini ve öz enerjileri belirleyen kuantum sınırlandırması tüplerin özel elektronik yapısına hakimdir (Wu vd., 2000). Metalik malzemelerle karşılaştırıldığında elektrik iletkenliklerinin çok yüksek olduğu söylenebilir (Li vd., 2005). TDKNT'lerin elektriksel iletkenliği 10^6 S.m^{-1} kadar yüksek olabilirken ÇDKNT'ler için 10^3 ila 10^5 S.m^{-1} arasında değişir (Kumari vd., 2009; Ahmad ve Pan, 2009). KNTler 10^9 A.cm^{-2} kadar yüksek akım yoğunluğu taşıyabilirler (Khare, 2005). KNT'lerin uç tipi (kapalı veya açık uçlu) elektronik yapı üzerinde çok önemli bir etki sahiptir (Zhang vd., 2002; Zhou vd., 2004). Bununla birlikte KNT'lerin elektronik yapısı sahip oldukları boyutlardaki ilgilidir (Wu vd., 2000). KNT'lerin elektriksel özellikleri, yapısındaki impurite benzeri atomlar, kusurlar veya titreşen atomlar gibi kusurlar nedeniyle bozulabilir (Siddique ve Mehta,

2014). KNT'lerin elektrik direnci, deformasyon elektron taşıma koşulunu etkilediği için stres ve gerilmeye duyarlıdır (Tomblar vd., 2000).



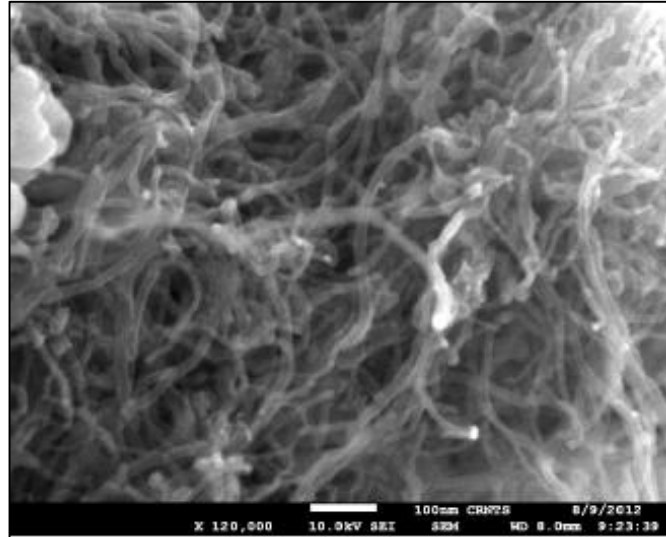
Şekil 2.6 KNT için kiral vektör gösterimi

Şekil 2.7’de değişik kiraliteye sahip üç tür KNT gösterilmiştir. KNT’lerin yuvarlanma yönleri ve karbon atomlarındaki yönelimler elektronik özellikleri önemli ölçüde değiştirmiştir (Gürses, 2018). Örneğin $n = m$ ise nanotüp, bakırdan on bin kat daha fazla iletkenliğe sahip metaliktir; $2n + m = 3t$ (t bir tamsayıdır) ise nanotüp, nispeten ideal bir iletkenlikle yarı iletkendir; aksi takdirde nanotüp orta düzeyde bir yarı iletkendir (Wu vd., 2000; Lu ve Chen, 2005).



Şekil 2.7 (a) Koltuk, (b) zikzak ve (c) kiral TDKNT'ler

Normalde karbon nanotüpler, metalik tozlara benzer bir siyah toz formunda elde edilir. Tozlar, birbirine dolanmış KNT'lerden oluşan topaklardan oluşur. Taramalı elektron mikroskobunun (SEM) içine bakıldığında, KNT'lerin Şekil 2.8'de gösterildiği gibi bükülmüş ve birbirine dolanmış olduğu görülebilir.



Şekil 2.8 ÇDKNT'nin taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüsü

3. KARBON NANO TÜP TAKVİYELİ BAKIR KOMPOZİTLER

Cu matrisli kompozitlerin geleneksel saf Cu ile karşılaştırıldığında daha yüksek mukavemet ve ağırlık tasarrufu gibi önemli ölçüde gelişmiş özellikler sergileyebilirler. Mekanik özelliklerinin geliştirilmesi üzerine önemli ölçüde çalışmalar gerçekleştirilmiştir (Chu vd., 2018; Chen vd., 2019; Akbarpour vd., 2019; Duan vd., 2019). Bu çalışmalar Cu malzemelerdeki süneklik kaybını da beraberinde getirmiştir (Chen vd., 2019). Buna rağmen Cu matrisli kompozitler mükemmel iletkenlik gerektiren uygulamalar için en potansiyel malzemelerdir. Ancak süneklik kaybındaki azalma gibi malzeme dayanımındaki artış ile beraber iletkenlikte önemli azalmalar gözlenmiştir (Duan vd., 2019).

Son yıllarda, KNT'ler ile takviyelendirilmiş Cu matrisli kompozitler, elektriksel özelliklerinde küçük bir kayıpla saf Cu'nun zayıf mekanik performanslarını iyileştirebilmeleri nedeniyle özellikle ilgi çekicidir (Akbarpour vd., 2019; Zuo vd., 2020b). KNT/Cu kompozitlerinin performansı önemli ölçüde KNT'lerin Cu matrisindeki dağılımına dayanır. Ancak Cu matris ve KNT'ler arasındaki sınırlı ıslanabilirlik ve kütle yoğunluğu farkı, KNT'lerin üniform olarak dağılmasını güçleştirir (Liu vd., 2017; Chen vd., 2019). Bununla birlikte, Cu matris ile KNT'ler arasındaki kimyasal reaksiyon noksanlığı, her zaman arayüzeyde zayıf mekanik bağlanmaya neden olur (Chen vd., 2018).

KNT'ler nanometre ölçeğinde çapa sahip son derece ince içi boş silindirik tüp şeklinde yapıya sahiptirler (Dekker, 1999). Bu yapı içerisine ilave edilecek yabancı maddeler KNT'lerin özelliklerini değiştirebilir. İyi bir elektrik iletkeni olarak Cu, karbon ile düşük bağlanma enerjisine sahiptir ve Cu'nun KNT'lere doldurulmasıyla çok sayıda ilginç pratik uygulama beklenebilir (Sun ve Onwona-Agyeman, 2013). Araştırmalar KNT'lerin içi boş yapılarının Cu ile doldurulması ile tüp içi dirençlerinin azaltılabileceğini ve böylelikle KNT ağlarının iletkenliğini artırdığını göstermiştir (Sun vd., 2011).

3.1 Toz Metalurjisi Yöntemi

Toz metalurjisi yöntemi kompozit malzeme üretiminde sıklıkla başvurulacak yöntemlerden biridir. Bu yöntemde sıkıştırma sonucu üretilen kompakt malzemeler gözenekliliğe sahiptirler. Bu gözenekler çeşitli işlemlerden geçirilerek elimine edilmekte ve numunelerde yoğunlaşma sağlanılmaktadır. Geleneksel yoğunlaştırma işlemlerinden bir tanesi preslenmiş parçanın ergime derecesinin altındaki bir sıcaklıkta ısıtıldığı sinterleme işlemidir. Bu işlemde yüzey yayınımları, tane sınırı yayınımları, buharlaşma ve parçacıklar arası temaslarda yoğunlaşma gibi çeşitli süreçler parçacıklar arası mesafenin azalmasına ve gözeneklerin ortadan kalkmasına neden olur.

Toz metalurjisi yönteminin diğer üretim yöntemlerine kıyasla birtakım avantajları mevcuttur. En önemli avantajlarından bir tanesi çoğu malzemenin biraraya getirilerek yeni bir ürün elde edilebilir olmasıdır. Bununla birlikte malzeme kayıplarının oldukça az olması ve karmaşık şekilli parça üretimine olanak sağlaması diğer bir avantajdır. İşlem esnasında tamamen ergime olayı gerçekleşmediği için kullanılan tozlar özelliklerini koruyabilmektedir.

Sinterlenmiş kompakt numuneler isteğe bağlı olarak ekstrüzyon, haddeleme veya dövme gibi ikincik deformasyon işlemlerine tabii tutulabilirler. Sinterle işleminde yoğunlaşma için süreç uzun zaman aldığından beraberinde tane irileşmesinde meydana gelebilir. Bu durumu minimum seviyede tutabilmek için bazen sinterleme işlemine tek yönlü veya çok yönlü sıcak presleme işlemleri eşlik edebilir. Bu işlemlerle düşük sıcaklıklarda ve sürelerde yüksek yoğunluklu kompakt numuneler elde edilebilir.

İşlem basamakları toz bileşenlerinin karışımı, preslenmesi ve sinterlenmesinden oluşmaktadır. Bu yöntem Al-KNT ve Cu- KNT kompozitlerin üretimi için yaygın olarak tercih edilmiştir. Bunların yanı sıra Mg, Ni, Ti, Ag ve Sn gibi başka metal matrisli kompozitler için de kullanılmıştır. KNT'lerin matris içerisinde kolay dağılımını sağladığı için TM yönteminin önemi giderek artmaktadır. KNT dağılımının kalitesi ve seviyesi, toz hazırlama tekniğine ve başlangıç tozların boyutuna bağlıdır. Toz metalurjisinde KNT'lerin homojen dağılımını sağlamak ve bir miktar mekanik

bağ oluşturmalarını sağlamak için çoğunlukla mekanik alaşımlama kullanılmıştır. Mekanik alaşımlamada metal tozları ve KNT karışımı sertleştirilmiş çelik/seramik bilyelerle birlikte dönen bir kap içerisine beslenirler. Bilyeler ile bilye ve kap duvarları arasındaki toz karışımının tekrarlanan darbelere maruz kalması metal parçacıkların deformasyonuna, kırılmasına, soğuk kaynaklanmasına ve parçacıklar içerisindeki KNT'lerin tutunmasına yol açar. Mekanik alaşımlama esnasında KNT kümeleri ayrılır ve metal parçacıklara mekanik kilitlenme ile bağlanır. İşlem esnasında meydana gelen deformasyon derecesi öğütme ortamının eklenen toz karışımına oranına, kullanılan bilyelerin boyutuna, kalıbın hacmine ve dönüş hızına bağlıdır. Başlangıç malzemesi olarak toz numunelerin kullanıldığı metal matrisli KNT takviyeli kompozitler malzemelerin üretiminde dört farklı yoğunlaştırma yöntemi kullanılmaktadır. Bunlar; geleneksel sinterleme işlemi, sıcak presleme, spark plazma sinterleme ve deformasyon işlemleridir (Agarwal vd., 2018).

3.1.1 Konvansiyonel Sinterleme

Konvansiyonel sinterleme metal matrisli KNT takviyeli kompozit malzemelerin üretiminde en basit ve en geleneksel yöntemlerden birisidir. Başlangıçta KNT'ler ve metal tozları mekanik alaşımlama veya karıştırma işlemleri ile karıştırılır. Daha sonra karışım tozlardan kompakt numune elde etmek ve ham dayanım kazandırmak için sıkıştırma işlemleri uygulanır. Daha sonra nihai ürünü elde etmek için sinterleme işlemi uygulanır. Metal matrisli kompaktlar seramiklere kıyasla oksidasyona karşı afilitesi oldukça yüksektir. Bundan dolayı sinterleme işlemleri genellikle inert bir atmosferde veya vakum altında yapılmalıdır. Toz karışımında KNT'lerin dağılımı çok önemlidir çünkü kompakt oluşumu ve sinterleme işlemleri dağılımı geliştirmeyecektir. Toz karışımında bulunan olası bir KNT kümelenmesi son bileşen kompakta da bulunacaktır. Bu kümelenmeler genellikle gözeneklilik ve dolayısıyla zayıf mekanik özelliklerin yansımaya neden olacaktır. Bu gibi durumlarda sıcak presleme veya ekstrüzyon gibi bazı deformasyon işlemlerine başvurularak ürünün daha da yoğunlaştırılmasına ihtiyaç duyulabilir.

Bazı çalışmalarda KNT'ler ile Cu matris arasında bağlanmayı güçlendirmek için KNT'lerin akımsız kaplama ile kaplandığını görebiliriz (Tu vd., 2001; Chen vd.,

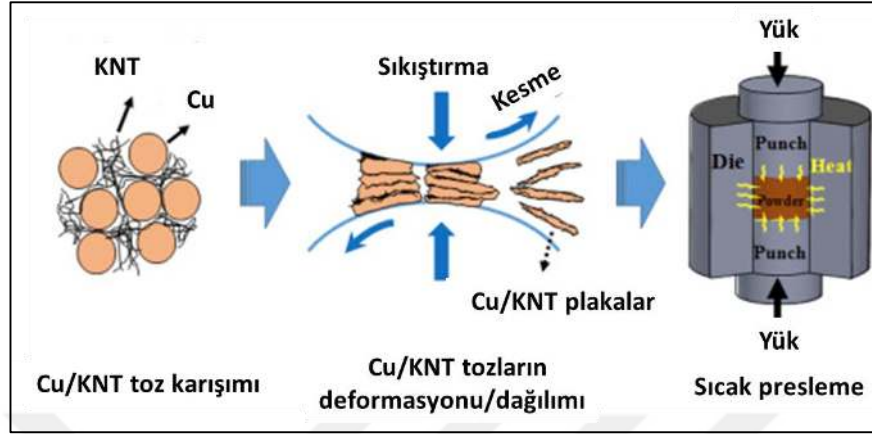
2003). Chen vd. (2003), tarafından yapılan çalışmada kaplamalı KNT'ler Cu tozları ile birlikte bilyeli öğütücüde karıştırıldıktan sonra 600 MPa'da izostatik olarak preslenmiş ve 800°C'de 2 saat sinterleme işlemine tabii tutularak kompakt numuneler hazırlanmıştır. Kompozitlerin gözenekliliğinin hacimce %8'e kadar düşük (%2,47) olduğu ve ardından hacimce %16 KNT ile %4,92'ye yükseldiği belirlenmiştir. Bu durumun KNT'lerin daha yüksek konsantrasyonlarda kümeler oluşturabileceğinden kaynaklandığı vurgulanmıştır. Kim vd. (2009), Cu ve KNT arasındaki bağlanma gücünü artırmak için nanotüpleri nikel ile kapladı ve Cu-KNT nanokompozitleri toz metalurjisi yöntemini kullandı. Nanotüpler ve bakır matris arasındaki ara yüzey bağı ve dolayısıyla tribolojik özellikler, nanotüpler nikel ile kaplanarak önemli ölçüde iyileştirildi.

Geleneksel sinterleme için yüksek sıcaklıkta uzun sinterleme süresi aşırı tane büyümesine ve arayüzey mikro yapısının bozulmasına neden olur. Lin vd. (2011), bakır tozları ile bakır kaplı KNT'leri doğrudan karıştırarak tek yönlü soğuk presleme ve vakum sinterleme işlemleri ile Cu/KNT kompozitleri hazırladılar. Elde ettikleri sonuçlar kompozit malzemelerin tribolojik özelliklerinin yükün artmasıyla önemli ölçüde değişmediğini göstermektedir. Bununla birlikte KNT içeriğindeki artış ile birlikte kompozitin sertliğinin azaldığı ve mekanik özelliklerin ideal olmadığı belirlenmiştir. Yalnızca %5 KNT içeren kompozitlerde bakır matrise kıyasla en yüksek sertlik değerini elde etmişler. Bu durum yüksek sıcaklıkta uzun süreli sinterleme sırasında bozulan arayüzey mukavemetine bağlanabilir.

3.1.2 Sıcak Presleme

Sıcak preslemede toz karışımları bir kalıpta preslenirken beraberinde yüksek sıcaklığa maruz bırakılırlar (Şekil 3.1). Basınç ve sıcaklık toz parçacıklarında deformasyona yol açarak yüksek yoğunluklu yapıların elde edilmesini kolaylaştırır. Isıtma prosedüründe indüksiyon, elektrik rezistansı veya radyasyon kullanılmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda uzun süreli bekleme sürelerinde tane irileşmesi kaçınılmaz olduğu için bekleme süresi kritiktir. Geleneksel sinterleme işleminde olduğu gibi oksidasyonu önlemek için işlem inert bir atmosferde veya vakumlu bir ortamda gerçekleştirilmelidir. Genellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında vakumlu sıcak presleme ekipmanları yalıtım nedeniyle

oldukça pahalıdır. Çeşitli Cu matrisli KNT kompozitler için sıcak presleme yöntemi kullanılmıştır (Chu vd., 2013a, 2013b; Jiang vd., 2019) .



Şekil 3.1 Cu-KNT nanokompozitin üretim aşamalarının şematik gösterimi (Akbarpour vd., 2020)

Ti ve Cr gibi bir matris alaşım elementi kullanarak ara yüzey bağının güçlendirilmesine yönelik farklı yaklaşımlarda mevcuttur (Chu vd., 2013a, 2013b). Chu vd. (2013a), matris malzemesi olarak gaz atomizasyonu ile üretilmiş ortalama parçacık boyutu 15 µm olan ön alaşımlı Cu- ağı. %0,85 Ti tozları kullandılar. Matris tozlarına hacimce %5 ve %10 oranında KNT ilave ederek yüksek enerjili bilyeli öğütme ile elde ettikleri karışımı daha sonra sıcak presleme tekniği ile kompakt haline getirdiler. Elde ettikleri deneysel sonuca göre Cu-Ti/KNT kompozitlerinde KNT'ler ve Cu-Ti matrisi arasındaki arayüzde ince bir TiC geçiş tabakasının oluşması arayüzey bağlanmasını güçlendirmiştir. Ayrıca matrisin alaşımlandırılması KNT/Cu kompozitlerinin termal iletkenliğini artırmıştır.

Jiang vd. (2019), Cu matris ve KNT'ler arasındaki ara yüzey bağını güçlendirmek için kasıtlı olarak titanyum alaşımını eklediler. Cu ve Ti tozlarını bilyeli öğütücüde karıştırdıktan sonra uygun miktardaki KNT sulu süspansiyonuna ilave ettiler. Bulamaç haline gelen KNT/Cu-Ti karışımı süzme, deiyonize su ile durulama ve oda sıcaklığında 24 saat vakumla kurutma işlemlerinden geçirdikten sonra sıcak presleme işlemi ile kompakt forma dönüştürüldü. Sonuçlar arayüzeyde oluşan TiC ve Cu₃Ti fazları sayesinde bağlanmanın geliştiğini göstermekte. Ayrıca bu fazların ürettikleri kompozitlerin mekanik özelliklerinin gelişiminin yanı sıra elektrik iletkenliklerini de nispeten yüksek seviyelerde tuttuğunu göstermiştir.

Ghorbani vd. (2018), mekanik alaşımlama yöntemi ve sıcak presleme işlemi ile Cu-%1 Cr ve Cu-%1 Cr/%5 KNT nanokompozitleri üretti. Araştırmacılar presleme sıcaklığındaki artışla Cr çökmesi ve nispeten parçacıklar arasındaki bağlanmadan dolayı kompozitin sertliğinin yaklaşık olarak %65 oranında geliştiğini bildirdiler. Ancak KNT ilavesi ile bağlı yoğunluğun, sertliğin, kesme mukavemetinin ve kopma uzamasının azaldığı bildirilmiştir.

3.1.3 Spark Plazma Sinterleme (SPS)

KNT/Cu kompozitlerinin arayüzey bağlanma özelliklerinin yanı sıra yoğunlaşma rejiminde oldukça önemlidir. Kompozit yığının yoğunluğunu ve matrisin tane özelliklerini belirlemede önemli bir rol oynar (Liu vd., 2018). Kompozitin yoğunluğu, SPS gibi gelişmiş sinterleme teknolojileri ile etkin bir şekilde artırılabilir. Chen vd. (2016), ara yüzey bağlanma mukavemetinin yüksek sinterleme sıcaklıklarında arttığı bulundu. Bu da yüksek mukavemetli ve iyi sünekliğe sahip KNT/Cu kompozitlerinin üretimi için rehberlik etmektedir. Yüksek sinterleme sıcaklığı Cu atomlarının KNT'lerin duvarındaki kusurlar boyunca KNT'lerin iç duvarlarına sızmasını teşvik edebilir (Liu vd., 2018).

Cheng vd. (2017), ÇDKNT ile güçlendirilmiş Cu-Ti kompozitleri SPS tekniği ile hazırladı. KNT'ler ve Cu arayüzetinde oluşan TiC çökeltileri arayüzde yük transferini geliştirerek mekanik özelliklerin gelişimine katkı sağladığı belirtilmiştir. Diğer taraftan akımsız biriktirme ve SPS tekniğini birleştiren Wang vd. (2017), maksimum Vickers sertliği 1,3 GPa ve maksimum akma dayanımı 142,2 MPa olan hacimce %0,5 KNT/Cu kompoziti hazırladı. Khaleghi vd. (2012), SPS yoluyla tam yoğunluğa sahip Cu/KNT kompozitleri üretmişlerdir.

3.1.4 Deformasyon

Kompozitlerin yoğunluğunu arttırmanın başka bir yöntemi, haddeleme, sıcak ekstrüzyon, şiddetli plastik deformasyon (SPD) gibi sinterleme sonrası deformasyon işlemleridir (Dong vd., 2001; Quang vd., 2007; Xue vd., 2012; Zhao vd., 2016).

Zhao vd. (2016), toz metalurjisi yöntemiyle Cu/KNT kompozitleri ürettir. Cu ve KNT arayüzündeki bağlanma gücünü artırmak için akımsız kaplama ile uygulanan Ni-Cu çift katmanları ile kaplanmış KNT'leri kullandılar. Ayrıca sıcak dövme işlemi ile birlikte sinterlenmiş numuneleri bir kalıp içerisinde yoğunlaştırdılar. Çalışmalarında hacimce %5 kaplamalı TDKNT'lerin eklenmesiyle sertlik ve çekme mukavemeti %67,3 ve %30,4 artmıştır. Bununla birlikte kompozitteki mukavemet ve iletkenğin anizotropik olduğu belirlemiştir.

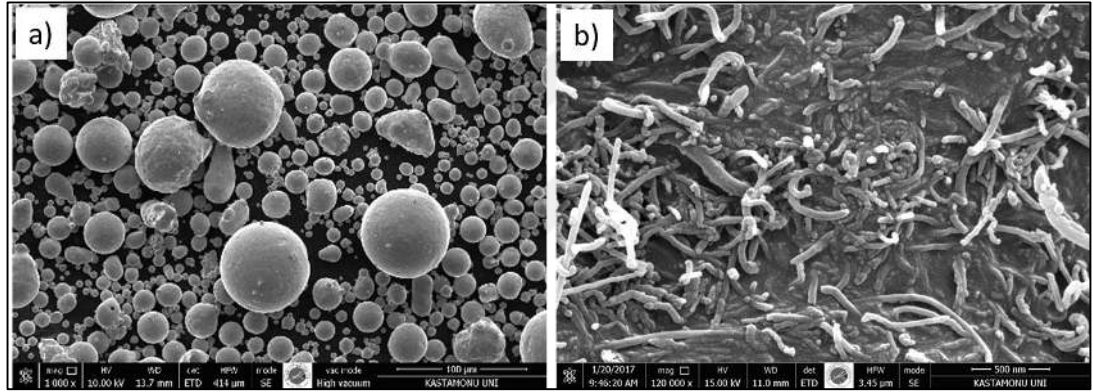


4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Cu-ÇDKNT Kompozitlerin Üretimi

4.1.1 Malzemeler

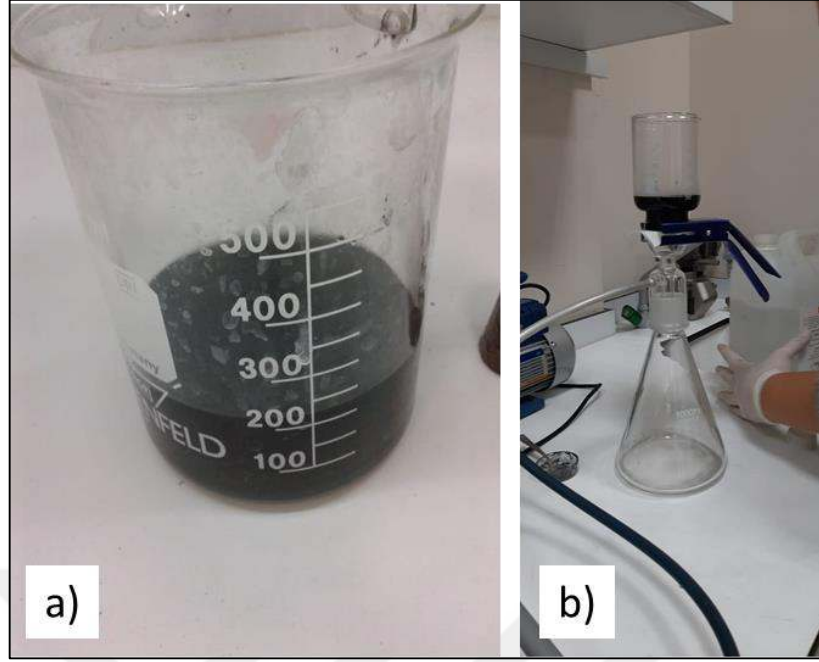
Kompozit malzeme üretiminde başlangıç malzemeleri olarak Cu ve ÇDKNT tozları kullanılmıştır. Matris malzemesi olarak Nanokar firmasından küresel şekilli Cu tozu (%99,7 saflıkta - $<44 \mu\text{m}$ boyutunda) (Şekil 4.1a) ve takviye elemanı olarak Cheap Tubes firmasından ÇDKNT (ortalama dış çapı $> 50 \text{ nm}$, uzunluk $10\text{--}20 \mu\text{m}$) (Şekil 4.1b) temin edilmiştir.



Şekil 4.1 Üretimde kullanılan bakır tozu (a) ve çok duvarlı karbon nanotüp (b)

4.1.2 KNT Tozlarının Hazırlanması

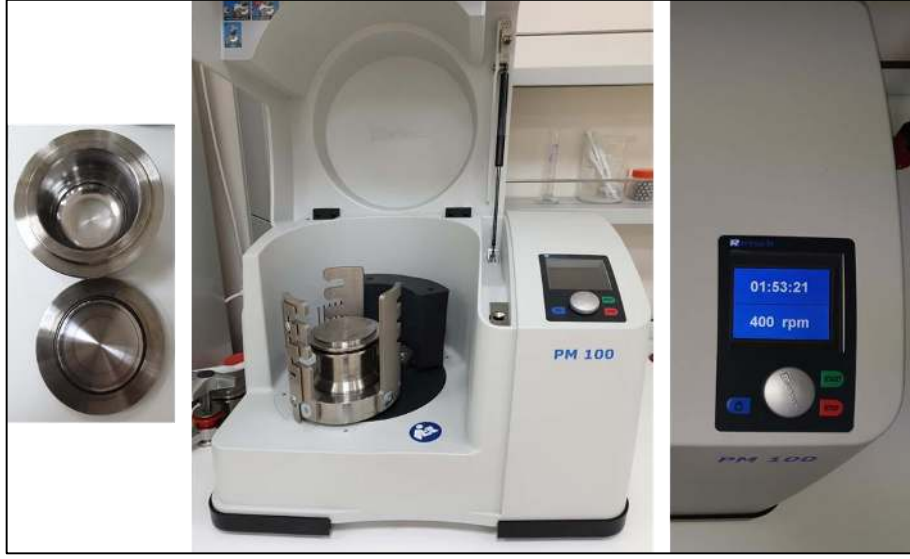
Deneysel çalışmalar öncelikle KNT tozlarının yüzeylerinin temizlenmesi ve aktif hale getirilmesiyle başlanılmıştır. Bunun için 1 g KNT tozu 100 ml asit (33 ml Nitrik Asit HNO_3 + 67 ml Sülfürik asit H_2SO_4) içeren bir kaba ilave edildi. Daha sonra homojen bir karışım elde etmek için kap ultrasonik banyoya yerleştirildikten sonra 80°C 'de 2 saat bekletildi (Şekil 4.2a). Akabinde daha büyük bir kaba alınan solüsyon 300 ml distile su ile seyreltildi ve filtreleme işlemiyle (Şekil 4.2b) bulamaç halinde getirildi. Son olarak filtrelenen KNT tozları 24 saat boyunca 80°C 'de fırında kurutuldu.



Şekil 4.2 Asite maruz bırakılmış KNT solüsyonu (a) ve filtreleme işlemi (b)

4.1.3 KNT ve Cu Tozlarının Karıştırılması

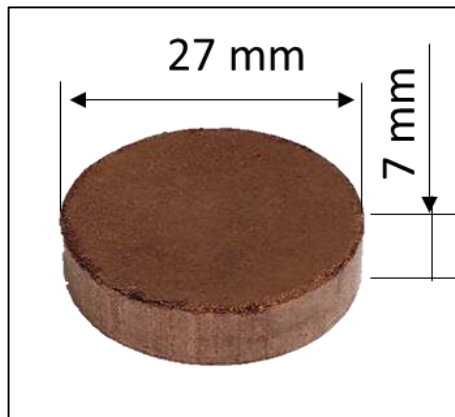
Karıştırma işlemleri yüksek enerjili bilyeli öğütücü (Retsch PM100) kullanılarak yapılmıştır (Şekil 4.3). Paslanmaz bir çelik kap içerisine Cu tozları ve KNT tozları (ağırlıkça %0; 0,5; 1 ve 1,5) yerleştirilerek 400 rpm dönme hızında 120 dakika boyunca karışım yapılmıştır. Ortam olarak susuz etanol kullanılmıştır. Ayrıca karıştırma işleminde 10 mm çapında bilyeler kullanılarak bilye/toz oranı 10:1 olarak seçilmiştir. Karıştırma işlemi sonrasında karışım etüv fırın içerisine yerleştirilerek 80°C sıcaklıkta 180 dakika bekletilerek kurutulmuştur.



Şekil 4.3 Karıştırma işleminde kullanılan yüksek enerjili bilyeli öğütücü

4.1.4 Sıkıştırma ve Yoğunlaştırma İşlemleri

Cu-KNT karışımı 27 mm çapında çelik bir kalıp içerisinde 500, 600 ve 700 MPa basınç altında tek yönlü olarak preslenmiştir. Şekil 4.4'te presleme sonrası elde edilen kompozit numune gösterilmektedir. Bu işlem için hidrolik bir pres kullanılmıştır (Şekil 4.5). Ham yoğunluğa sahip Cu-KNT kompakt numuneler daha sonra sinterleme işlemine tabii tutulmuştur. Sinterleme işlemi tüp fırın (Şekil 4.6) içerisinde 850°C ve 920°C sıcaklıklarda argon atmosferinde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.4 Preslenmiş Cu-ÇDKNT kompozit numune



Şekil 4.5 Tozların sıkıştırılmasında kullanılan hidrolik pres



Şekil 4.6 Sinterleme işleminde kullanılan tüp fırın

4.2 Karakterizasyon İşlemleri

4.2.1 Mikroyapısal Analiz

Cu-ÇDKNT kompozit numuneler mikroyapısal analiz işlemleri için öncelikli olarak geleneksel metalografik işlemlerden geçirilmiştir. Bu işlemler içerisinde zımparalama, parlatma ve dağlama prosesleri yer almaktadır. Yüzeyleri karakterizasyona hazır hale getirilen numuneler optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla incelenmiştir. Optik mikroskop incelemeleri Kastamonu Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında bulunan Nikon marka MA100 model optik mikroskopta yapılmıştır (Şekil 4.7a). KNT'lerin Cu matris içerisindeki dağılımını ve ara yüzey bağının durumunu incelemek için yapılan taramalı elektron

mikroskop incelemeleri ise Kastamonu Üniversitesi, Merkezi Araştırma Laboratuvarında bulunan enerji dağılımlı spektrometri (EDS) içeren FEI marka Quanta FEG 250 model mikroskopta yapılmıştır (Şekil 4.7b).



Şekil 4.7 Çalışmada kullanılan optik mikroskop (a) ve taramalı elektron mikroskop (b)

4.2.2 XRD Analizi

Cu-ÇDKNT kompozit numunelerin XRD difraksiyon paternleri Cu-K α radyasyonu kullanarak Bruker D8 model X – ışınları cihazında (Şekil 4.8) elde edilmiştir. Ölçümler 2θ açısında 30° 'den 90° 'ye kadar $0,15^\circ$ adımda 1,5 s aralıklarla gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.8 Bruker D8 model X – ışını cihazı

4.2.3 Mikrosertlik Ölçümü

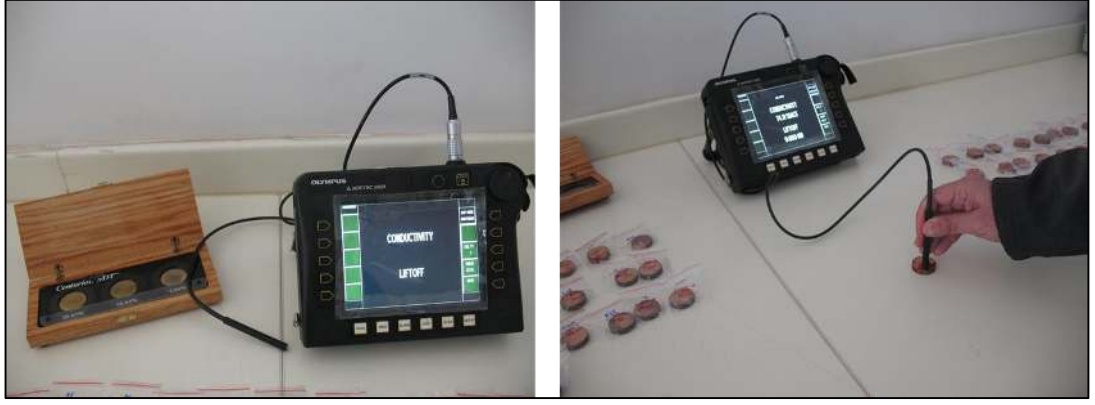
Mikrosertlik ölçümleri hazırlanan numuneler üzerinde tepe açısı $1360 \pm 30''$ olan piramit elmas batıcı uçlu Shimadzu (HMV-G) marka mikrosertlik cihazında yapılmıştır (Şekil 4.9). Üretilen kompozit numunelerin sertlik ölçümleri 0,245; 0,490; 0,980; 1,960; 2,940 ve 4,900 N yükler uygulanarak yapılmıştır. Yükte bekleme süresi 10 s'dir. Mikro sertlik değerleri her numune için en az beş ölçümün ortalaması alınarak değerlendirilmiştir.



Şekil 4.9 Sertlik ölçüm cihazı

4.2.4 Elektriksel İletkenlik Ölçümü

Üretilen numunelerin elektriksel iletkenlik değerlerinin belirlenmesi için Türk Standartlar Enstitüsü Tahribatsız Muayene Laboratuvarlarında bulunan Olympus Nortec 500 D tipi dijital girdap akımı metal iletkenlik ölçüm cihazı (Şekil 4.10) kullanılmıştır. Her numune için, ortalama bir değer elde etmek için en az beş kez ölçüm yapılmıştır.

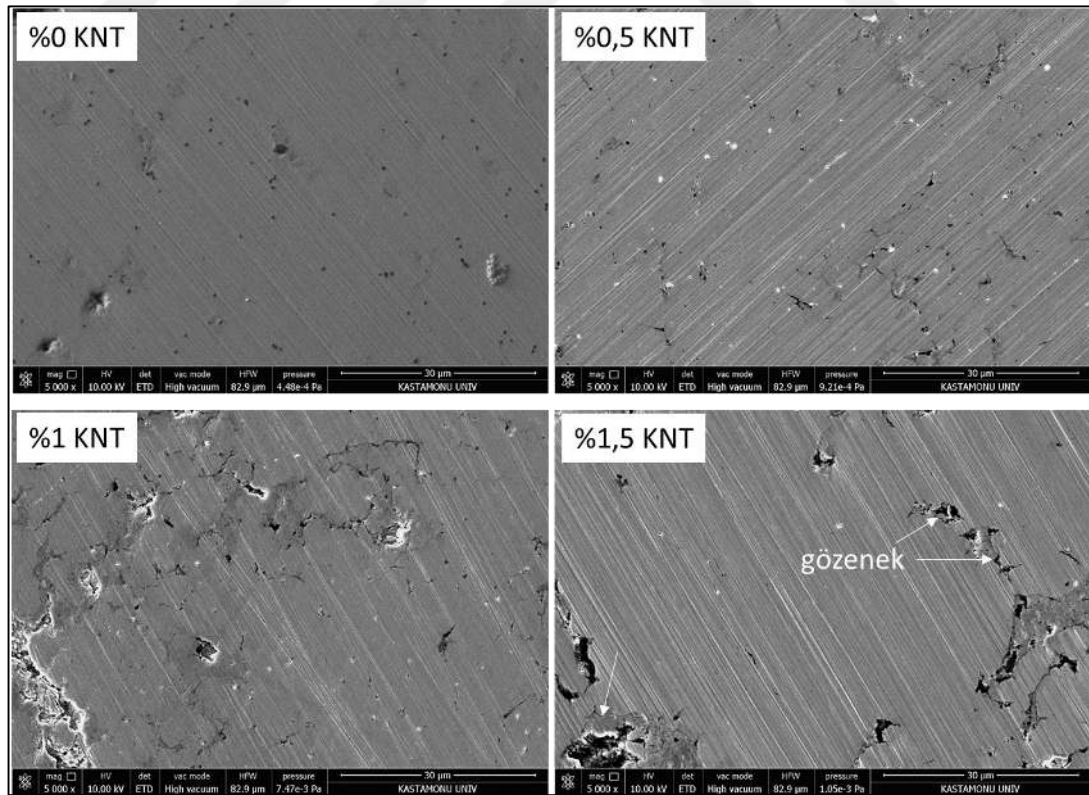


Şekil 4.10 Elektriksel iletkenlik ölçümü

5. BULGULAR VE TARTIŞMA

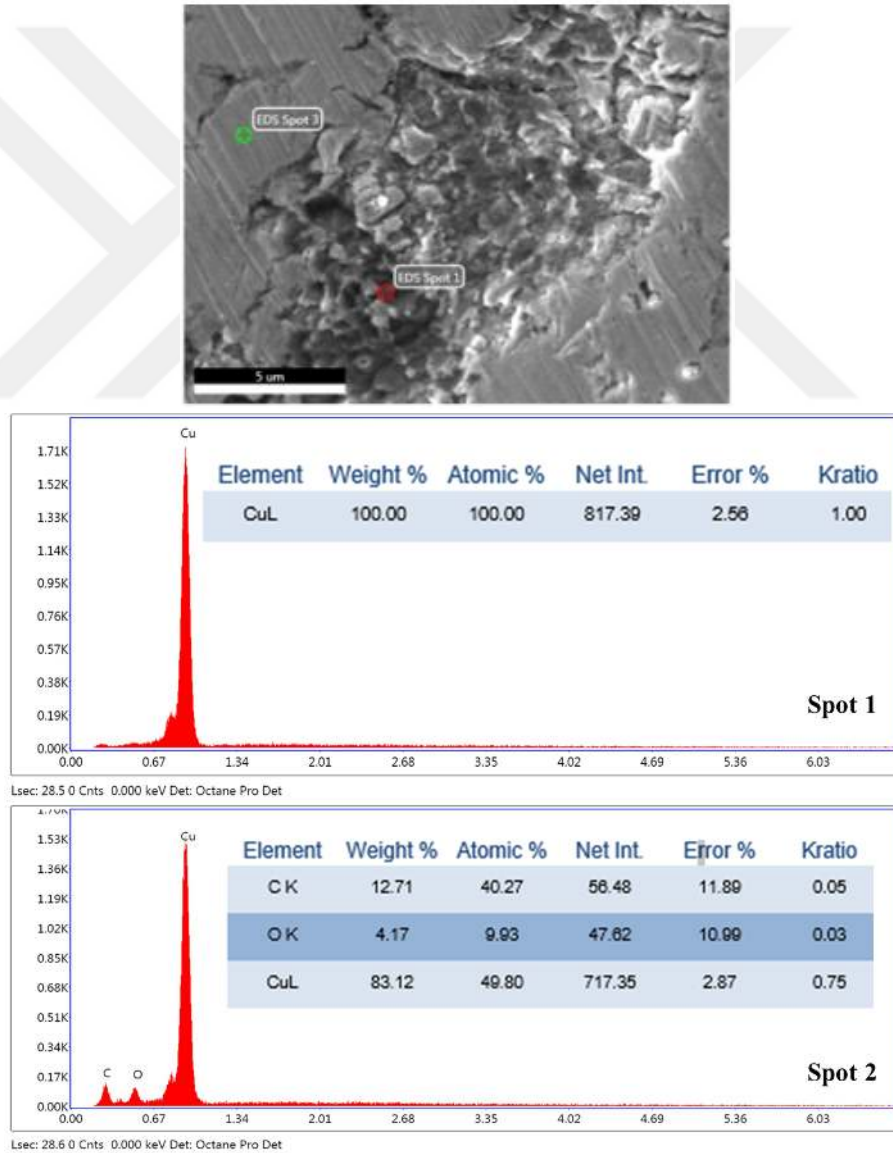
5.1 Cu/KNT Kompozitlerin Mikroyapı ve Özellikleri

Farklı KNT içeriğine sahip sinterlenmiş Cu-KNT kompozitlerinin SEM görüntüleri Şekil 5.1’de gösterilmektedir. KNT içeren alanlar görüntülerde koyu ve lifli çizgiler şeklinde gözlenmiştir. KNT içeriği arttıkça düzensiz şekilli bazı büyük gözeneklerin oluştuğu ve aglomerasyonun yoğunlaştığı görülmüştür. Bu da gözeneklerin miktar olarak daha da artmasına ve boyut olarak genişlemesine neden olmuştur. Genel olarak, KNT takviyeli metal matrisler üzerinde yapılan çeşitli çalışmalar, muazzam yüzey alanı (200 m²/g’ye kadar) gibi özel özellikler göstermiştir. Yüksek Van der Waals kuvvetinin varlığı nedeniyle, KNT’ler kümelenme ve yığılma konusunda güçlü bir eğilime sahiptir. Bu nedenle, çeşitli matrislerde KNT’lerin düzgün dağılımını sağlamak her zaman büyük bir zorluk olmuştur (Akbarpour, 2016; Sundaram vd., 2017; Sharma vd., 2018).



Şekil 5.1 700 MPa basıçta preslenmiş ve 920 °C’de sinterlenmiş Cu-KNT kompozitlerin SEM görüntüsü

Makro gözeneklerin daha fazla gözlemlenmesi gözenek içinde büyük miktarda KNT'lerin ortaya çıkmasına ve bir demet halinde bulunduklarını göstermiştir (Şekil 5.2). Bilindiği üzere, nanoparçacıkların daha geniş spesifik yüzey alanını azaltma eğilimi vardır. Bu nedenle fazla miktarlarda ilave yapıldığında aglomerasyonlara yol açacaktır (Wang vd., 2017). Makro gözeneklerin kompozit tozun aglomerasyonundan türetildiğini ve sinterleme işleminde ortadan kaldırılmasının zor olduğunu göstermektedir. Bu gözenekler kırılma başlangıçlarının ve elektron saçılımının merkezi olma eğilimindedirler. Bu da kompozitin mekanik özelliklerinde ve elektrik performansında azalmaya neden olur.



Şekil 5.2 %1,5 KNT içeren kompozit numunenin SEM görüntüsü üzerinden alınan EDS sonuçları

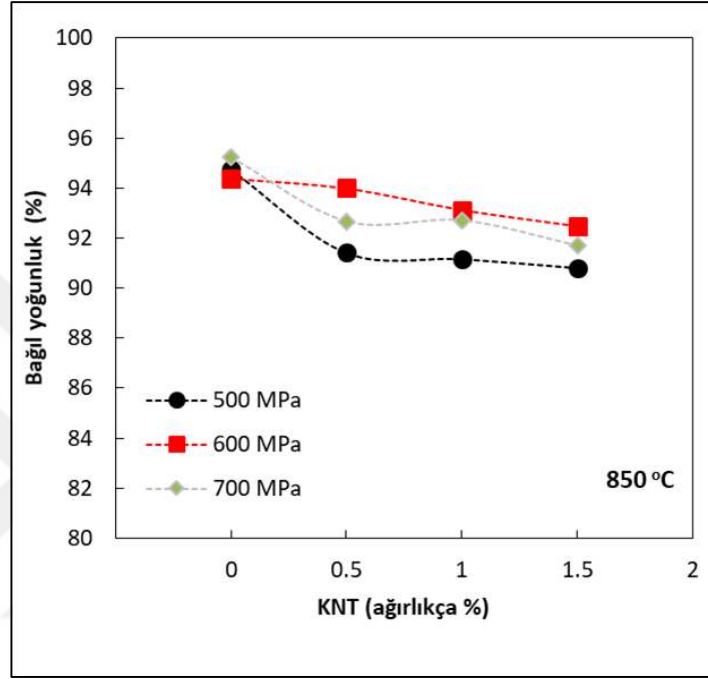
5.2 Yoğunluk Değişimi

5.2.1 Presleme Basıncı ve KNT İçeriğinin Etkisi

Farklı KNT içeriğine sahip kompozit malzemelere ait yoğunluk değişimi Şekil 5.3 ve Şekil 5.4'te gösterilmiştir. Her iki grafikte gösterildiği gibi KNT içeriği arttıkça sinterlenmiş kompozitlerin bağıl yoğunluğu düşmüştür. Yüksek ergime derecesine sahip KNT'lerin içeriği ağırlıkça özellikle %0,5'i aştığında tozların aglomerasyonundan ve KNT kümesiyle dolu makro gözeneklerin varlığından kaynaklı bakır tozlarının yoğunlaşması engellenmektedir (Varol ve Çanakçı, 2015). KNT içeren kompozitlerinin SEM görüntülerinin karşılaştırılması gözenek miktarındaki ve boyutundaki artışın bağıl yoğunluğun düşmesinin ana nedeni olduğunu göstermektedir. Yoğunluğun artmasından ise ince gözeneklerin kaybolması ve gözenek boyutunun küçülmesi sorumludur. Duan vd. (2019), mikrodalga sinterleme ile ürettikleri kompozit malzemelerde KNT içeriğindeki artışa bağlı olarak Cu matrisli kompozitlerde bağıl yoğunluk değerlerinde azalma gözlemlemişlerdir. Kim vd. (2007), spark plazma sinterleme ile ürettikleri Cu-KNT kompozitlerin bağıl yoğunluk değerlerinin %99,2 den %10 KNT içeriği ile %98,9'a düştüğünü belirtmişlerdir. Sinterleme koşullarının bağıl yoğunluk değişimi üzerine etkili olduğu gözükse de KNT içeriğindeki artışın bağıl yoğunluk değerlerini düşürdüğü açıkça anlaşılmaktadır.

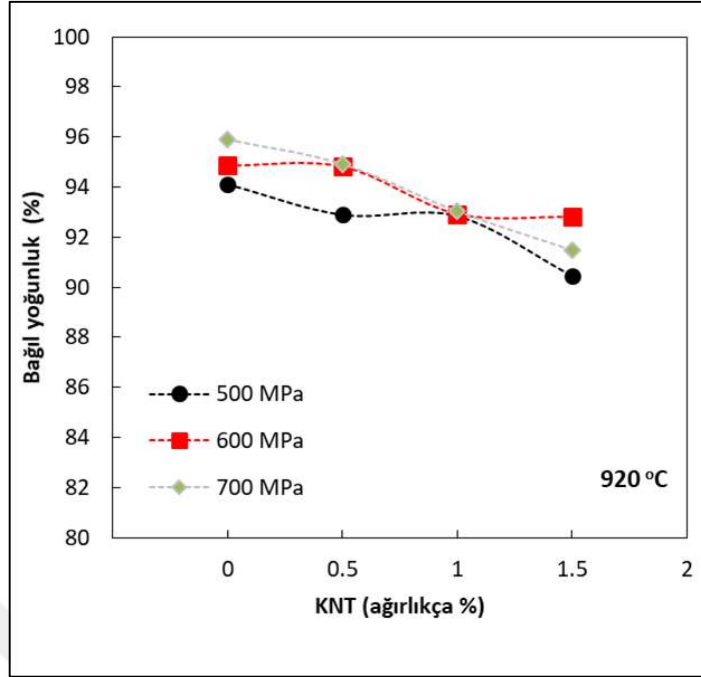
Sıkıştırma basıncındaki değişime bağlı olarak yoğunluk değişimleri nispeten karmaşık bir korelasyon içerisindedir. Şekil 5.3'te üç farklı basınçta preslenmiş ve 850°C sıcaklıkta sinterlenmiş numunelere ait bağıl yoğunluk değerleri gösterilmektedir. Grafiğe bakıldığında KNT içeren numuneler arasında bağıl yoğunluk değerlerinin en yüksek olduğu basınç değeri 600 MPa'dır. Oysaki sıkıştırma basıncındaki artış ile birlikte bağıl yoğunluk değerlerinde de artış beklenilmektedir. Bu durum KNT kümelerinin aşırı gerilmeyle birlikte yapıda mikro çatlak oluşumuna neden olabileceğinden kaynaklanabilmektedir. Diğer taraftan maksimum bağıl yoğunluk değerleri KNT içermeyen numunelerde elde edilmiştir. Bu numuneler arasında ise 700 MPa basınçta sıkıştırılan kompozitlerde ortalama %95,26 ile en yüksek bağıl yoğunluk değerine ulaşılmıştır. Daha önce belirtildiği gibi KNT içeriğindeki artış ile birlikte bağıl yoğunluk değerlerinde düşüş gözlenmiştir. Dolayısıyla %1,5 KNT içeren

kompozit malzemelerin yoğunluk değerlerinin en düşük seviyede oldukları açıktır. Özellikle 500 MPa sıkıştırma basıncında preslenmiş numunelerde elde edilen bağıl yoğunluk değeri ortalama %90,81'dir. Bu değerlere göre 850°C sıcaklıkta sinterlenmiş numuneler arasında elde edilen maksimum ve minimum yoğunluk değerleri arasındaki fark yaklaşık %4'tür.



Şekil 5.3 Üç farklı basınçta preslenmiş ve 850 °C sıcaklıkta sinterlenmiş numunelere ait bağıl yoğunluk değerleri

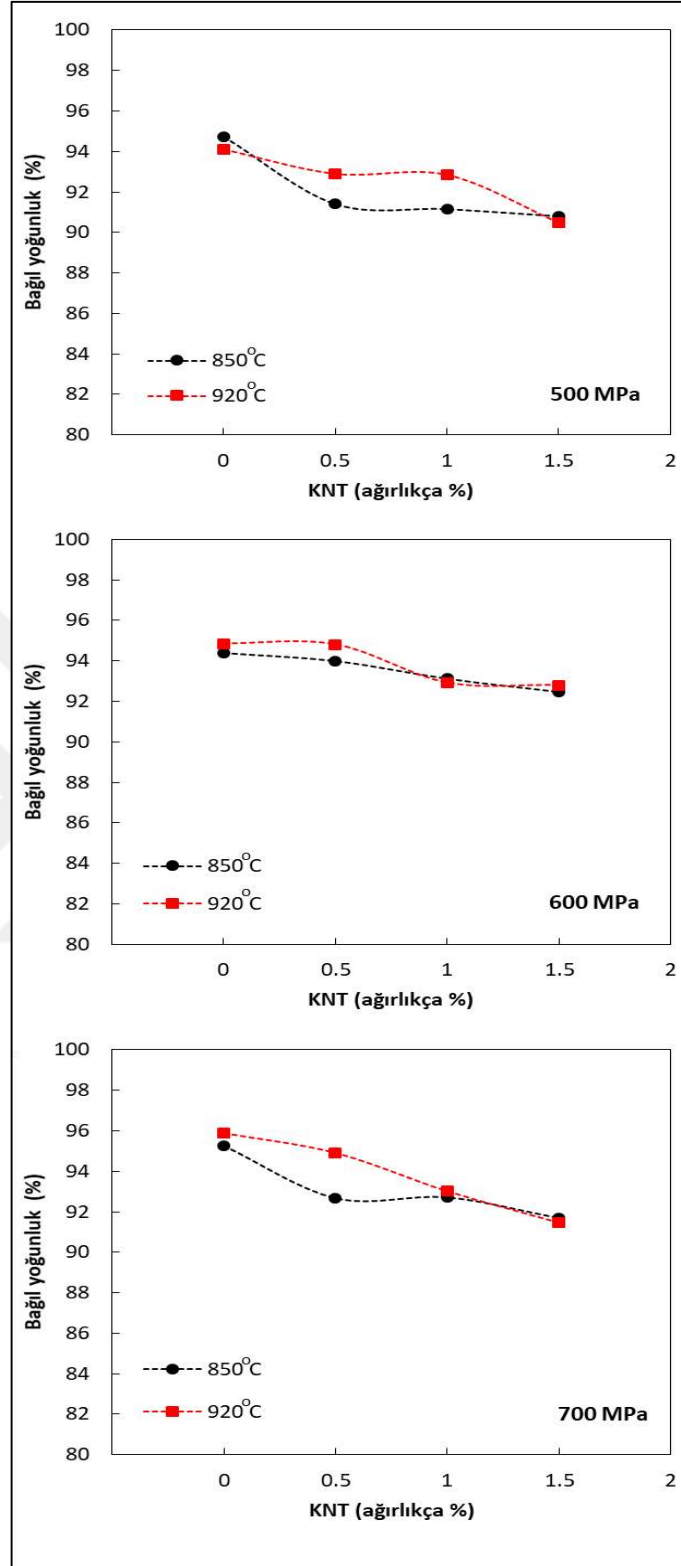
Şekil 5.4'de üç farklı basınçta preslenmiş ve 920°C sıcaklıkta sinterlenmiş numunelere ait bağıl yoğunluk değerleri gösterilmektedir. Grafiğe bakıldığında en yüksek bağıl yoğunluk değeri 700 MPa basınçta üretilen KNT içermeyen numunelerde elde edilmiştir. Bu numune için hesaplanan bağıl yoğunluk değeri ortalama %95,90'dır. Fakat %1,5 KNT içeren numunelerde bu durum farklılık göstermektedir. 850°C sıcaklıkta sinterlenmiş numunelerde olduğu gibi bu numunede de 600 MPa basınçta en yüksek yoğunluk değerine ulaşılmıştır. Grafikte minimum bağıl yoğunluğun %1,5 KNT içeren ve 500 MPa basınçta sıkıştırılmış numunede elde edildiği görülmektedir. Bu numune için hesaplanan bağıl yoğunluk değeri ortalama %90,47'dir. Bu değerlere göre 920°C sıcaklıkta sinterlenmiş numuneler arasında elde edilen maksimum ve minimum yoğunluk değerleri arasındaki fark yaklaşık %5'tir.



Şekil 5.4 Üç farklı basınçta preslenmiş ve 920°C sıcaklıkta sinterlenmiş numunelere ait bağıl yoğunluk değerleri

5.2.2 Sinterleme Sıcaklığı ve KNT İçeriğinin Etkisi

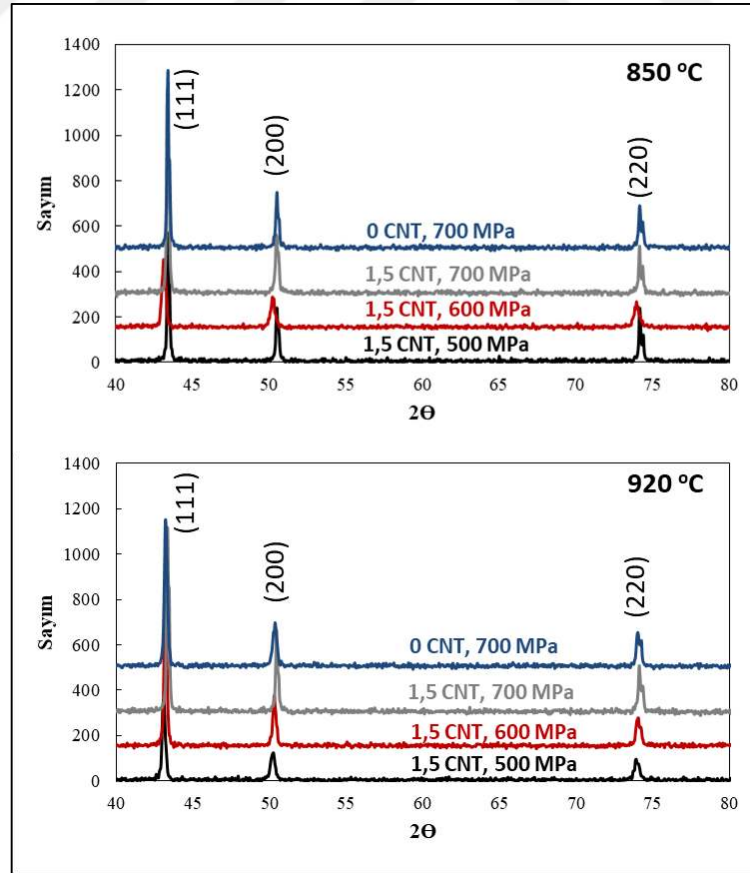
Sinterleme sıcaklığı ve KNT içeriğinin etkisini daha net görebilmek için Şekil 5.5'te 850°C ve 920°C sıcaklıklarda sinterlenmiş kompozit numunelere ait bağıl yoğunluk değişimleri verilmiştir. Grafiklere bakıldığında her üç presleme basıncında sıkıştırılmış numunelerde sinterleme sıcaklığı yüksek olan numunelerde bağıl yoğunluk değerleri nispeten daha yüksektir. Bu durumun muhtemel nedeni yüksek sıcaklıklarda atomik yayılımın fazla olması ve daha az gözeneklilik ile sonuçlanmasıdır (Sule vd., 2014). En yüksek bağıl yoğunluk değeri %95,90 ile 700 MPa basınçta preslenmiş ve 920°C sıcaklıklarda sinterlenmiş KNT içermeyen numunede elde edilmiştir. Aynı sıkıştırma basıncında preslenmiş ve 850°C sıcaklıkta sinterlenmiş KNT içermeyen numunede elde edilen bağıl yoğunluk değeri ise %95,26'dır. Her iki numune arasında bağıl yoğunluk değeri %1'in altındadır.



Şekil 5.5 Farklı basınçta preslenmiş ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş numunelere ait bağıl yoğunluk değerleri

5.3 XRD Analizi

Farklı basınçlarda sıkıştırılmış (500, 600 ve 700 MPa) 850°C ve 950 °C sıcaklıklarda sinterlenmiş saf Cu ve Cu-1,5 KNT kompozitlerinin XRD modelleri Şekil 5.6'da gösterilmektedir. Saf Cu ve Cu-1,5 KNT kompozitler için XRD modelleri 43,2°, 50,3° ve 74,1°'de görünen kırınım tepe noktaları Cu'nun (111), (200) ve (220) kristal yüzeylerine karşılık gelmektedir. Presleme basıncı ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak desenler arasında önemli bir fark gözlenmemiştir. Ancak KNT'lerin varlığında pik yoğunluklarının azaldığı görülebilir. Bu, matris tane boyutunun azalmasına bağlanabilir. Numunelerin kristalit boyutundaki farkın, Cu tozu parçacıklarına gömülü KNT'ler ve yerel stres/gerilme konsantrasyonu nedeniyle Cu'da meydana gelen daha fazla gerinim sertleşmesiyle ilişkili olması muhtemeldir (Akbarpour, 2016). Saf bakır ile karşılaştırıldığında Cu-KNT kompozitinin tepe noktası küçük açı yönüne kaydırılır. Bunun nedeni, karbon nanotüplerin varlığının kafes genişlemesine yol açmasıdır (Fu vd., 2020).



Şekil 5.6 Farklı basınçlarda sıkıştırılmış (500, 600 ve 700 MPa) 850°C ve 950°C sıcaklıklarda sinterlenmiş saf Cu ve Cu-1,5 KNT kompozitlerinin XRD modelleri

5.4 Vickers Sertlik Değişimi

Sertlik, malzemelerin deformasyona veya hasara direnme yeteneğini ölçmek için esneklik, plastisite, mukavemet ve tokluk dahil olmak üzere kapsamlı bir mekanik özellikler endeksidir (Zhao vd., 2016). Vickers testi tüm malzemeler için kullanılabilir ve sertlik testleri arasında en geniş skalalardan birine sahiptir. Vickers sertlik değerleri, farklı yüklere sahip pramit biçiminde batıcı ucun numune üzerinde bırakmış olduğu izin boyutlarının ölçümüne bağlıdır. Bu çalışmada altı farklı yük ($F = 0,245; 0,490; 0,980; 1,960; 2,940$ ve $4,900$ N), oda sıcaklığında saf Cu ve Cu- xKN (x: 0; 0,5; 1 ve 1,5) kompozitlerinin mekanik özelliklerini araştırmak için kullanıldı. Yük/iz alanı ile Vickers sertlik arasındaki ilişki aşağıda verilen eşitlik kullanılarak hesaplanmıştır (Eşitlik 5.1).

$$H_v = 1.854,4 \left(\frac{F}{d^2} \right) (GPa) \quad (5.1)$$

Burada F, N cinsinden uygulanan yükü ve d ise μm cinsinden yükün malzeme üzerinde oluşturduğu izin köşegensel ortalama uzunluğunu ifade etmektedir. Ayrıca bütün numuneler için yüke bağlı elastik modülü (E) değerleri ve akma dayanımı (Y) Eşitlik. (5.2) ve (5.3)'te verilen ifadelerden hesaplanmıştır.

$$E = 81,9635H_v \quad (5.2)$$

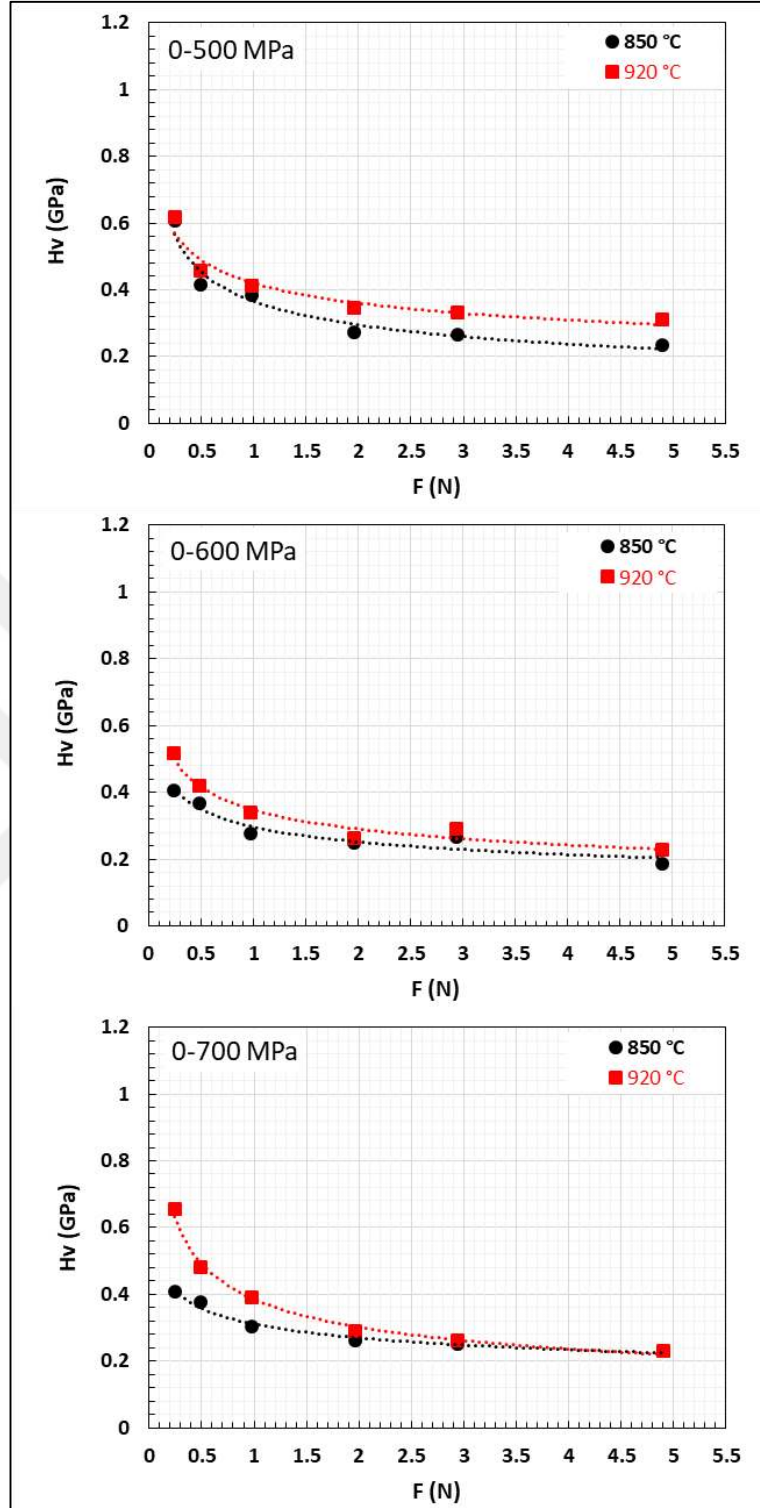
$$Y \approx H_v/3 \quad (5.3)$$

5.4.1 Cu-%0 KNT Malzemelerdeki Sertlik Değişimi

Mikro sertlik karakterizasyonunda çentik boyutu etkisi (ÇBE) veya tersine çentik boyutu etkisi (TÇBE) şeklinde malzeme davranışı olabilir (Akkurt ve Yıldırım, 2016; Zalaoglu vd., 2017). TÇBE davranışı uygulanan test yükündeki artışa bağlı olarak sertlikteki artışı gösterirken, ÇBE davranışı ise uygulanan yükteki artışa bağlı olarak sertlikteki azalmayı ifade etmektedir.

Şekil 5.7’de numunelere uygulanan yükün bir fonksiyonu olarak Vickers mikro sertlik değerlerindeki değişimler gösterilmektedir. Şekil 5.7’deki eğrilere bakıldığında bütün numunelere uygulanan yükün artırılmasıyla sertlik değerlerinde de azalma olduğu görülmektedir. Numuneler için mikro sertlik değerlerinin yaklaşık 1,96 N’da doygunluk seviyesine (plato bölgesi) ulaştığı görülmektedir. Bu durumda uygulanan yükün 1,96 N’dan fazla olması durumunda mikro sertlik değerlerindeki değişimin çok önemli olmadığı sonucuna varılmaktadır. Dolayısıyla bu durum batıcı iz ile yük arasındaki ilişkinin önemini ortaya koymaktadır. Daha önce bahsedildiği gibi bütün numunelerde gözlemlenen iz boyut etkisi (ÇBE), batıcı yükünün ne kadar küçük olması o kadar büyük sertlik değerlerinin elde edilebileceğini göstermektedir.





Şekil 5.7 KNT içermeyen numunelerde yüke bağlı sertlik değişimleri

Sertlik ölçümü ile hesaplanan parametreleri karşılaştırmak için elde edilen sonuçlar Tablo 5.1’de verilmiştir. Numunelerin mikro sertlik değerleri üzerindeki değişimler dikkate alındığında üretim parametrelerindeki değişkenlerin (presleme basıncı ve sinterleme sıcaklığı) önemi anlaşılır hale gelmektedir. Sinterleme sıcaklığındaki artış

ile birlikte plato bölgesindeki ortalama sertlik değerlerinde nispeten artış gözlenmiştir. Sıkıştırma basıncının etkisi ise karmaşık bir korelasyon içerisindedir. Malzemelerin mekanik özelliklerini karakterize etmek için mikro sertliğin yanı sıra hesaplanan elastik modülü ve akma dayanımı da oldukça önemli parametrelerdir. Elastik modülü kuvvet altındaki malzemenin elastik davranışını belirtmektedir. Sert bir malzemenin şeklini değiştirebilmek için çok daha fazla kuvvete ihtiyaç duyulmaktadır. Bu durumda malzemenin elastik modülü yüksektir. H_v ve E artışı malzemeleri şekillendirmek için daha fazla kuvvetin uygulanması gerektiğini göstermektedir. Tablo 5.1’den numuneler için hesaplanan E ve Y değerlerindeki arttığını söyleyebiliriz. Çünkü bu parametreler sertlik değişimi ile ilişkilidir. ÇBE davranışına sahip malzemelerin mikrosertliği ile ilgili tüm sonuçlardan elde edilen veriler kullanılarak daha detaylı analizler yapılabilir. Bu nedenle literatürde ÇBE/TÇBE davranışını açıklamak için farklı modeller (Meyer Yasası, Orantılı Numune Direnç (OND) Modeli, Elastik/Plastik Deformasyon Modeli, Hays–Kendall Yaklaşımı) sunulmuştur (Kölemen vd., 2006; Şahin vd., 2008; Arda vd., 2013; Aşıkuzun, 2016). Çalışmamızda bu modeller kullanılarak sertlik ile ilgili karşılaştırmalar yapılmıştır.

Tablo 5.1 KNT içermeyen numunelerin yüke bağlı H_v , E ve Y değerleri

Numuneler	F (N)	d (μm)	H_v (GPa)	E (GPa)	Y (GPa)
%0 KNT 500 MPa	0,245	27,348	0,607	49,790	0,202
	0,49	46,740	0,416	34,091	0,139
	0,98	68,640	0,386	31,615	0,129
	1,96	115,622	0,272	22,284	0,091
	2,94	143,560	0,265	21,682	0,088
	4,9	196,779	0,235	19,234	0,078
	0,245	27,140	0,617	50,556	0,206
	0,49	44,562	0,458	37,505	0,153
	0,98	66,280	0,414	33,907	0,138
	1,96	102,350	0,347	28,438	0,116
	2,94	128,240	0,332	27,172	0,111
	4,9	170,630	0,312	25,581	0,104
%0 KNT 600 MPa	0,245	33,492	0,405	33,198	0,135
	0,49	49,734	0,367	30,110	0,122
	0,98	80,802	0,278	22,814	0,093
	1,96	120,474	0,250	20,525	0,083
	2,94	143,382	0,265	21,736	0,088
	4,9	220,980	0,186	15,252	0,062
	0,245	29,678	0,516	42,279	0,172
	0,49	46,610	0,418	34,282	0,139

Tablo 5.1 devamı

%0 KNT 700 MPa		0,98	73,240	0,339	27,769	0,113
		1,96	117,582	0,263	21,548	0,088
		2,94	136,758	0,292	23,893	0,097
		4,9	198,880	0,230	18,829	0,077
	850 °C	0,245	33,392	0,407	33,397	0,136
		0,49	49,032	0,378	30,979	0,126
		0,98	77,162	0,305	25,017	0,102
		1,96	117,812	0,262	21,464	0,087
		2,94	147,642	0,250	20,500	0,083
		4,9	198,880	0,230	18,829	0,077
	920 °C	0,245	26,342	0,655	53,665	0,218
		0,49	43,432	0,482	39,482	0,161
		0,98	68,060	0,392	32,156	0,131
		1,96	112,068	0,289	23,720	0,096
		2,94	144,368	0,262	21,440	0,087
		4,9	198,870	0,230	18,831	0,077

5.4.1.1 Analizler ve modeller

A. Meyer yasası

Meyer yasası, ÇBE davranışını tanımlamak için kullanılan basit bir yöntemdir ve uygulanan yük ile iz arasındaki ilişkiyi belirtmektedir. Basit bir yük yasası olan bu denklem Eşitlik 5.4'te verilmiştir.

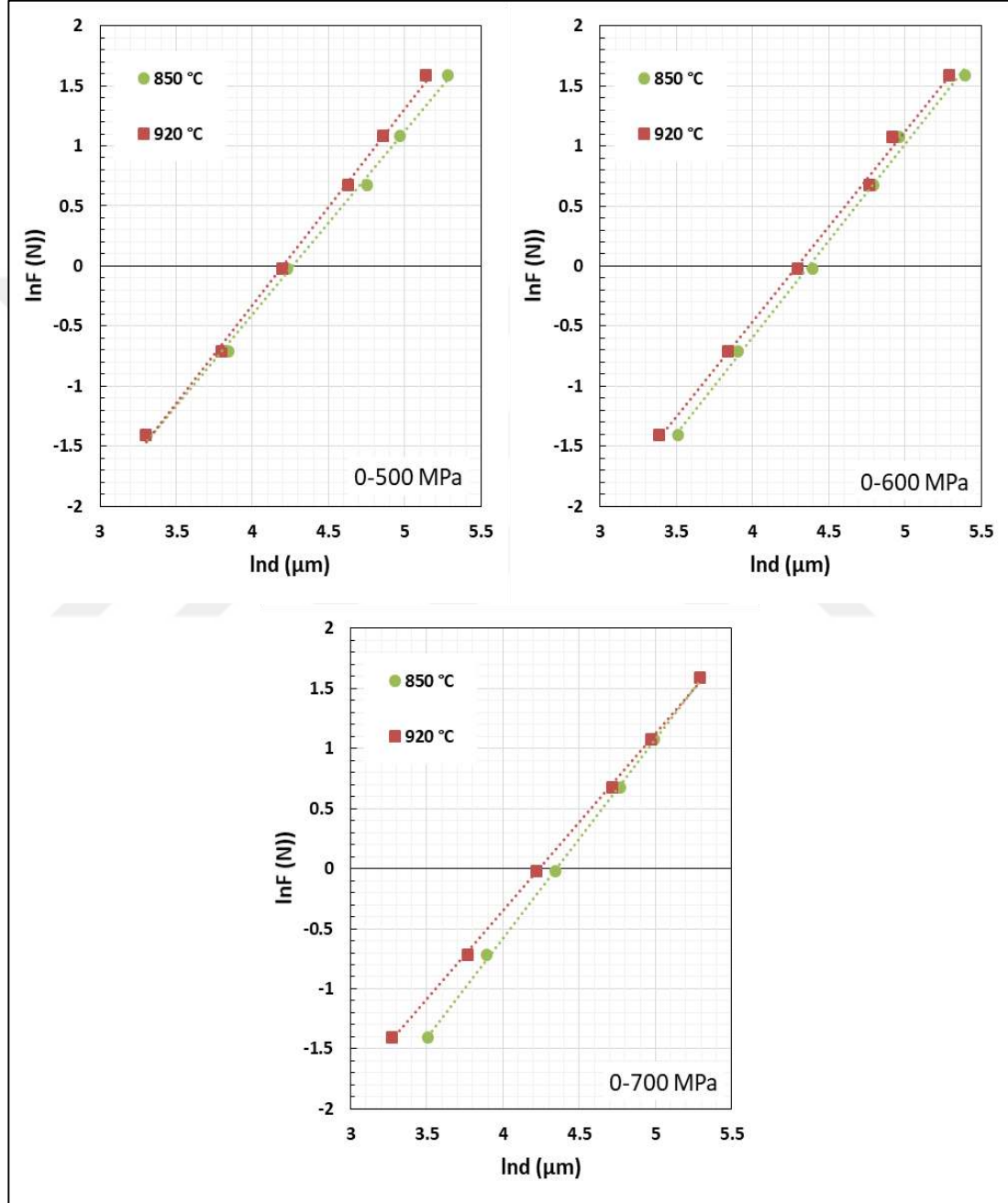
$$F = Ad^{n_K} \quad (5.4)$$

Burada A, standart bir sertlik sabiti ve n_K , Meyer indisidir. Bu veriler deneysel verilere göre eğrilerin fit edilmesi ile elde edilmektedir. n_K aynı zamanda ÇBE davranışın bir ölçüsü olarak kabul edilebilir. Eğer $n_K = 2$ olması durumunda yükten bağımsız sertlik durumunu verir ve Kick's kanunu olarak aşağıdaki gibi verilir (Eşitlik 5.5) (Bull vd., 1989; Quinn ve D Quinn, 1997; Oztürk vd., 2011; Asikuzun vd., 2012; Tosun vd., 2014).

$$F = A_1 K d^2 \quad (5.5)$$

Burada A_1 , bir geometrik dönüşüm çarpanıdır ve kullanılan batıcının şekline bağlıdır. Eğer $n_K < 2$ olması durumunda ÇBE, $n_K > 2$ olması durumunda ise TÇBE davranış

gözlemlenmektedir. Şekil 5.8’de verilen $\ln F$ - $\ln d$ grafiğinin eğiminden elde n_K değerleri tüm numuneler için 2’den daha küçüktür. Bu durum, analiz edilen numunelerin yüke bağlı yer değiştirme davranışının ÇBE davranış şeklinde olduğunu teyit etmektedir. Tablo 5.2’de bu veriler gösterilmektedir.



Şekil 5.8 Meyer yasasına göre KNT içermeyen numunelerin $\ln F$ ile $\ln d$ değişimi

Tablo 5.2 KNT içermeyen numuneler için Meyer yasasına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

	Numuneler		n_K	$Ln A_{IK}$	R
%0 KNT	500 MPa	850 °C	1,518	-6,429	0,9976
		920 °C	1,629	-6,785	0,9984
	600 MPa	850 °C	1,588	-6,982	0,9963
		920 °C	1,575	-6,746	0,9967
	700 MPa	850 °C	1,679	-7,296	0,9965
		920 °C	1,482	-6,254	0,9965

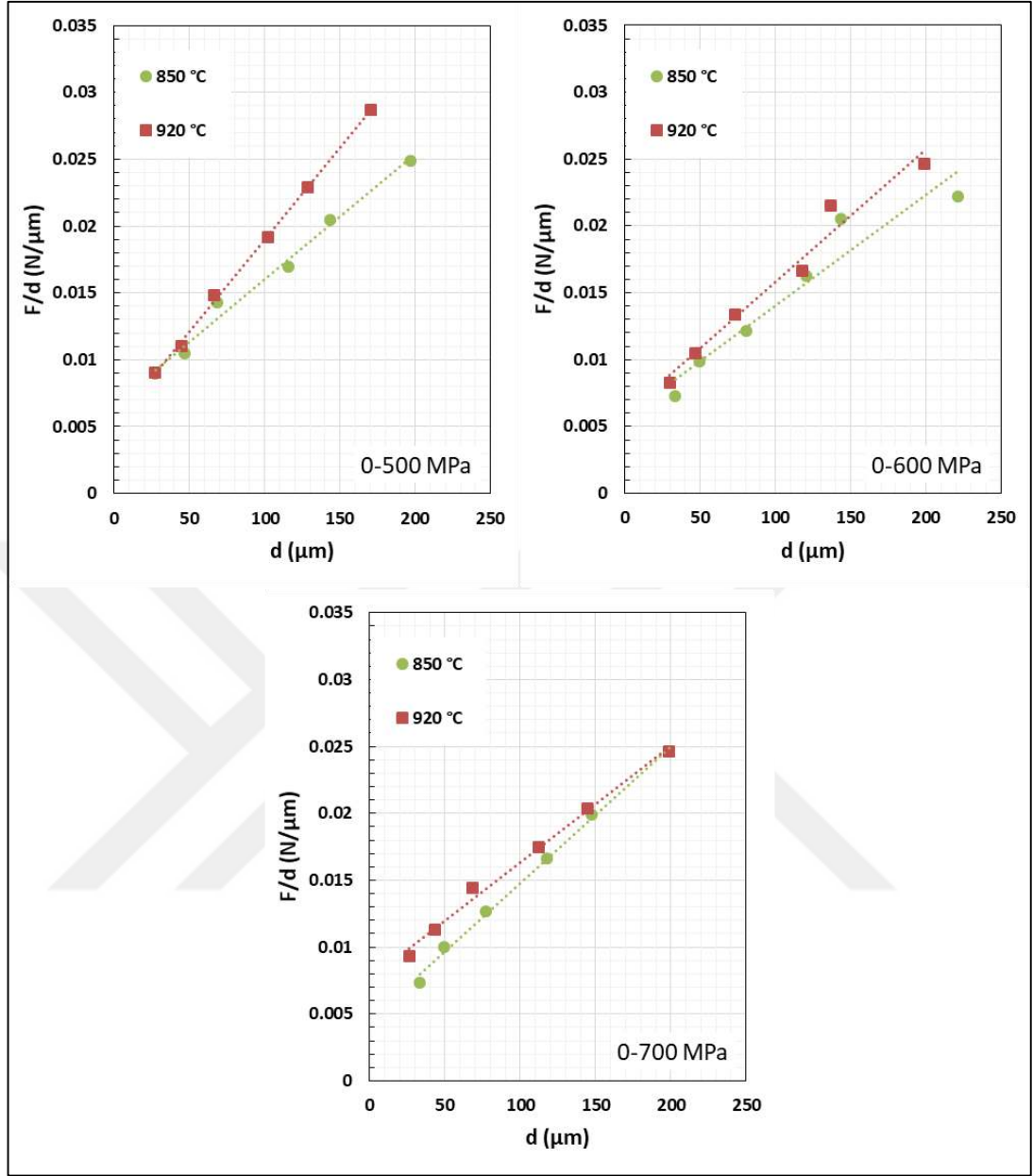
B. Orantılı numune direnç (OND) modeli

Orantılı Numune Direnç Modeli, ÇBE davranışı olan malzemelerin sertlik analizi için kullanılan bir modeldir (Upit ve Varchenya, 1966). Bu model aşağıda verilen Eşitlik 5.6'daki gibidir.

$$\frac{F}{d} = \alpha + \beta d \quad (5.6)$$

Burada α ve β değerleri Şekil 5.9'da verilen (F/d) - d grafiğinden hesaplanmaktadır. α değerindeki değişim yüzey çatlaklarının dağılımıyla ilişkilidir. OND modelinde yükten bağımsız sertlik modelleri hesaplanmaktadır (Eşitlik 5.7).

$$H_{OND} = 1.854,4\beta \quad (5.7)$$



Şekil 5.9 KNT içermeyen numunelerin F/d - d grafikleri

Tablo 5.3'e bakıldığında bütün numuneler için α değerlerinin pozitif çıktığı görülmektedir. Bu durum ÇBE davranışın göstergesidir. Yani batıcı ucun numune içerisinde daldırılması ve çıkarılması esnasında gerilim boşalması olmuştur. Bundan dolayı malzeme sertliğinde bir miktar azalma meydana gelmiştir. β değerleri gerçek sertlik değerlerini hesaplamada kullanılan bir parametredir. OND modeli ile hesaplanan sertlik değerlerinin plato bölgesindeki sertlik değerleri ile farklı olduğu açıkça görülmektedir. Bu sebeple numunelerin gerçek sertlik değerlerini tayin etmede OND modeli yetersiz kalmıştır.

Tablo 5.3 KNT içermeyen numuneler için OND modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler			$\beta \times 10^{-5}$ (N/μm ²)	$\alpha \times 10^{-3}$ (N/μm)	R	Yükten bağımsız sertlik H_{OND} (GPa)	Plato bölgesindeki yüke bağlı sertlik H_v (GPa)
%0 KNT	500	850 °C	9,409	6,385	0,9877	0,174	0,235-0,272
	MPa	920 °C	13,722	5,303	0,9987	0,254	0,312-0,347
	600	850 °C	7,925	4,661	0,9226	0,147	0,186-0,250
	MPa	920 °C	9,682	5,382	0,9689	0,180	0,230-0,263
	700	850 °C	10,454	3,846	0,9963	0,194	0,230-0,262
	MPa	920 °C	8,890	6,959	0,9925	0,165	0,230-0,289

C. Elastik/plastik deformasyon modeli

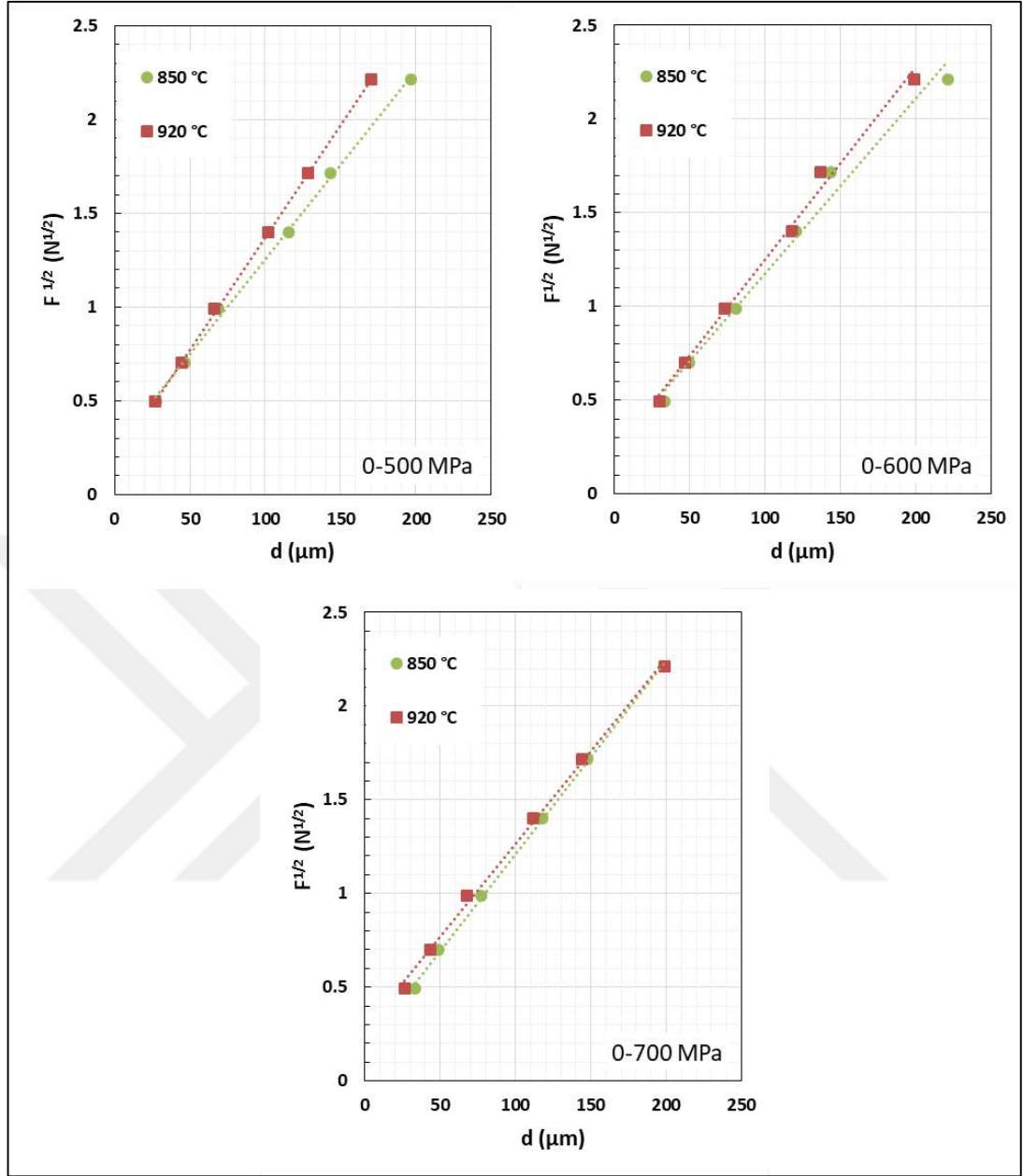
Elastik/plastik deformasyon modeline (EPD) göre uygulanan yük ile çentik boyutu arasındaki ilişki aşağıdaki denklemde (Eşitlik 5.8) verilmiştir (Upit ve Varchenya, 1966; Bull vd., 1989).

$$F = A_2(d_p + d_e) \quad (5.8)$$

Bu denklemde A_2 bir sabiti, d_p ise plastik deformasyonla ilişkili bir değeri ifade etmektedir. Şekil 5.10'da verilen $F_{1/2} - d_p$ grafiğinden A_2 ve d_e değeri hesaplanmaktadır. Buna göre yükten bağımsız sertlik değerleri aşağıda verilen denklemden (Eşitlik 5.9) hesaplanmaktadır.

$$H_{EPD} = 1.854,4A_2 \quad (5.9)$$

EPD modeline göre bütün numuneler için elde edilen en iyi fit değerleri Tablo 5.4'te verilmiştir. Burada d_e değerleri, grafikte y-ekseni kesişim noktasını ifade etmektedir. d_e değerinin pozitif çıkması numunelerin tamamının ÇBE davranışını göstermektedir. Yani uygulanan yüklerle birlikte bir miktar elastik deformasyon davranışı gözlenmiştir. Mikrosertlik değerleri plato bölgesinden oldukça uzaktır. Sonuç olarak, bu model gerçek sertliğin belirlenmesi için yeterli değildir.



Şekil 5.10 KNT içermeyen numunelerin uygulanan yüklerin kareköküne karşı diyagonal uzunluk grafikleri

Tablo 5.4 KNT içermeyen numuneler için EPD modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler			A_2 (N/ μm^2)	d_e (μm)	R	H_{EPD} (GPa)	H_v (GPa)
%0 KNT	500	850 °C	0,0101	0,2443	0,9978	0,191	0,235-0,272
	MPa	920 °C	0,0120	0,1762	0,9997	0,266	0,312-0,347
	600	850 °C	0,0092	0,2434	0,9852	0,156	0,186-0,250
	MPa	920 °C	0,0102	0,2228	0,9941	0,191	0,230-0,263
	700	850 °C	0,0104	0,1806	0,9992	0,200	0,230-0,262
	MPa	920 °C	0,0100	0,2752	0,9978	0,184	0,230-0,289

D. Hays–Kendall yaklaşımı

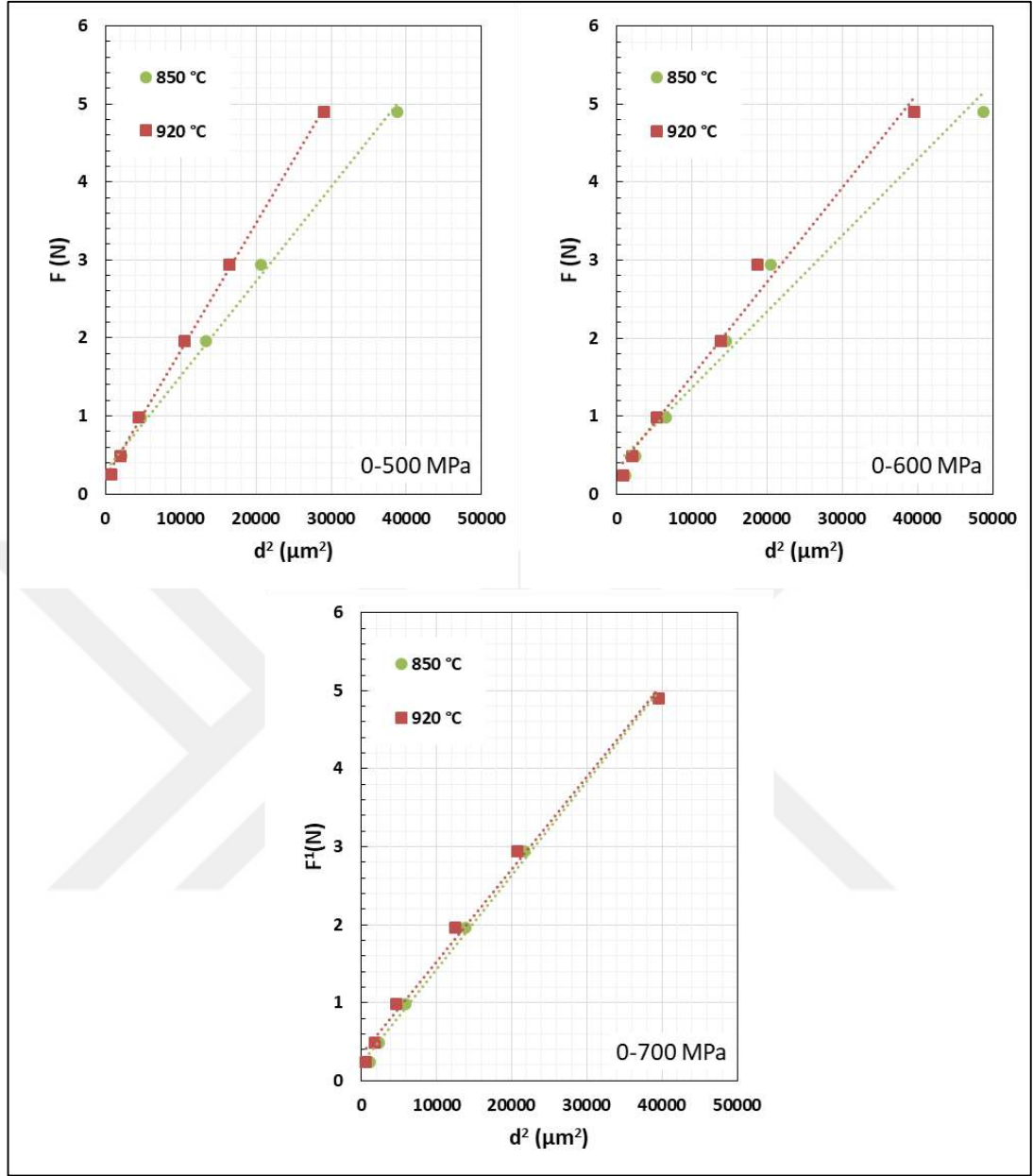
Hays-Kendall numunelerde kalıcı bir deformasyon oluşturmak için minimum bir yüke ihtiyaç sonucuna varmıştır. Buna göre ÇBE davranışı için uygulanan yükün belirli bir limitin altında yalnızca elastik deformasyon, üstünde ise plastik deformasyonun meydana geldiğini ortaya koymuştur. Hays-Kendall deneysel olarak ölçülmüş çentik boyutunun, uygulanan test yükü F yerine, etkin bir yük ile olduğu Eşitlik 5.10'da verilmiştir (Hays ve Kendall, 1973).

$$F - W_{HK} = A_{HK}d^2 \quad (5.10)$$

Burada A_{HK} uygulanan yükün bağımsız bir sabitidir. W ve A_{HK} değerleri Şekil 5.11'de verilen $F-d^2$ grafiğinden hesaplanmaktadır. Bu modelde yükten bağımsız sertlik değerleri Eşitlik 5.11'de verilen formülden hesaplanmaktadır. Tüm numuneler için en iyi fit değerleri Tablo 5.5'de verilmiştir.

$$H_{HK} = 1.854,4A_{HK} \quad (5.11)$$

Numunelerde elde edilen W_{HK} değerlerinin pozitif yönde olması ÇBE davranışın göstergesidir. Yani uygulanan yükün plastik deformasyon için tek başına yeterli olmadığı söylenebilir. Hays-Kendall modeli ile hesaplanan sertlik değerlerinin diğer modellere kıyasla plato bölgesindeki sertlik değerlerinin nispeten uyumlu olduğu söylenebilir.



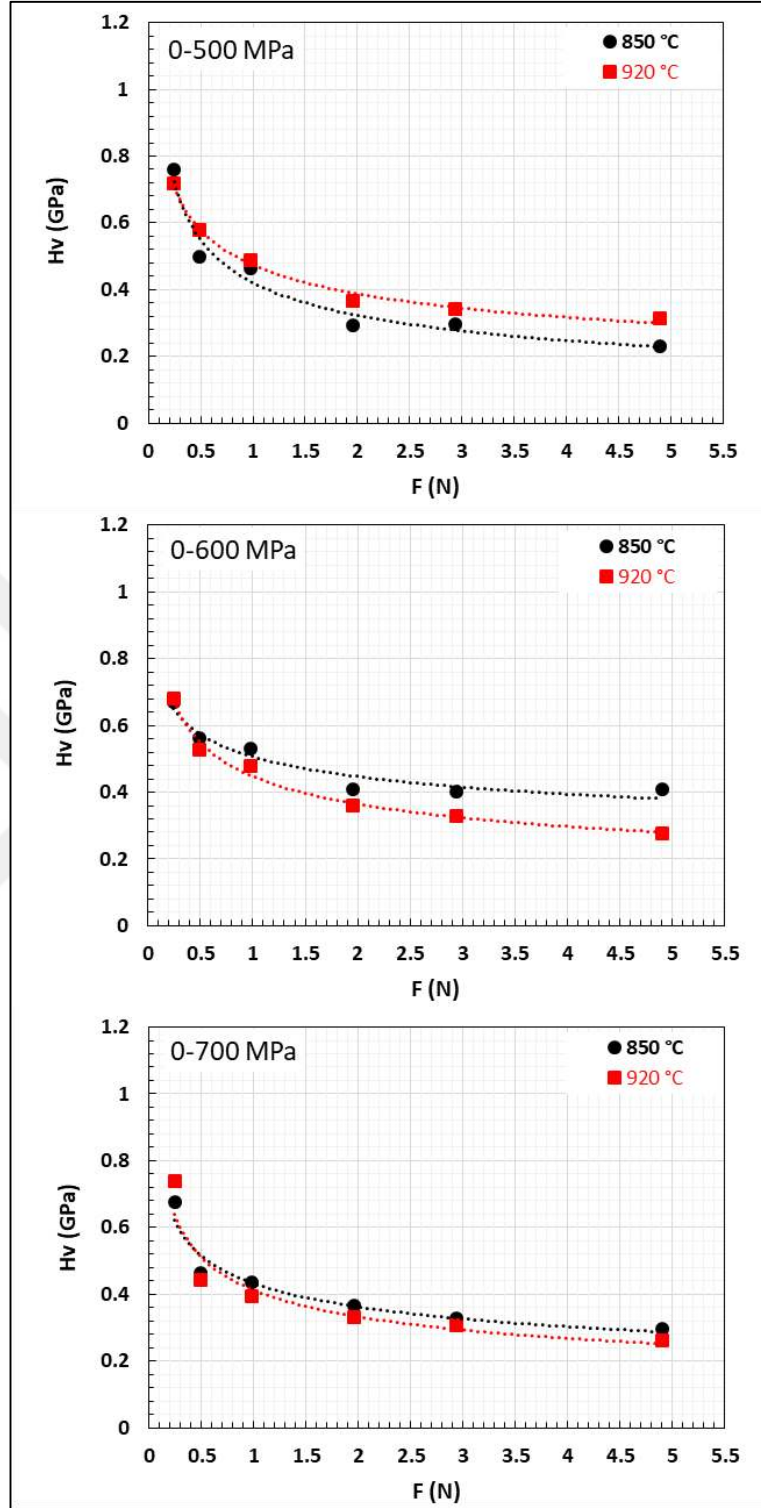
Şekil 5.11 Hays-Kendall yaklaşımına göre KNT içermeyen numunelerin F ile d^2 değişimi

Tablo 5.5 KNT içermeyen numuneler için Hays-Kendall yaklaşımına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler			$A_{HK} \times 10^{-5} (\text{GPa})$	$W_{HK} (\text{N})$	R	$H_{HK} (\text{GPa})$	$H_v (\text{GPa})$
%0 KNT	500 MPa	850 °C	12,258	0,153	0,9956	0,227	0,235-0,272
		920 °C	16,404	0,124	0,9988	0,304	0,312-0,347
	600 MPa	850 °C	9,757	0,136	0,9699	0,181	0,186-0,250
		920 °C	12,037	0,139	0,9866	0,223	0,230-0,263
	700 MPa	850 °C	12,110	0,110	0,9978	0,225	0,230-0,262
		920 °C	11,980	0,162	0,9939	0,222	0,230-0,289

5.4.2 Cu-%0,5 KNT Kompozit Malzemelerdeki Sertlik Değişimi

Test yüklerinin bir fonksiyonu olarak yüke bağlı mikrosertlik değerlerinin değişimi Şekil 5.12’de detaylı olarak gösterilmiştir. Cu matris içerisine %0,5 KNT ilavesi ile mikrosertlik değerlerinin arttığı görülmektedir. 500 MPa basınçta sıkıştırılan numunelerde düşük sıcaklıkta (850°C) nispeten daha fazla sertlik elde edilirken, 600 MPa ve 700 MPa basınçlarda preslenen numuneler için tersi bir durum söz konusudur. Esasında sinterleme sıcaklığı yoğunlaşmayı artırıcı yönde etki etmektedir. Bu da serlik ve diğer mekanik özelliklerin gelişimine katkı sağlamaktadır. Mikrosertlik değerleri numuneler için yaklaşık 1,96 N civarında platoya (doygunluk bölgesi) ulaşmıştır. Numunenin sertlik değerleri uygulanan yüke bağlı ÇBE davranışı göstermektedir. Uygulanan girinti testi yüklerine karşı parametrelerin değişimi, Tablo 5.6’da sayısal olarak tverilmiştir. *E* ve *Y* yüke bağlı değerlerinin %0,5 KNT içeriğindeki artışla arttığı ve uygulanan test yükündeki artışla azaldığı tablodan görülmektedir.



Şekil 5.12 %0,5 KNT içeren numunelerde yüke bağlı sertlik değişimleri

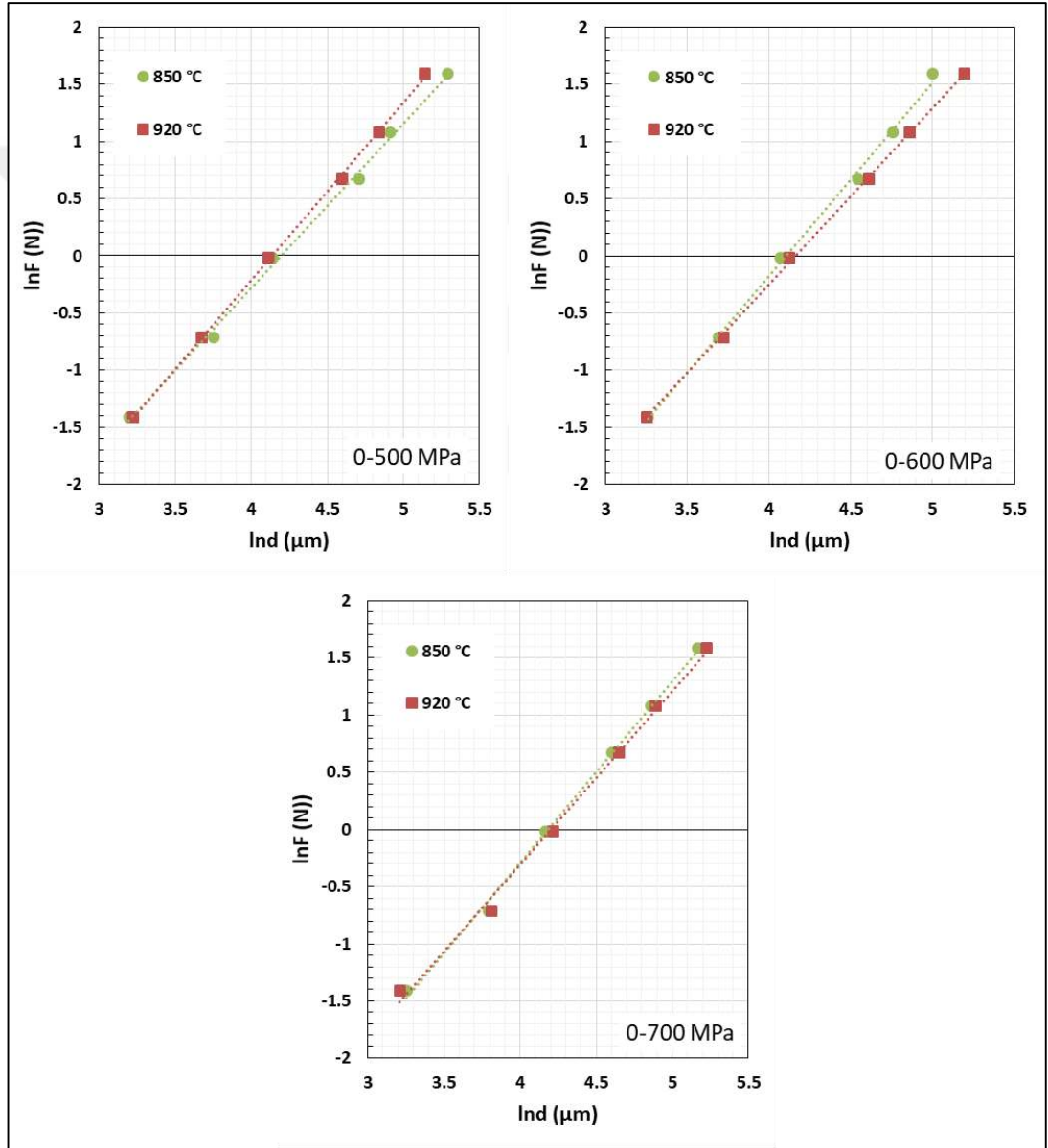
Tablo 5.6 %0,5 KNT içeren numunelerin yüke bağlı Hv, E ve Y değerleri

Numuneler	<i>F</i> (N)	<i>d</i> (μm)	<i>Hv</i> (Gpa)	<i>E</i> (GPa)	<i>Y</i> (GPa)	
%0,5 KNT 500 MPa	850 °C	0,245	24,438	0,761	62,353	0,254
		0,490	42,640	0,500	40,962	0,167
		0,980	62,640	0,463	37,962	0,154
		1,960	111,262	0,294	24,065	0,098
		2,940	135,460	0,297	24,353	0,099
		4,900	198,879	0,230	18,830	0,077
	920 °C	0,245	25,164	0,717	58,807	0,239
		0,490	39,562	0,581	47,584	0,194
		0,980	61,008	0,488	40,020	0,163
		1,960	99,550	0,367	30,061	0,122
		2,940	126,184	0,342	28,065	0,114
		4,900	170,468	0,313	25,629	0,104
%0,5 KNT 600 MPa	850 °C	0,245	26,060	0,669	54,850	0,223
		0,490	40,170	0,563	46,155	0,188
		0,980	58,540	0,530	43,471	0,177
		1,960	94,140	0,410	33,613	0,137
		2,940	116,360	0,403	33,002	0,134
		4,900	148,780	0,410	33,646	0,137
	920 °C	0,245	25,870	0,679	55,650	0,226
		0,490	41,450	0,529	43,344	0,176
		0,980	61,720	0,477	39,107	0,159
		1,960	100,540	0,360	29,474	0,120
		2,940	129,070	0,327	26,824	0,109
		4,900	180,800	0,278	22,784	0,093
%0,5 KNT 700 MPa	850 °C	0,245	25,910	0,677	55,470	0,226
		0,490	44,350	0,462	37,865	0,154
		0,980	64,540	0,436	35,760	0,145
		1,960	99,700	0,366	29,970	0,122
		2,940	129,300	0,326	26,728	0,109
		4,900	175,480	0,295	24,186	0,098
	920 °C	0,245	24,802	0,739	60,536	0,246
		0,490	45,394	0,441	36,143	0,147
		0,980	68,004	0,393	32,209	0,131
		1,960	104,722	0,331	27,165	0,110
		2,940	133,562	0,306	25,050	0,102
		4,900	186,449	0,261	21,424	0,087

5.4.2.1 Analizler ve modeller

A. Meyer yasası

Şekil 5.13'te Cu-%0,5 KNT numunelerinin $\ln F - \ln d$ grafikleri verilmiştir. n değerleri her numune için 2'den ($n < 2$) küçük bulunmuştur. Meyer Yasası sonuçlarına göre tüm örnekler ÇBE davranışı göstermektedir (Tablo 5.7).



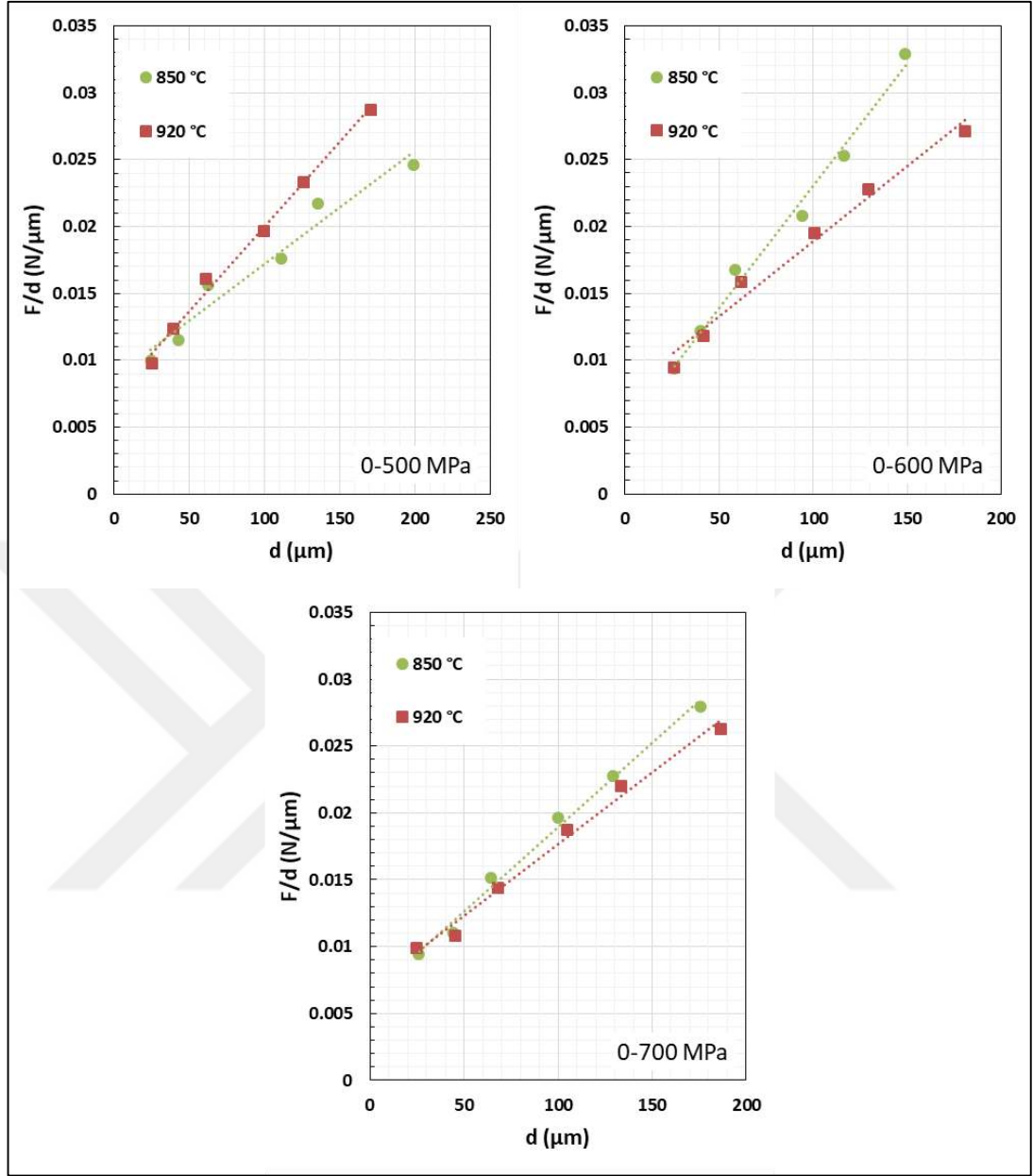
Şekil 5.13 Meyer yasasına göre %0,5 KNT içeren numunelerin $\ln F$ ile $\ln d$ değişimi

Tablo 5.7 %0,5 KNT içeren numuneler için Meyer yasasına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler		n_K	$Ln A_{IK}$	R	
%0,5 KNT	500 MPa	850 °C	1,429	-5,973	0,9971
		920 °C	1,566	-6,457	0,9994
	600 MPa	850 °C	1,719	-7,012	0,998
		920 °C	1,541	-6,418	0,9995
	700 MPa	850 °C	1,566	-6,503	0,9978
		920 °C	1,485	-6,175	0,9954

B. Orantılı numune direnç (OND) modeli

Bu yaklaşıma göre tüm örneklerin α sabiti pozitif değerler olacak Şekil 5.14'teki grafiklerden elde edilir. Bu sonuç ÇBE davranışın göstergesidir. Yani batıcı ucun numune içerisinde daldırılması ve çıkarılması esnasında gerilim boşalması olmuştur. Bundan dolayı malzeme sertliğinde bir miktar azalma meydana gelmiştir. OND modeli ile hesaplanan sertlik değerlerinin plato bölgesindeki sertlik değerleri ile farklı olduğu açıkça görülmektedir (Tablo 5.8). Bu sebeple numunelerin gerçek sertlik değerlerini tayin etmede OND modeli yetersiz kalmıştır.



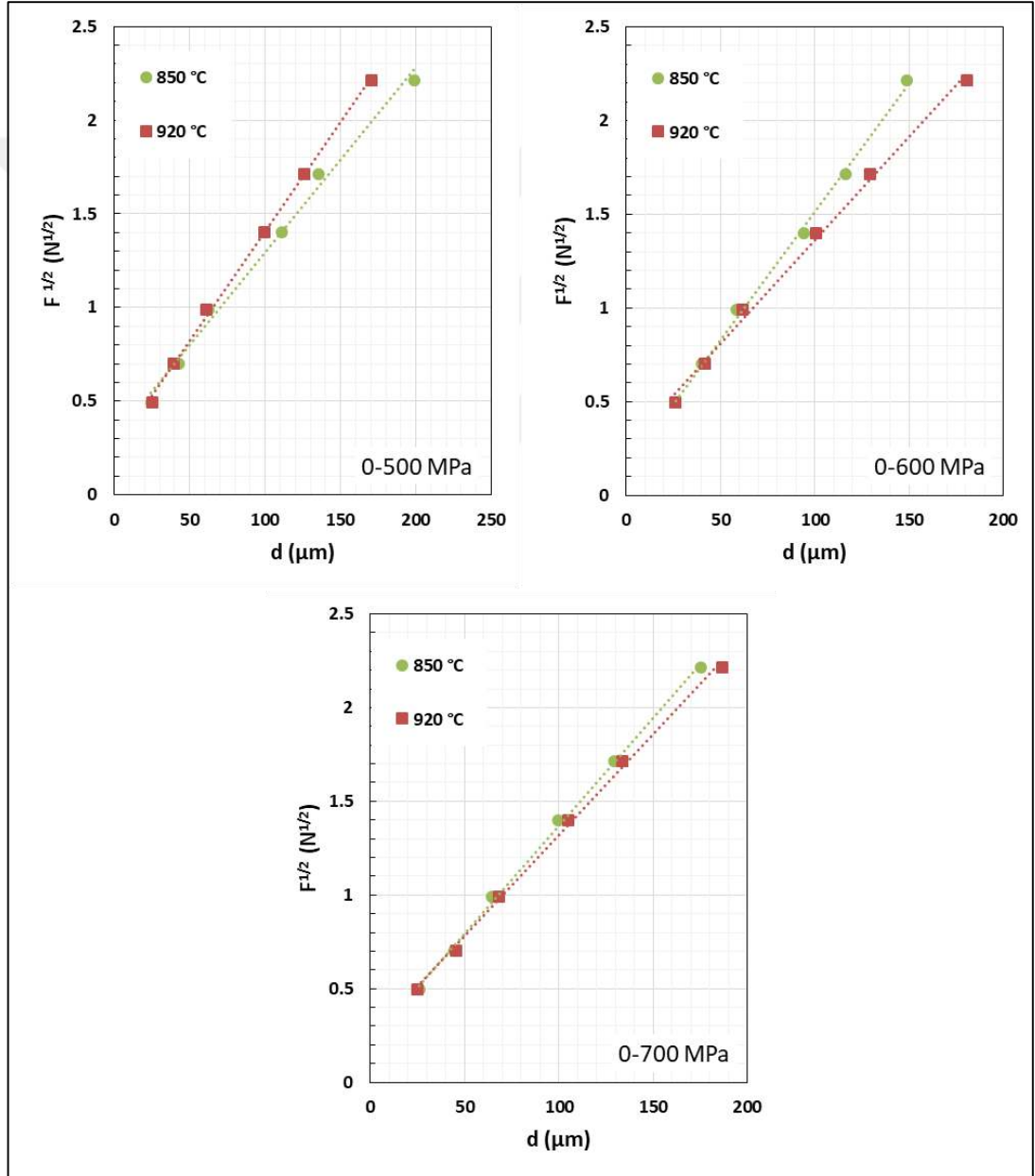
Şekil 5.14 %0,5 KNT içeren numunelerin F/d - d grafikleri

Tablo 5.8 %0,5 KNT içeren numuneler için OND modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler			$\beta \times 10^{-5}$ (N/ μm^2)	$\alpha \times 10^{-3}$ (N/ μm)	R	Yükten bağımsız sertlik H_{OND} (GPa)	Plato bölgesindeki yüke bağlı sertlik H_v (GPa)
%0,5 KNT	500	850 °C	8,377	7,978	0,9546	0,1553	0,230-0,294
	MPa	920 °C	13,082	6,444	0,9931	0,2426	0,313-0,367
	600	850 °C	19,174	4,407	0,9881	0,3556	0,403-0,410
	MPa	920 °C	11,380	6,527	0,9797	0,2110	0,230-0,263
	700	850 °C	12,347	6,257	0,9914	0,2290	0,295-0,366
	MPa	920 °C	10,147	7,362	0,9885	0,1882	0,261-0,331

C. Elastik/plastik deformasyon modeli

Bu modele göre mikro sertlikler analiz edildiğinde (Şekil 5.15) bütün numuneler için elde edilen en iyi fit değerleri Tablo 5.9’da verilmiştir. Burada de değerleri pozitifdir. Yani uygulanan yüklerle birlikte bir miktar elastik deformasyon davranışı gözlenmiştir. Mikrosertlik değerleri plato bölgesinden oldukça uzaktır. Sonuç olarak, bu model gerçek sertliğin belirlenmesi için yeterli değildir.



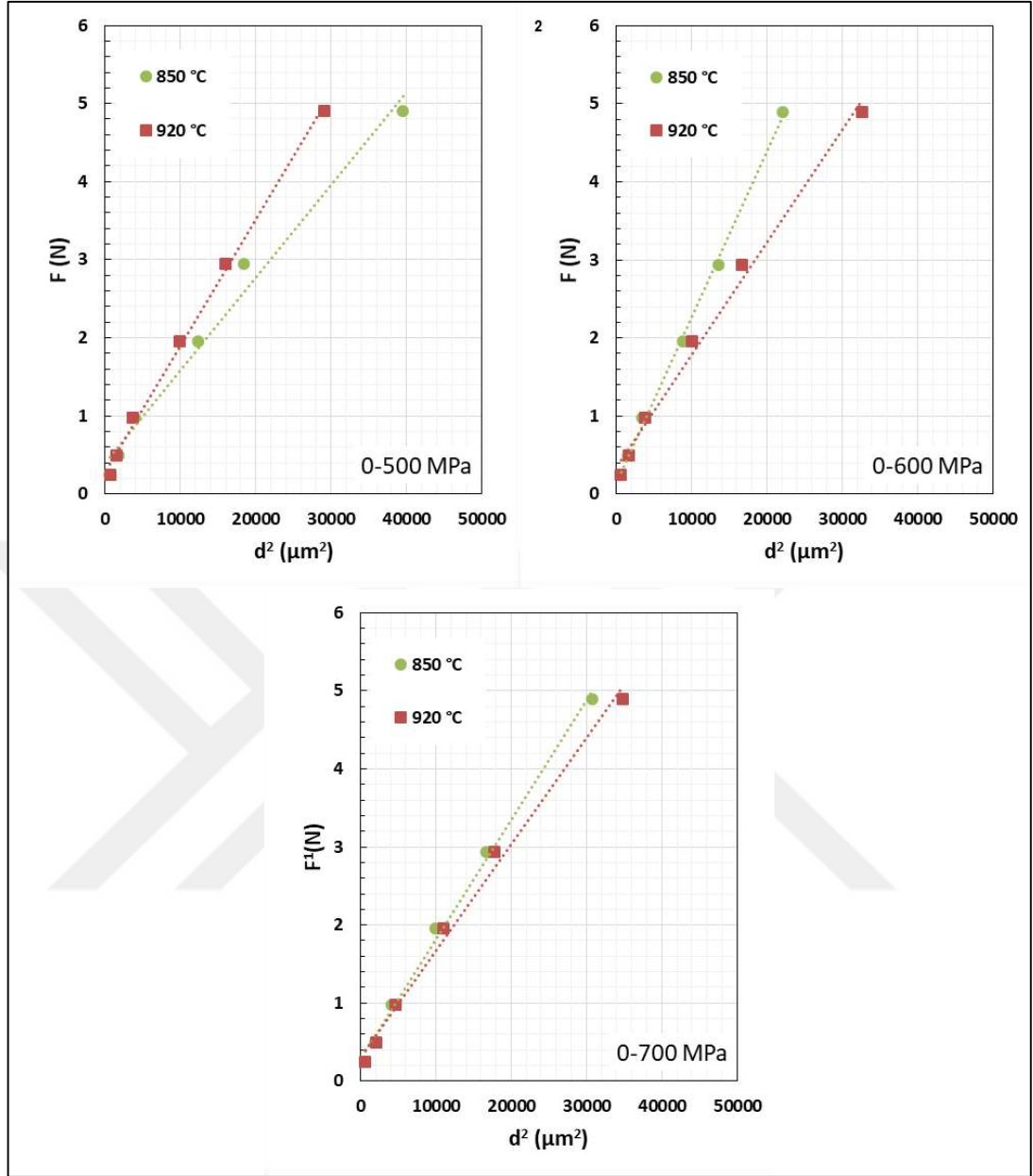
Şekil 5.15 %0,5 KNT içeren numunelerin uygulanan yüklerin kareköküne karşı diyagonal uzunluk grafikleri

Tablo 5.9 %0,5 KNT içeren numuneler için EPD modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler			A_2 (N/ μm^2)	d_e (μm)	R	H_{EPD} (GPa)	H_v (GPa)
%0,5 KNT	500	850 °C	0,0099	0,3056	0,9924	0,180	0,230-0,294
	MPa	920 °C	0,0118	0,2357	0,9985	0,259	0,313-0,367
	600	850 °C	0,0140	0,1472	0,9978	0,364	0,403-0,410
	MPa	920 °C	0,0111	0,2578	0,9958	0,228	0,230-0,263
	700	850 °C	0,0115	0,2147	0,9981	0,245	0,295-0,366
	MPa	920 °C	0,0106	0,2398	0,9977	0,210	0,261-0,331

D. Hays–Kendall yaklaşımı

Bu yaklaşıma göre Şekil 5.16’da verilen F-d² grafiğinden hesaplanan W_{HK} , A_{HK} ve H_{HK} değerleri Tablo 5.10’da verilmiştir. W_{HK} değerleri tüm numuneler için pozitiftir. Bu sonuca göre, uygulanan yükün plastik deformasyon için tek başına yeterli olmadığı söylenebilir. Ayrıca HK modeli ile elde edilen sertlik değerlerinin diğer modellere kıyasla plato bölgesindeki sertlik değerlerine en yakını olduğu görülmektedir.



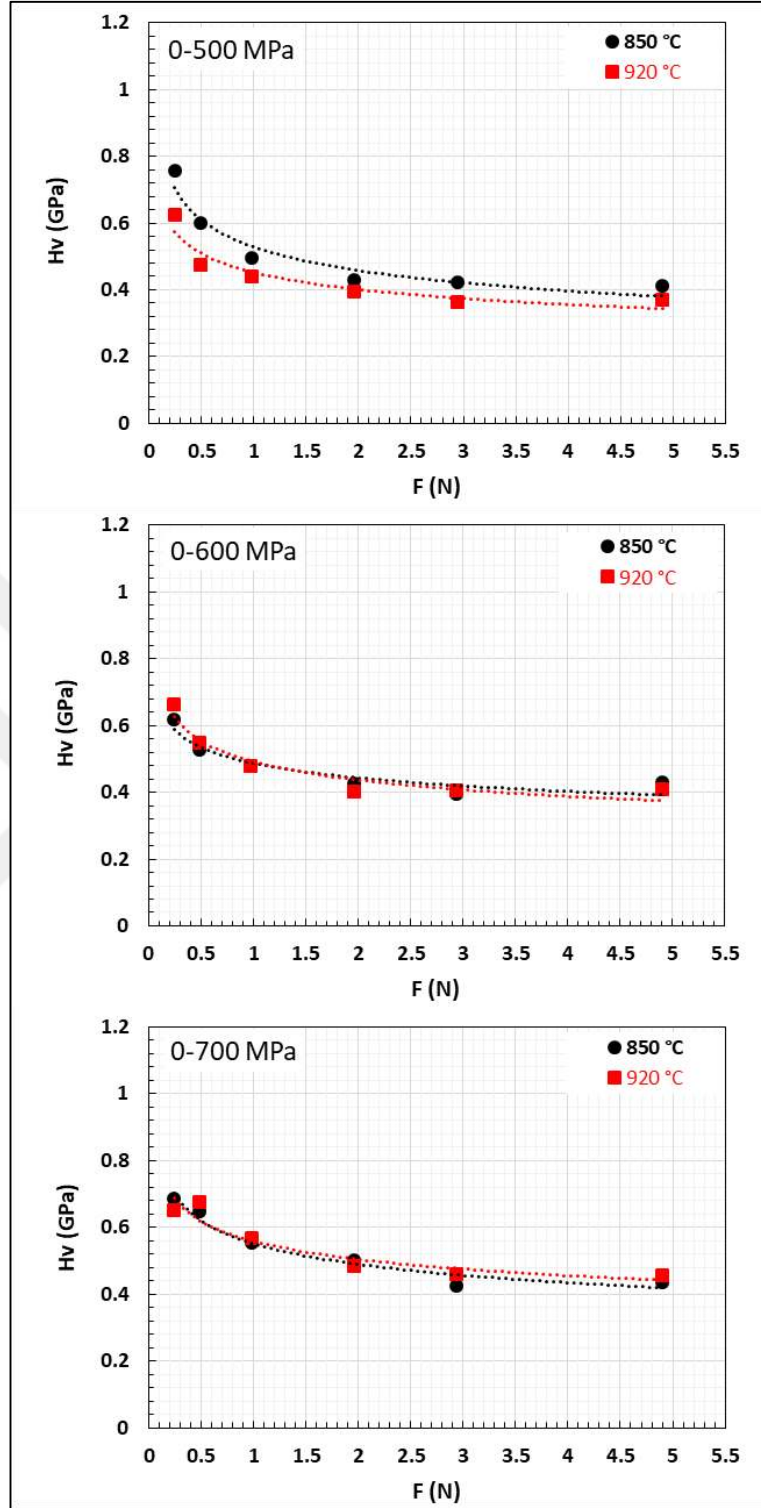
Şekil 5.16 Hays-Kendall yaklaşımına göre %0,5 KNT içeren numunelerin F ile d^2 değişimi

Tablo 5.10 %0,5 KNT içeren numuneler için Hays-Kendall yaklaşımına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler			$A_{HK} \times 10^{-5}(\text{GPa})$	$W_{HK}(\text{N})$	R	$H_{HK}(\text{GPa})$	$H_v(\text{GPa})$
%0,5 KNT	500	850 °C	11,949	0,174	0,9836	0,222	0,230-0,294
	MPa	920 °C	16,376	0,141	0,9968	0,304	0,313-0,367
	600	850 °C	21,695	0,098	0,9983	0,402	0,403-0,410
	MPa	920 °C	14,538	0,148	0,9908	0,270	0,230-0,263
	700	850 °C	15,454	0,141	0,9952	0,287	0,295-0,366
	MPa	920 °C	13,632	0,161	0,9924	0,253	0,261-0,331

5.4.3 Cu-%1 KNT Kompozit Malzemelerdeki Sertlik Değişimi

Test yüklerinin bir fonksiyonu olarak yüke bağlı mikrosertlik değerlerinin değişimi Şekil 5.17’de detaylı olarak gösterilmiştir. Cu matris içerisine %1 KNT ilavesi ile mikrosertlik değerlerinin arttığı görülmektedir. 600 MPa ve 700 MPa basınçlarda preslenen numunelerde sıcaklığa bağlı sertlik değişimlerinde önemli bir fark meydana gelmediği gözlenmiştir. 500 MPa basınçta sıkıştırılan numunelerde düşük sıcaklıkta (850°C) nispeten daha fazla sertlik elde edilmiştir. Mikrosertlik değerleri numuneler için yaklaşık 1,96 N civarında platoya (doygunluk bölgesi) ulaşmıştır. Artan sıkıştırma basıncı ile birlikte plato bölgesindeki ortalama sertlik değerleri artmıştır. KNT içermeyen ve %0,5 KNT içeren numunelere kıyasla bu numunelerde daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Numunenin sertlik değerleri uygulanan yüke bağlı ÇBE davranışı göstermektedir. Uygulanan girinti testi yüklerine karşı parametrelerin değişimi, Tablo 5.11’de verilmiştir. *E* ve *Y* yüke bağlı değerlerinin %1 KNT içeriğindeki artışla arttığı görülmektedir.



Şekil 5.17 %1 KNT içeren numunelerde yüke bağlı sertlik değişimleri

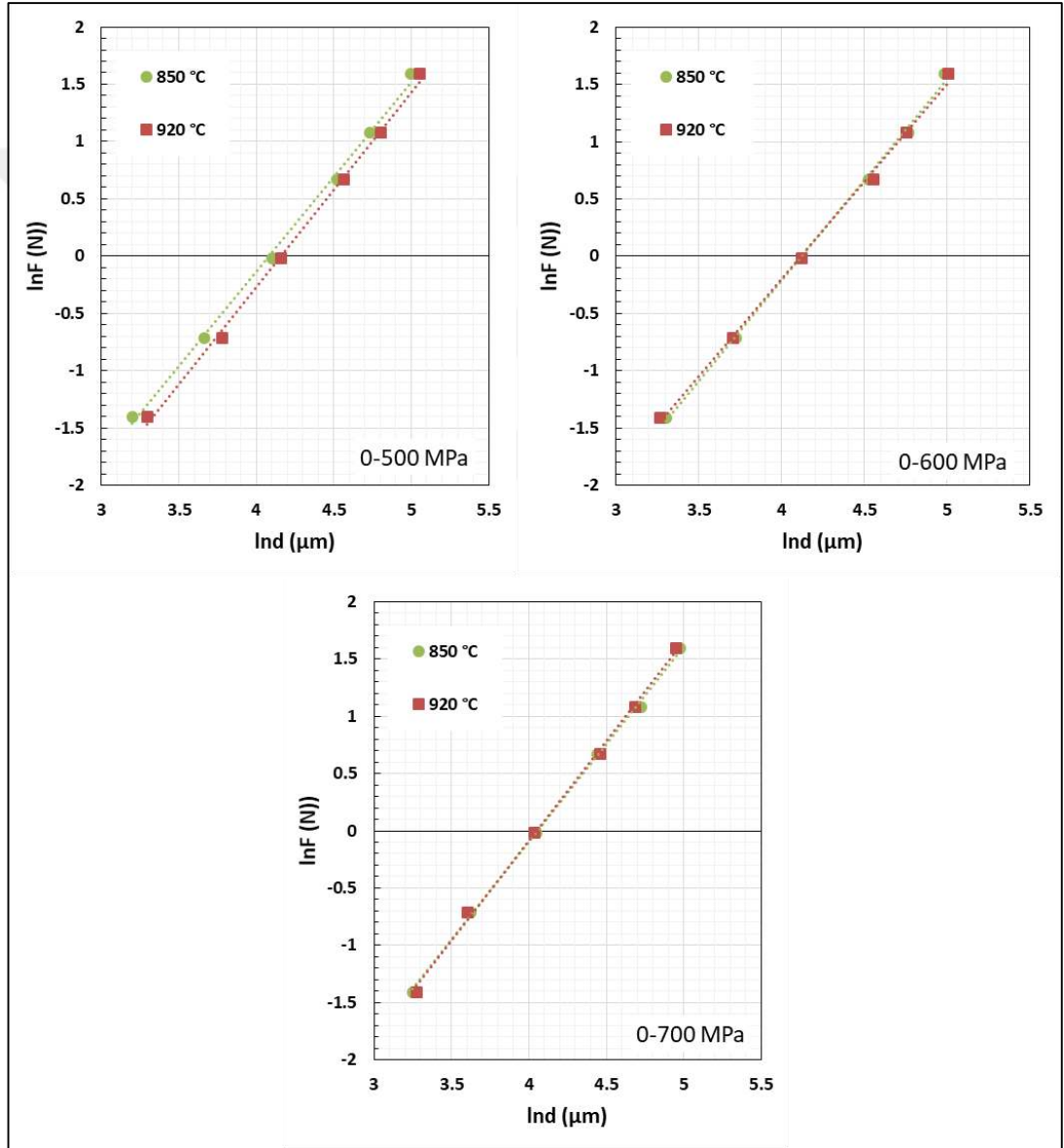
Tablo 5.11 %1 KNT içeren numunelerin yüke bağlı Hv, E ve Y değerleri

Numuneler		<i>F</i> (N)	<i>d</i> (μm)	<i>Hv</i> (GPa)	<i>E</i> (GPa)	<i>Y</i> (GPa)
%1 KNT 500 MPa	850 °C	0,245	24,480	0,758	62,139	0,253
		0,490	38,920	0,600	49,167	0,200
		0,980	60,458	0,497	40,751	0,166
		1,960	92,086	0,429	35,131	0,143
		2,940	113,414	0,424	34,741	0,141
		4,900	148,380	0,413	33,827	0,138
	920 °C	0,245	26,990	0,624	51,119	0,208
		0,490	43,678	0,476	39,039	0,159
		0,980	64,172	0,441	36,171	0,147
		1,960	96,120	0,393	32,244	0,131
		2,940	122,300	0,365	29,876	0,122
		4,900	157,010	0,369	30,211	0,123
%1 KNT 600 MPa	850 °C	0,245	27,120	0,618	50,615	0,206
		0,490	41,470	0,528	43,302	0,176
		0,980	61,680	0,478	39,153	0,159
		1,960	92,240	0,427	35,017	0,142
		2,940	117,280	0,396	32,488	0,132
		4,900	145,520	0,429	35,169	0,143
	920 °C	0,245	26,170	0,663	54,356	0,221
		0,490	40,730	0,548	44,903	0,183
		0,980	61,600	0,479	39,254	0,160
		1,960	94,940	0,403	33,051	0,134
		2,940	116,140	0,404	33,130	0,135
		4,900	149,080	0,409	33,511	0,136
%1 KNT 700 MPa	850 °C	0,245	25,760	0,685	56,117	0,228
		0,490	37,430	0,649	53,159	0,216
		0,980	57,280	0,554	45,405	0,185
		1,960	85,080	0,502	41,155	0,167
		2,940	113,090	0,426	34,940	0,142
		4,900	144,640	0,434	35,599	0,145
	920 °C	0,245	26,422	0,651	53,341	0,217
		0,490	36,668	0,676	55,392	0,225
		0,980	56,574	0,568	46,539	0,189
		1,960	86,606	0,485	39,718	0,162
		2,940	108,700	0,461	37,819	0,154
		4,900	141,116	0,456	37,400	0,152

5.4.3.1 Analizler ve modeller

A. Meyer yasası

Şekil 5.18’te Cu-%1 KNT numunelerinin $\ln F - \ln d$ grafikleri verilmiştir. n değerleri her numune için 2’den ($n < 2$) küçük bulunmuştur. Meyer Yasası sonuçlarına göre tüm örnekler ÇBE davranışı göstermektedir (Tablo 5.12)



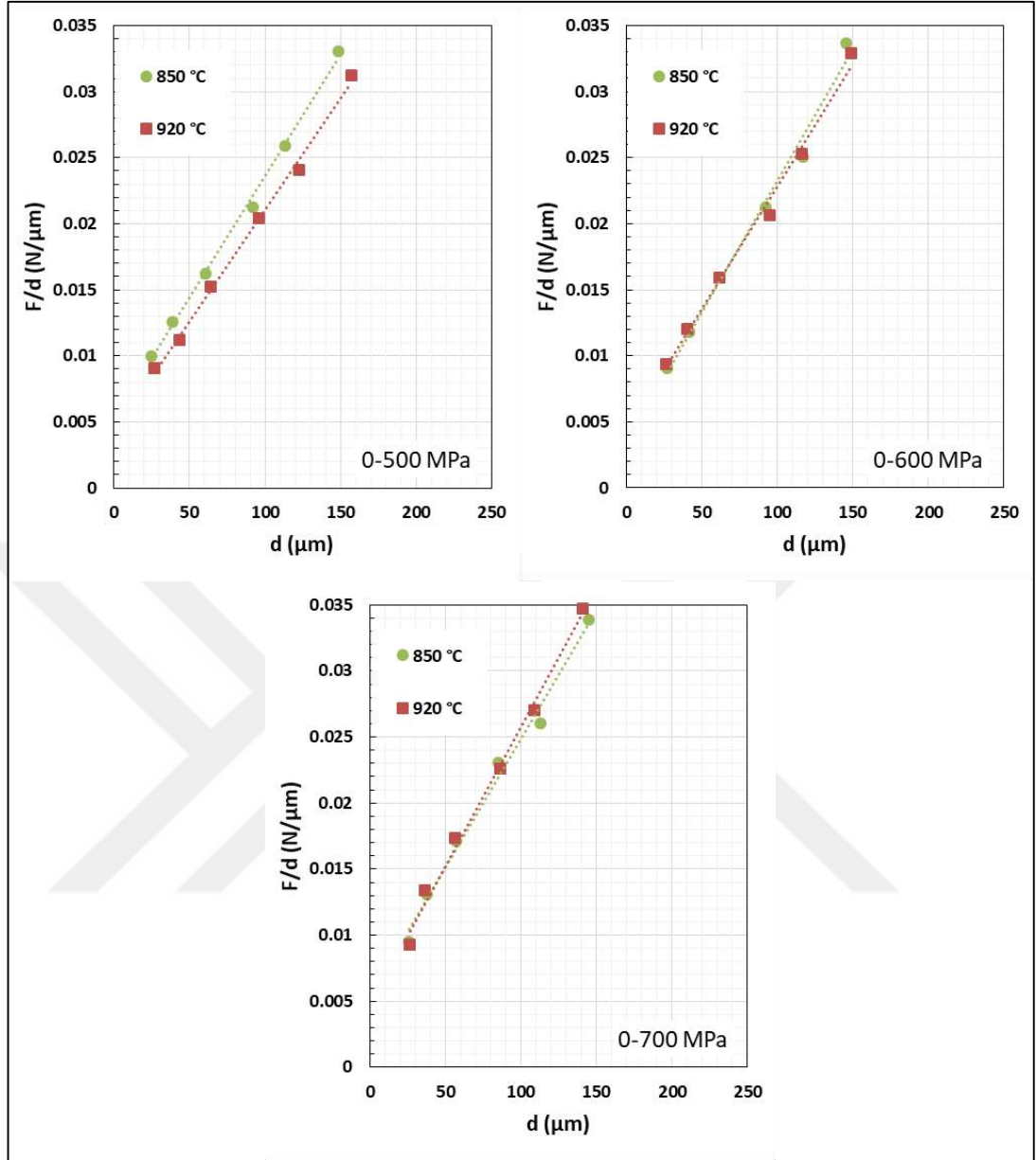
Şekil 5.18 Meyer yasasına göre %1 KNT içeren numunelerin $\ln F$ ile $\ln d$ değişimi

Tablo 5.12 %1 KNT içeren numuneler için Meyer yasasına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler		n_K	$Ln A_{IK}$	R	
%1 KNT	500 MPa	850 °C	1,663	-6,723	0,9977
		920 °C	1,701	-7,013	0,9979
	600 MPa	850 °C	1,783	-7,292	0,9981
		920 °C	1,722	-7,028	0,9978
	700 MPa	850 °C	1,736	-7,047	0,999
		920 °C	1,788	-7,261	0,9983

B. Orantılı numune direnç (OND) modeli

Bu yaklaşıma göre Cu-%1 KNT kompozit numunelerin F/d-d grafikleri Şekil 5.19’da verilmiştir. Tablo 5.13’ten tüm örneklerin α sabitinin pozitif değerler olduğu gözükmemektedir. Bu sonuç ÇBE davranışı gösteren numunelerde batıcı ucun numune içerisinde daldırılması ve çıkarılması esnasında gerilim boşalmasını göstermektedir. Numunelerin platoya geçiş değerlerinin, OND modeli kullanılarak hesaplanan mikrosertlik değerlerinden oldukça uzak olduğu tablodan açıkça görülmektedir. Bu nedenle Cu-%1 KNT kompozit numunelerin gerçek mikrosertlik değerlerinin belirlenmesi için OND modelinin yeterli olmadığı açıktır.



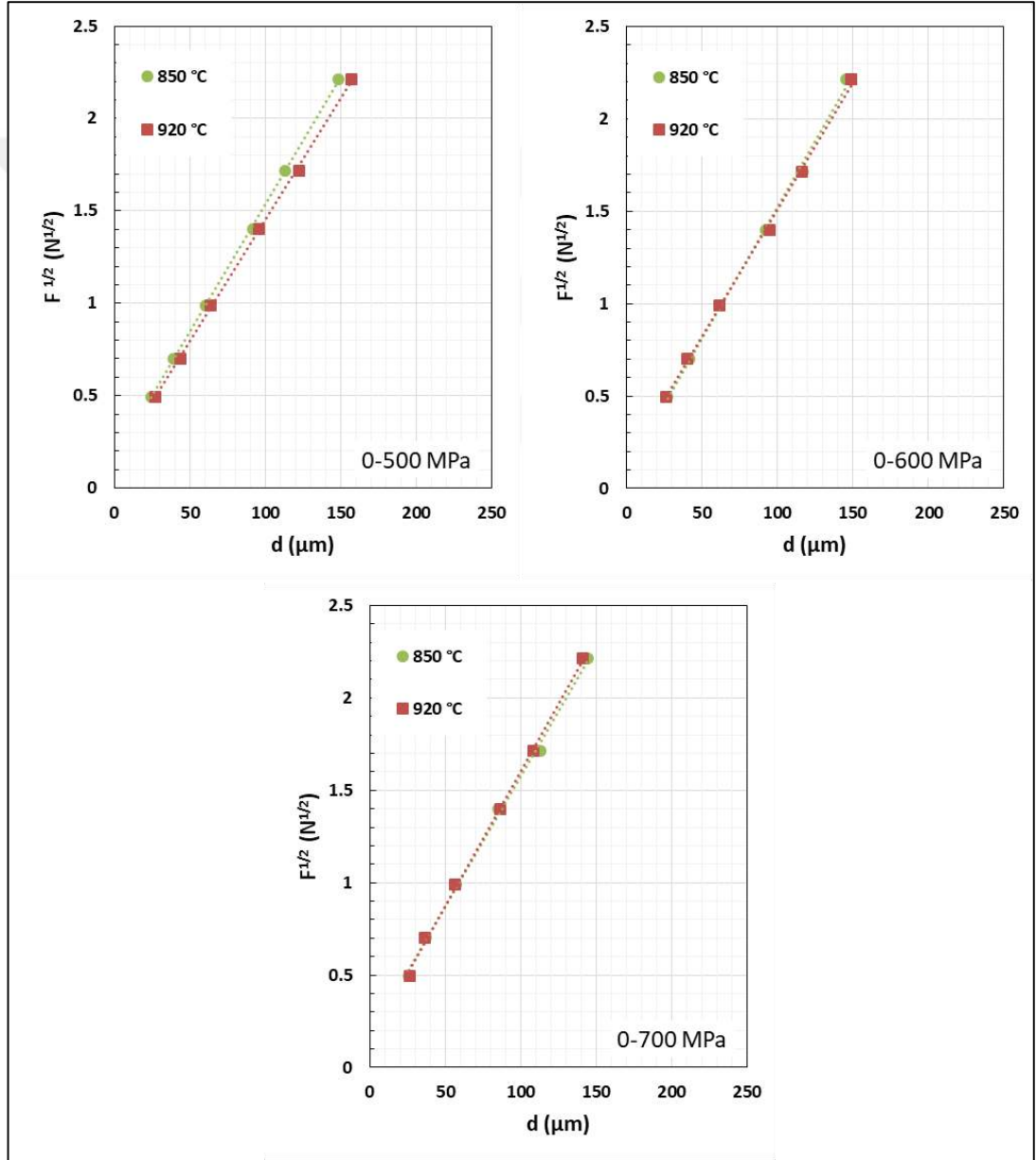
Şekil 5.19 %1 KNT içeren numunelerin F/d - d grafikleri

Tablo 5.13 %1 KNT içeren numuneler için OND modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler			$\beta \times 10^{-5}$ (N/μm ²)	$\alpha \times 10^3$ (N/μm)	R	Yükten bağımsız sertlik H_{OND} (GPa)	Plato bölgesindeki yükte bağlı sertlik H_v (GPa)
%1 KNT	500	850 °C	18,576	5,461	0,9968	0,3445	0,413-0,429
	MPa	920 °C	17,021	4,483	0,9966	0,3156	0,369-0,393
	600	850 °C	20,811	3,388	0,9883	0,3859	0,396-0,429
	MPa	920 °C	19,127	4,354	0,9927	0,3547	0,403-0,409
	700	850 °C	20,497	4,231	0,9887	0,3801	0,434-0,502
	MPa	920 °C	22,190	3,410	0,9935	0,4115	0,456-0,485

C. Elastik/plastik deformasyon modeli

Bu modele göre mikro sertlikler analiz edildiğinde (Şekil 5.20) bütün numuneler için elde edilen en iyi fit değerleri Tablo 5.14’te verilmiştir. Burada da değerleri pozitifdir. Yani uygulanan yükle birlikte bir miktar elastik deformasyon davranışı gözlenmiştir. Mikrosertlik değerleri plato bölgesinden oldukça uzaktır. Sonuç olarak, bu model gerçek sertliğin belirlenmesi için yeterli değildir.



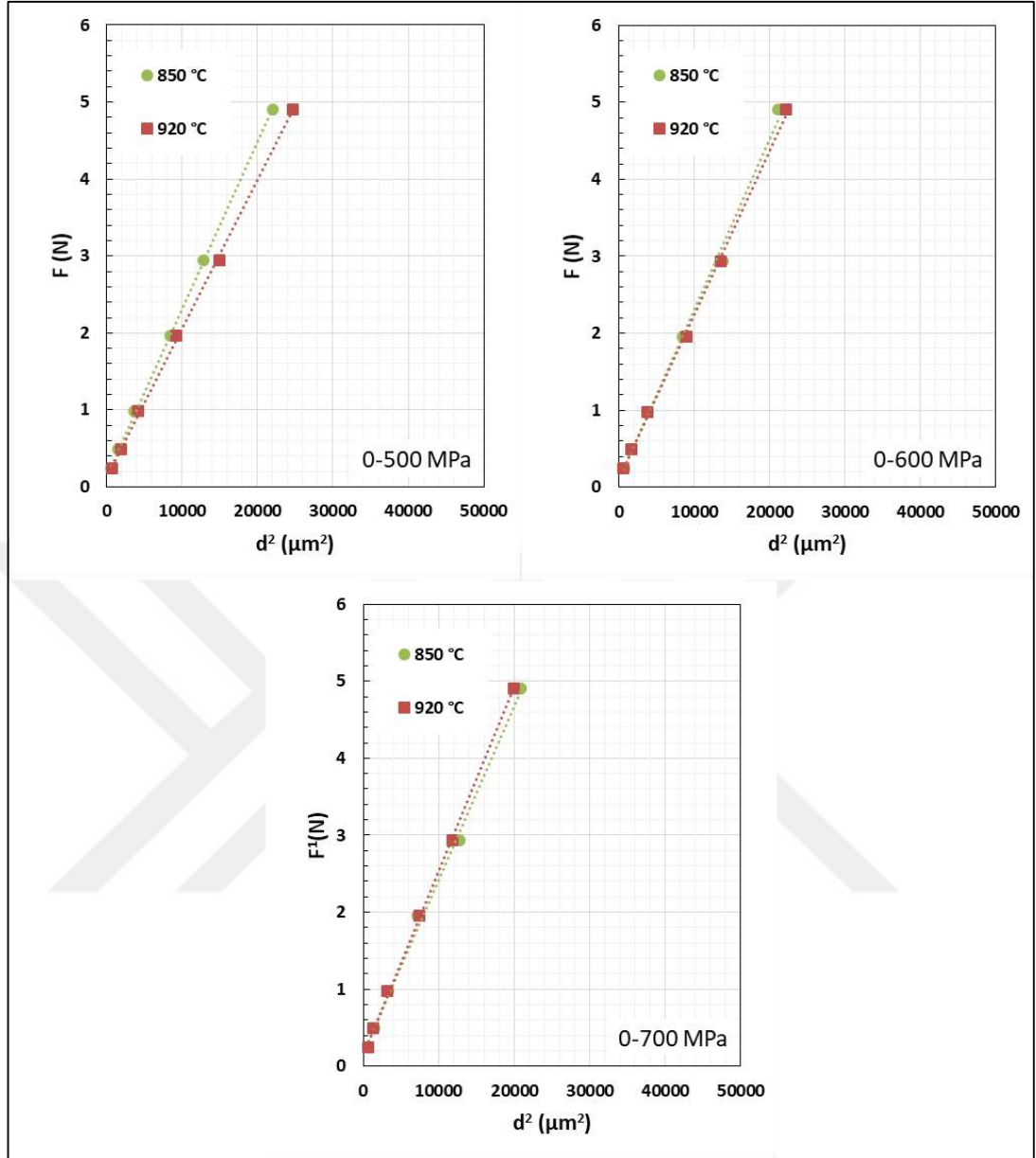
Şekil 5.20 %1 KNT içeren numunelerin uygulanan yüklerin kareköküne karşı diyagonal uzunluk grafikleri

Tablo 5.14 %1 KNT içeren numuneler için EPD modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler		A_2 (N/ μm^2)	d_e (μm)	R	H_{EPD} (GPa)	H_v (Gpa)	
%1 KNT	500	850 °C	0,0139	0,1549	0,9996	0,357	0,413-0,429
	MPa	920 °C	0,0132	0,1352	0,9994	0,324	0,369-0,393
	600	850 °C	0,0145	0,1047	0,9975	0,391	0,396-0,429
	MPa	920 °C	0,0140	0,1292	0,9987	0,363	0,403-0,409
	700	850 °C	0,0145	0,1608	0,9977	0,388	0,434-0,502
	MPa	920 °C	0,0150	0,1385	0,9989	0,416	0,456-0,485

D. Hays–Kendall yaklaşımı

Bu yaklaşıma göre Şekil 5.21’de verilen F-d² grafiğinden hesaplanan W_{HK} , A_{HK} ve H_{HK} değerleri Tablo 5.15’de verilmiştir. W_{HK} değerleri tüm numuneler için pozitifdir. Bu sonuca göre, uygulanan yükün plastik ve elastik deformasyon için yeterli olduğu söylenebilir. Ayrıca HK modeli ile elde edilen sertlik değerlerinin diğer modellere kıyasla plato bölgesindeki sertlik değerlerine en yakını olduğu görülmektedir.



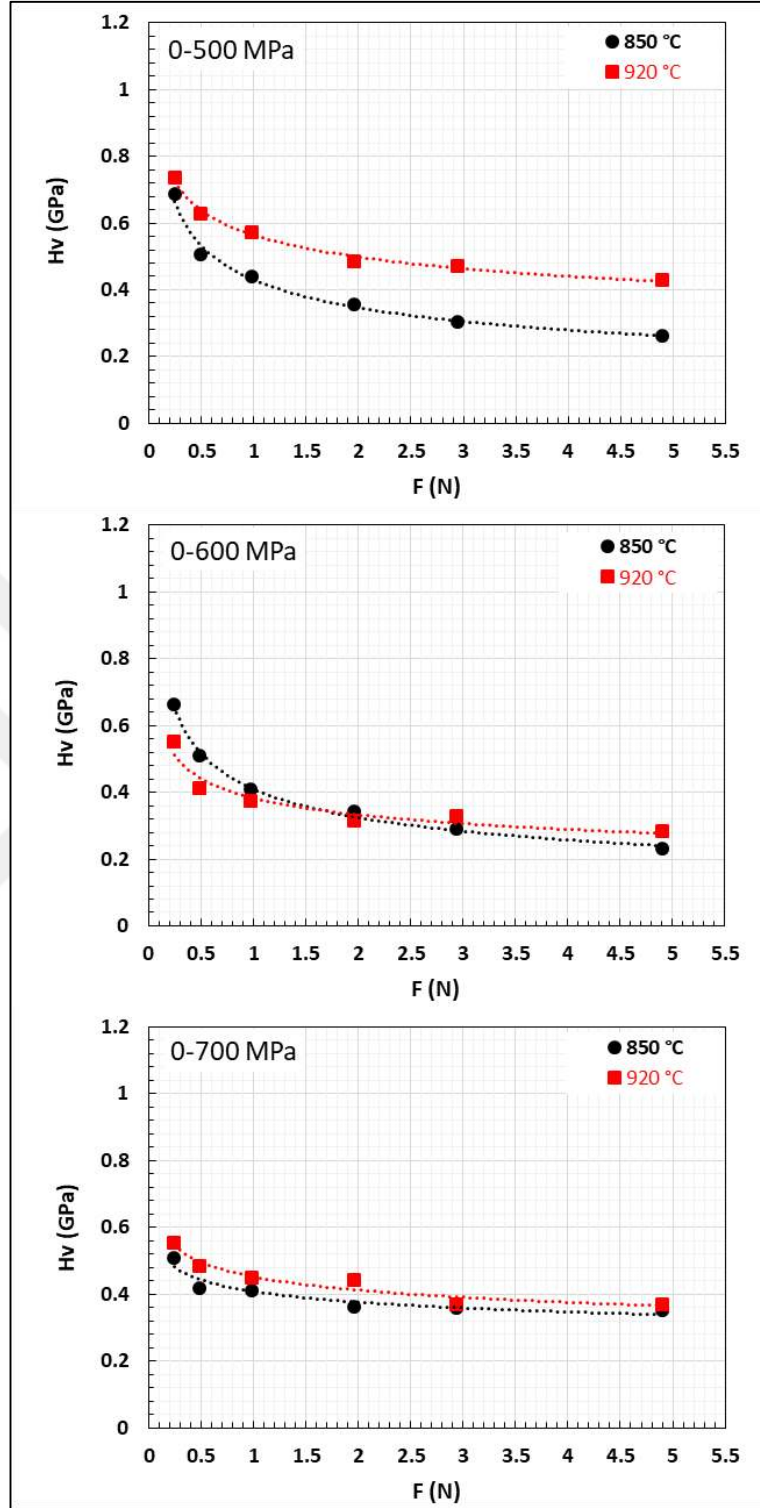
Şekil 5.21 Hays-Kendall yaklaşımına göre %1 KNT içeren numunelerin F ile d² değişimi

Tablo 5.15 %1 KNT içeren numuneler için Hays-Kendall yaklaşımına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler			$A_{HK} \times 10^{-5}(\text{GPa})$	$W_{HK}(\text{N})$	R	H_{HK} (GPa)	H_v (GPa)
%1 KNT	500	850 °C	21,735	0,115	0,9998	0,403	0,413-0,429
	MPa	920 °C	19,458	0,103	0,9992	0,361	0,369-0,393
	600	850 °C	22,773	0,077	0,9965	0,422	0,396-0,429
	MPa	920 °C	21,611	0,097	0,9991	0,401	0,403-0,409
	700	850 °C	22,980	0,093	0,997	0,426	0,434-0,502
	MPa	920 °C	24,225	0,076	0,9993	0,449	0,456-0,485

5.4.4 Cu-%1,5 KNT Kompozit Malzemelerdeki Sertlik Değişimi

Test yüklerinin bir fonksiyonu olarak yüke bağlı mikrosertlik değerlerinin değişimi Şekil 5.22’de detaylı olarak gösterilmiştir. Cu matris içerisine %1,5 KNT ilavesi ile mikrosertlik değerlerinin arttığı görülmektedir. Ancak bu sertlik artışı KNT içermeyen numuneler ile karşılaştırıldığında meydana gelmiştir. %1 KNT içeren kompozit malzemelere kıyasla mikro sertlik değerlerinin nispeten daha düşük olduğu söylenebilir. Grafiklerde her üç presleme basıncında üretilen ve yüksek sıcaklıklarda (920°C) sinterlenen numunelerde daha yüksek sertlik değerlerinin elde edildiği görülmektedir. Mikrosertlik değerleri numuneler için yaklaşık 1,96 N civarında platoya (doygunluk bölgesi) ulaşmıştır. Numunelerin sertlik değerleri diğer numunelerde olduğu gibi uygulanan yüke bağlı ÇBE davranışı göstermektedir. Uygulanan girinti testi yüklerine karşı parametrelerin değişimi, Tablo 5.16’da verilmiştir. *E* ve *Y* yüke bağlı değerlerinin %1,5 KNT içeriğindeki artışla arttığı tablodan görülmektedir.



Şekil 5.22 %1,5 KNT içeren numunelerde yüke bağlı sertlik değişimleri

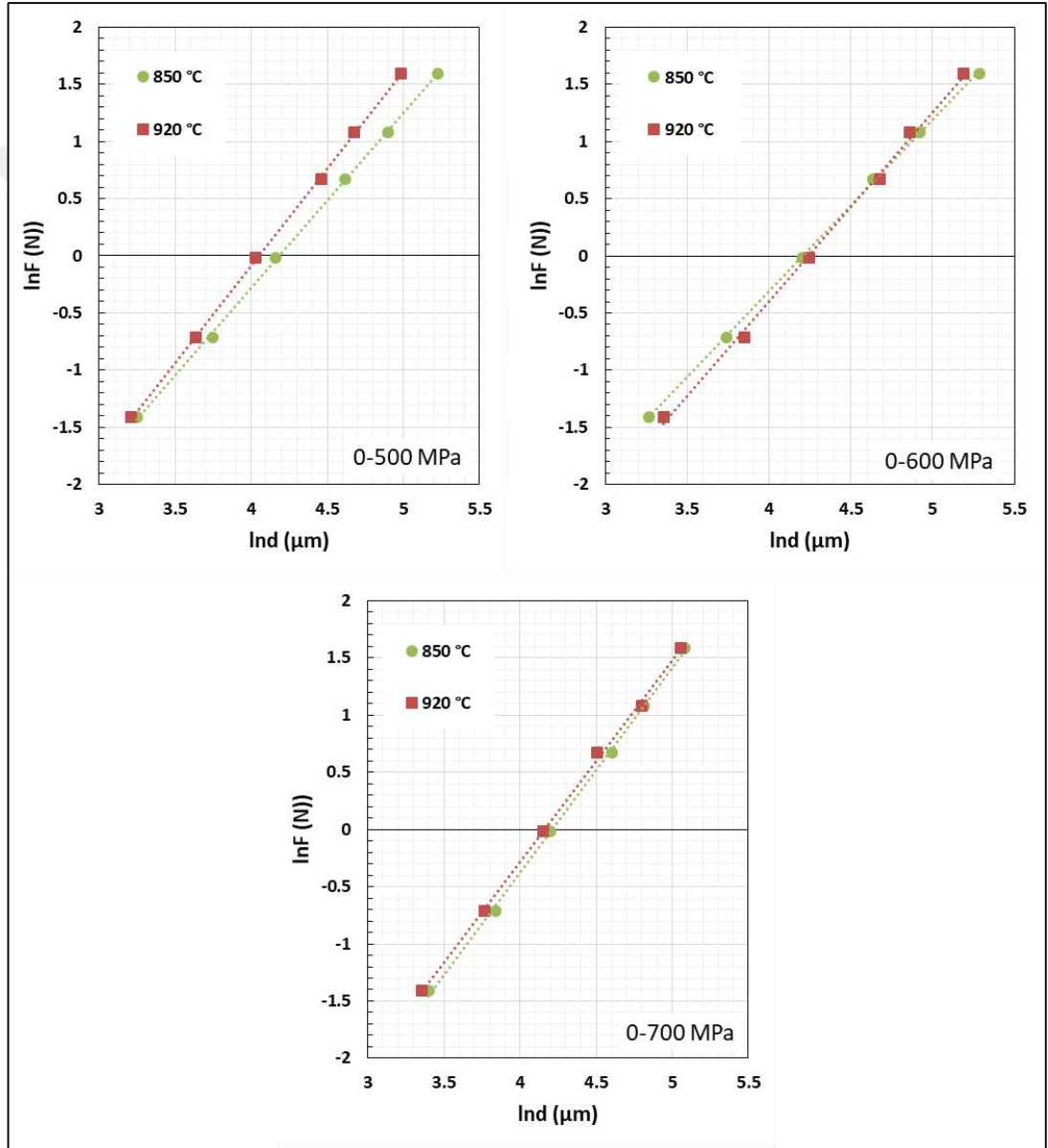
Tablo 5.16 %1,5 KNT içeren numunelerin yüke bağlı Hv, E ve Y değerleri

Numuneler		<i>F</i> (N)	<i>d</i> (μm)	<i>Hv</i> (Gpa)	<i>E</i> (GPa)	<i>Y</i> (GPa)
%1,5 KNT 500 MPa	850 °C	0,245	25,732	0,686	56,240	0,229
		0,490	42,344	0,507	41,537	0,169
		0,980	64,188	0,441	36,153	0,147
		1,960	101,218	0,355	29,078	0,118
		2,940	133,964	0,304	24,900	0,101
		4,900	185,868	0,263	21,558	0,088
	920 °C	0,245	24,854	0,735	60,283	0,245
		0,490	38,058	0,627	51,420	0,209
		0,980	56,344	0,572	46,920	0,191
		1,960	86,454	0,486	39,857	0,162
		2,940	107,682	0,470	38,539	0,157
		4,900	145,520	0,429	35,170	0,143
%1,5 KNT 600 MPa	850 °C	0,245	26,190	0,662	54,282	0,221
		0,490	42,250	0,509	41,722	0,170
		0,980	66,710	0,408	33,475	0,136
		1,960	103,120	0,342	28,015	0,114
		2,940	137,290	0,289	23,707	0,096
		4,900	197,370	0,233	19,119	0,078
	920 °C	0,245	28,650	0,554	45,373	0,185
		0,490	46,910	0,413	33,839	0,138
		0,980	69,700	0,374	30,664	0,125
		1,960	107,560	0,314	25,750	0,105
		2,940	128,740	0,329	26,962	0,110
		4,900	179,440	0,282	23,130	0,094
%1,5 KNT 700 MPa	850 °C	0,245	29,906	0,508	41,636	0,169
		0,490	46,540	0,420	34,385	0,140
		0,980	66,550	0,410	33,628	0,137
		1,960	99,950	0,364	29,820	0,121
		2,940	123,210	0,359	29,435	0,120
		4,900	160,730	0,352	28,828	0,117
	920 °C	0,245	28,668	0,553	45,310	0,184
		0,490	43,298	0,485	39,727	0,162
		0,980	63,582	0,450	36,845	0,150
		1,960	90,690	0,442	36,221	0,147
		2,940	121,236	0,371	30,402	0,124
		4,900	157,010	0,369	30,211	0,123

5.4.4.1 Analizler ve modeller

A. Meyer yasası

Şekil 5.23'te Cu-%1,5 KNT numunelerinin $\ln F - \ln d$ grafikleri verilmiştir. n değerleri diğer numunelerde olduğu gibi 2'den ($n < 2$) küçük bulunmuştur. Meyer Yasası sonuçlarına göre tüm örnekler ÇBE davranışı göstermektedir (Tablo 5.17).



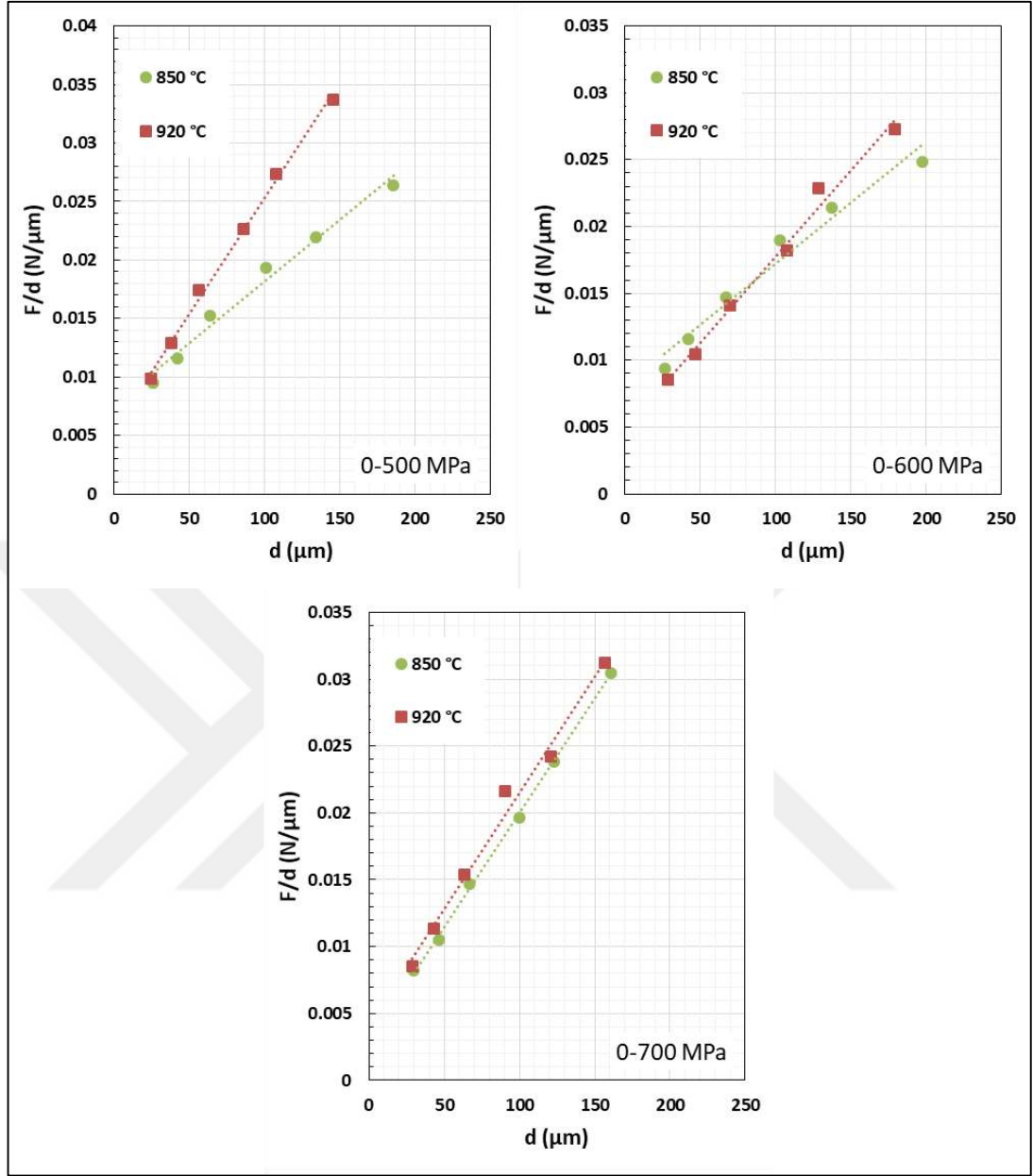
Şekil 5.23 Meyer yasasına göre %1,5 KNT içeren numunelerin $\ln F$ ile $\ln d$ değişimi

Tablo 5.17 %1,5 KNT içeren numuneler için Meyer yasasına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler		n_K	$Ln A_{IK}$	R	
%1,5 KNT	500 MPa	850 °C	1,515	-6,327	0,9995
		920 °C	1,695	-6,853	0,9998
	600 MPa	850 °C	1,483	-6,250	0,9997
		920 °C	1,633	-6,885	0,9977
	700 MPa	850 °C	1,781	-7,460	0,9989
		920 °C	1,762	-7,318	0,999

B. Orantılı numune direnç (OND) modeli

Bu yaklaşıma göre Cu-%1 KNT kompozit numunelerin F/d-d grafikleri Şekil 5.24'te verilmiştir. Tablo 5.18'den tüm örneklerin α sabitinin diğer numunelerde olduğu gibi pozitif değerlerde olduğu gözükmemektedir. OND modeli kullanılarak hesaplanan mikrosertlik değerleri ile plato bölgesindeki sertlik değerleri karşılaştırıldığında birbirini uyumlu olmadığı görülmektedir. Bu bakımdan gerçek mikro sertlik değerlerinin belirlenmesinde OND modeli pratik değildir.



Şekil 5.24 %1,5 KNT içeren numunelerin F/d - d grafikleri

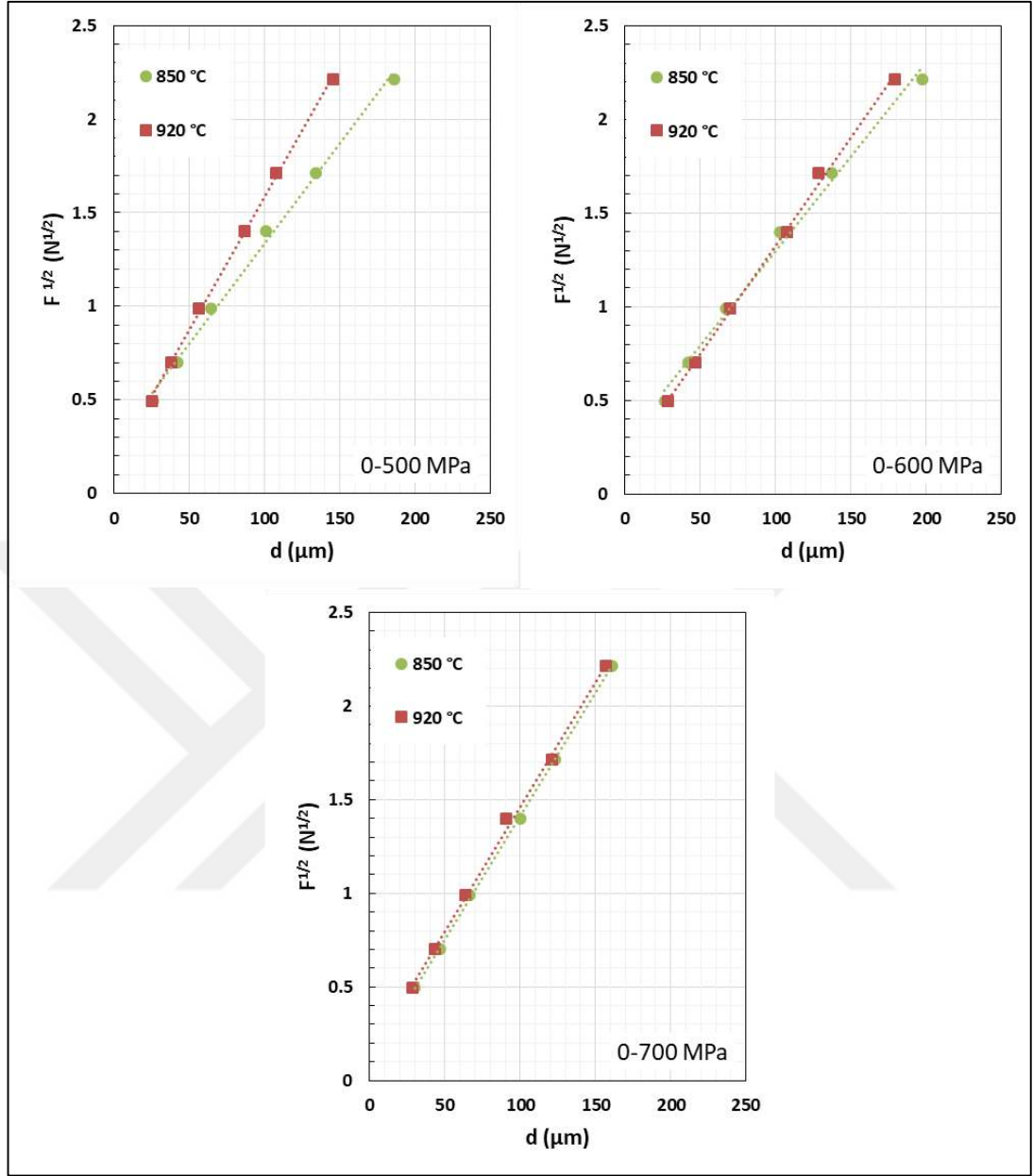
Tablo 5.18 %1,5 KNT içeren numuneler için OND modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler			$\beta \times 10^{-5}$ (N/ μm^2)	$\alpha \times 10^3$ (N/ μm)	R	Yükten bağımsız sertlik H_{OND} (GPa)	Plato bölgesindeki yüke bağlı sertlik H_v (GPa)
%1,5 KNT	500	850 °C	10,517	6,815	0,9824	0,1950	0,265-0,355
	MPa	920 °C	19,736	4,952	0,9962	0,3660	0,429-0,486
	600	850 °C	9,039	6,986	0,9652	0,1676	0,233-0,342
	MPa	920 °C	12,438	4,989	0,9891	0,2306	0,282-0,314
	700	850 °C	17,040	3,096	0,9986	0,3160	0,352-0,364
	MPa	920 °C	17,658	3,484	0,9879	0,3274	0,369-0,442

C. Elastik/plastik deformasyon modeli

Bu modele göre mikro sertlikler analiz edildiğinde (Şekil 5.25) bütün numuneler için elde edilen en iyi fit değerleri Tablo 5.19’da verilmiştir. Burada da değerleri diğer numunelerde olduğu gibi pozitifdir. Bu durum uygulanan yükle birlikte bir miktar elastik deformasyon davranışında meydana geldiğini göstermektedir. Ancak bu modele göre hesaplanan mikrosertlik değerleri plato bölgesi için belirlenen mikro sertlik değerlerinden farklıdır. Dolayısıyla bu modelinde gerçek sertliğin belirlenmesi için yeterli olmadığı söylenebilir.





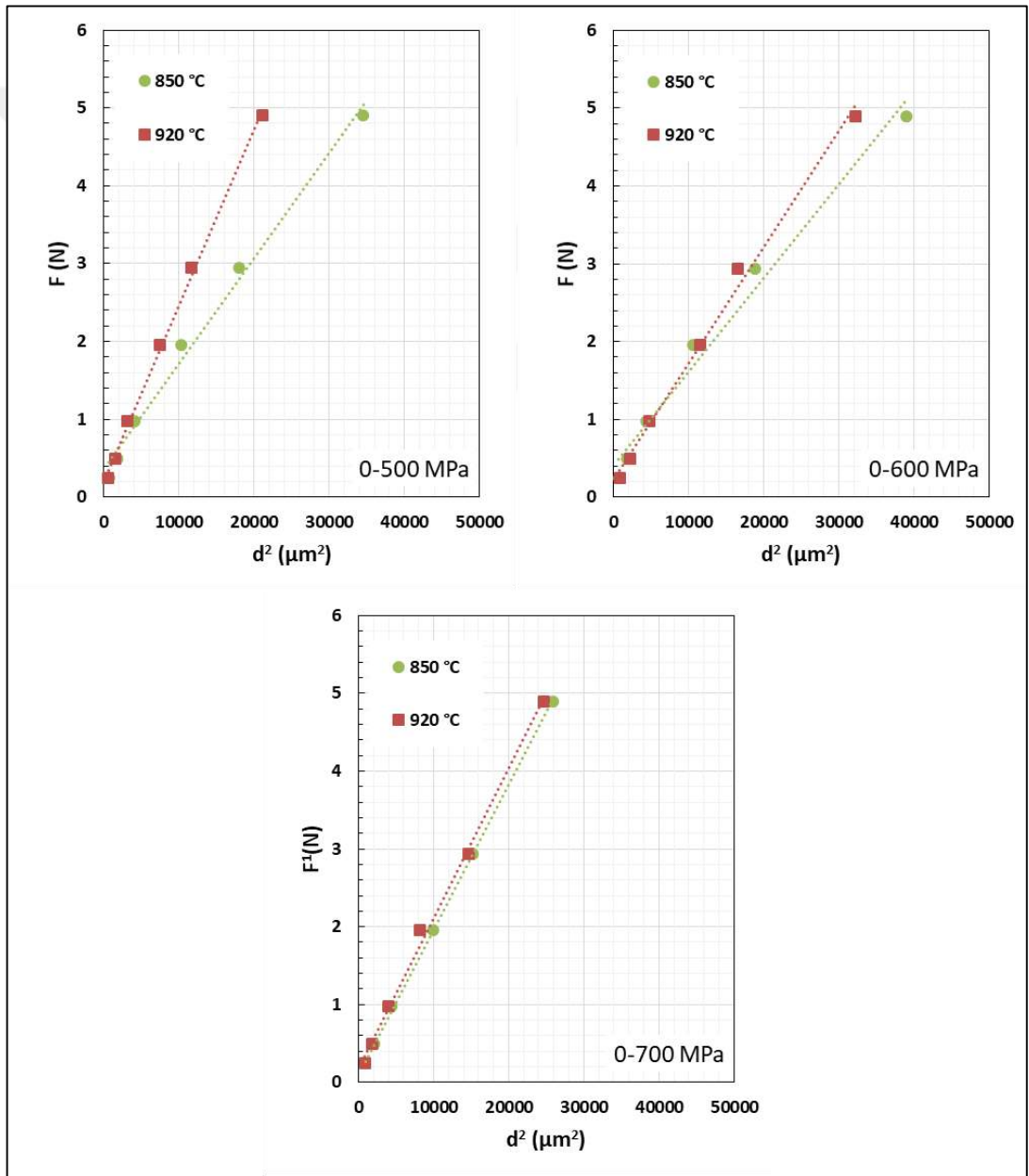
Şekil 5.25 %1,5 KNT içeren numunelerin uygulanan yüklerin kareköküne karşı diyagonal uzunluk grafikleri

Tablo 5.19 %1,5 KNT içeren numuneler için EPD modeline göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

Numuneler		A_2 (N/ μm^2)	d_e (μm)	R	H_{EPD} (GPa)	H_v (GPa)	
%1,5 KNT	500	850 °C	0,0107	0,2643	0,996	0,214	0,265-0,355
	MPa	920 °C	0,0142	0,1633	0,9961	0,376	0,429-0,486
	600	850 °C	0,0100	0,2912	0,9927	0,187	0,233-0,342
	MPa	920 °C	0,0114	0,1726	0,9978	0,241	0,282-0,314
	700	850 °C	0,0131	0,0995	0,9997	0,320	0,352-0,364
	MPa	920 °C	0,0134	0,1346	0,9975	0,333	0,369-0,442

D. Hays–Kendall yaklaşımı

Bu yaklaşıma göre Şekil 5.26’da verilen F - d^2 grafiğinden hesaplanan W_{HK} , A_{HK} ve H_{HK} değerleri Tablo 5.20’de verilmiştir. W_{HK} değerleri diğer numunelerde olduğu gibi tüm numuneler için pozitiftir. Bu sonuca göre, uygulanan yükün plastik ve elastik deformasyon için yeterli olduğu söylenebilir. Ayrıca HK modeli ile elde edilen sertlik değerlerinin diğer modellere kıyasla plato bölgesindeki sertlik değerlerine en yakını olduğu söylenebilir.



Şekil 5.26 Hays-Kendall yaklaşımına göre %1,5 KNT içeren numunelerin F ile d^2 değişimi

Tablo 5.20 %1,5 KNT içeren numuneler için Hays-Kendall yaklaşımına göre deneysel verilerin en uygun sonuçları

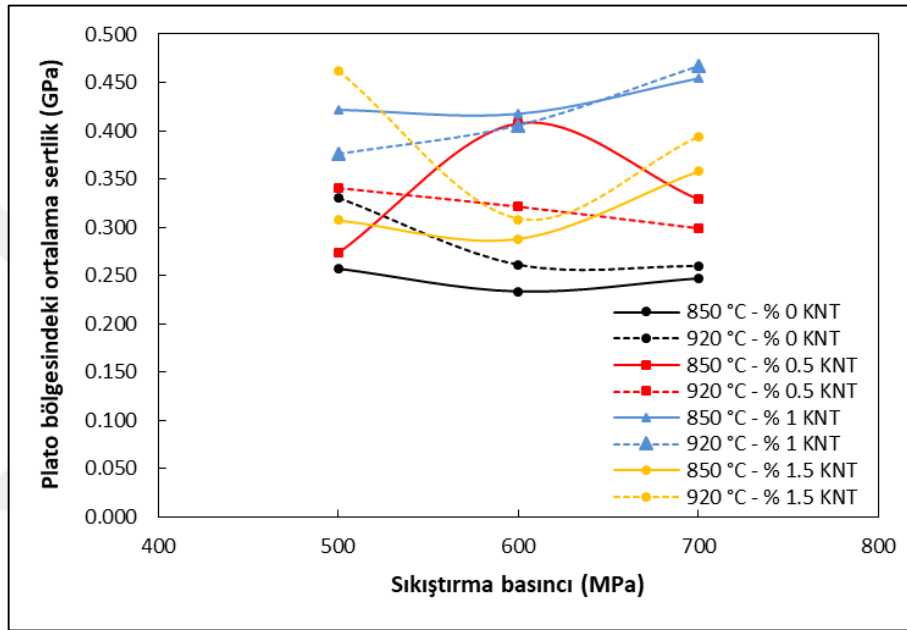
Numuneler		$A_{HK} \times 10^{-5}(\text{GPa})$	$W_{HK}(\text{N})$	R	$H_{HK}(\text{GPa})$	$H_v(\text{GPa})$
%1,5 KNT	500 850 °C	13,738	0,154	0,9907	0,255	0,265-0,355
	MPa 920 °C	22,643	0,105	0,9974	0,420	0,429-0,486
	600 850 °C	12,164	0,162	0,9833	0,226	0,233-0,342
	MPa 920 °C	14,835	0,123	0,9942	0,275	0,282-0,314
	700 850 °C	18,664	0,078	0,9998	0,346	0,352-0,364
	MPa 920 °C	19,534	0,084	0,9964	0,362	0,369-0,442

5.4.5 Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Mikro sertlik ölçümleri, Cu matris içerisine ilave edilen KNT parçacıklarının ve üretim parametrelerinin mekanik özellikler üzerindeki etkisini araştırmak için yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar tümüyle değerlendirildiğinde tüm numunelerin (Cu-%x KNT (x:0; 0,5; 1; 1,5) mikrosertlik değerlerindeki azalış, ÇBE davranışı gösteren uygulanan yükün artışına bağlıdır. Cu matris içerisine ilave edilen KNT, presleme basıncı ve sinterleme sıcaklığı malzemelerin bu davranışını değiştirmemiştir. Bu parametreler ile yalnızca mikrosertlik değerleri değişmiştir.

Şekil 5.27’de Cu-%x KNT (x:0; 0,5; 1; 1,5) kompozit malzemelere ait plato bölgesinde yükten bağımsız elde edilen sertlik ortalamaları verilmiştir. Grafikte de anlaşılabileceği gibi, tüm kompozit numuneler için elde edilen sertlik, saf Cu numunesinden daha büyüktür. Kompozitlerde KNT’lerin ağırlıkça fraksiyonu %1’e ulaştığında sertlikteki artış maksimum seviyeye ulaşmıştır. En yüksek sertlik 0,467 GPa ile 700 MPa basınçta sıkıştırılmış ve 920°C’de sintelenmiş numunede elde edilmiştir. En düşük sertlik ise 0,234 GPa ile 600 MPa basınçta sıkıştırılmış ve 850°C’de sintelenmiş numunede elde edilmiştir. Her iki numune arasında yaklaşık %100 fark oluşmuştur. Sertlikteki bu artış çeşitli etkilere atfedilebilir (Chandranth vd., 2010; Mallikarjuna vd., 2016). Birincisi, Cu ve KNT arasındaki termal uyumsuzluk nedeniyle dislokasyon üretimi (Lin vd., 2011). Zhang ve Chen (2008) ve Long vd. (2015), tarafından çalışılan Orowan güçlendirme mekanizmasına göre KNT’ler etraflarında bir dislokasyon döngüsü ve yoğunluğu oluştu. Bir dislokasyon hattı KNT’leri baypas ettiğinde hem KNT’lerin bariyerini hem de dislokasyon döngülerini aşması gerekir. Bu nedenle daha fazla dış güce ihtiyaç vardır. Bu şekilde kompozitlerin sertliği gelişmiştir. Diğer bir sebep ise işlemlerin

(presleme ve sinterleme) numunelerin gözenekliliğini azaltırken yoğunluklarını arttırmıştır. Kalıpta gerdirmeden kaynaklanan iş sertleşmesi de numunelerin sertliğine katkıda bulunmuştur (Zhao vd., 2016). İkincisi, Cu ile karşılaştırıldığında kompozit tanelerin ortalama boyutunda azalma (Akbarpour vd., 2013). Kompozit malzemelerde KNT içeriği %1,5 seviyelerine ulaştığında sertlikte önemli azalma gözlenmiştir. Bu durumun yapısal kusurların artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 5.27 Kompozit malzemelerin yükten bağımsız sertlik değişimi

Hesaplanan Vickers mikrosertlik değerlerinin uygulanan yükün artmasıyla azaldığı kaydedilmiştir. Yükün bağımlılığı, ÇBE'nin örnekler üzerinde bir etkisi olduğunu gösterir. Mikrosertlik ölçümlerinin sonuçları Meyer kanunu, OND, EPD modelleri ve HK yaklaşımı kullanılarak analiz edilmiştir. Elde edilen sonuçlar Tablo 5.21'de verilmiştir. Bu sonuçlara göre Cu-%x KNT (x:0; 0,5; 1; 1,5) kompozit malzemeler için OND, EPD modelleri ve HK yaklaşımı ile hesaplanan sertlik değerlerinin yükten bağımsız gerçek sertlik değerleri ile uyumlu olmadığı görülmektedir. Buna rağmen en yakın sonuçların HK yaklaşımı ile elde edildiği söylenebilir.

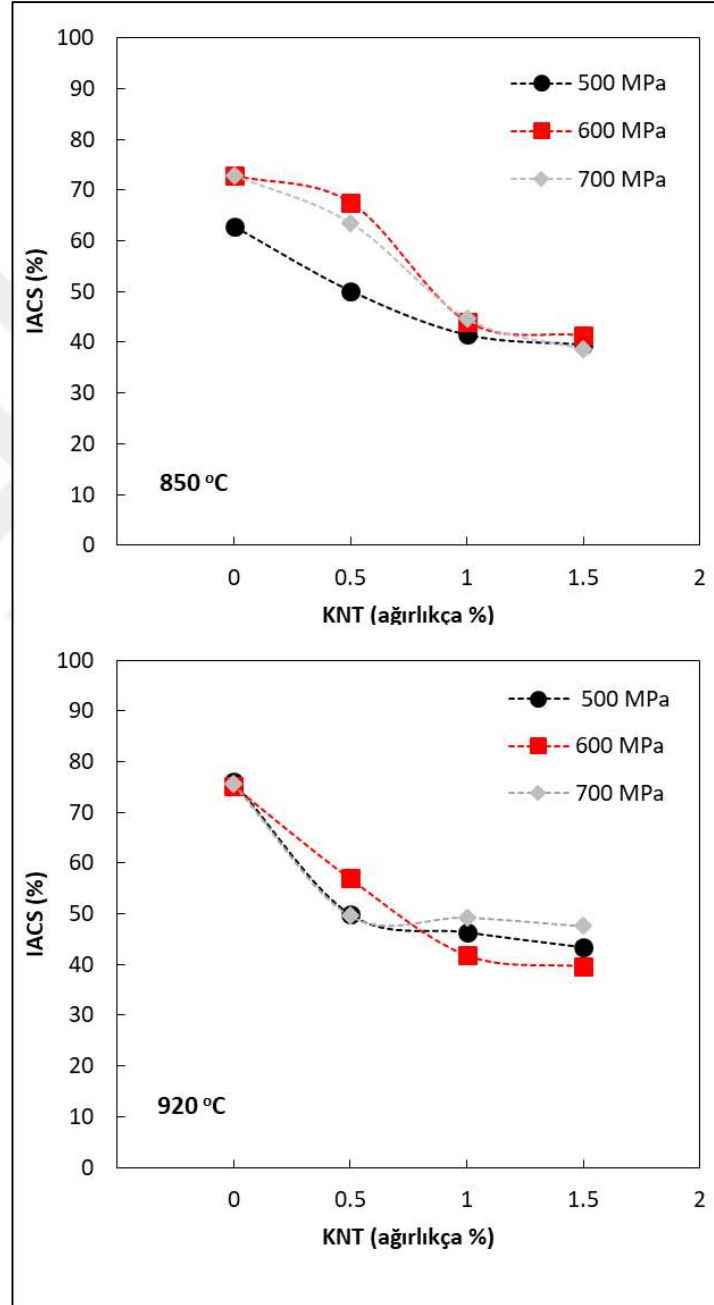
Tablo 5.21 Plato bölgesinde yüke bağlı Vickers mikrosertliği sonuçları ve OND, EPD ve HK modelleri kullanılarak hesaplanan yükten bağımsız sertlik değerleri

Numuneler			H_{OND} (GPa)	H_{EPD} (GPa)	H_{HK} (GPa)	<i>Plato bölgesindeki yüke bağlı sertlik H_v (GPa)</i>
%0 KNT	500	850 °C	0,174	0,191	0,227	0,235-0,272
	MPa	920 °C	0,254	0,266	0,304	0,312-0,347
	600	850 °C	0,147	0,156	0,181	0,186-0,250
	MPa	920 °C	0,180	0,191	0,223	0,230-0,263
	700	850 °C	0,194	0,200	0,225	0,230-0,262
	MPa	920 °C	0,165	0,184	0,222	0,230-0,289
%0,5 KNT	500	850 °C	0,155	0,180	0,222	0,230-0,294
	MPa	920 °C	0,242	0,259	0,304	0,313-0,367
	600	850 °C	0,355	0,364	0,402	0,403-0,410
	MPa	920 °C	0,211	0,228	0,270	0,230-0,263
	700	850 °C	0,229	0,245	0,287	0,295-0,366
	MPa	920 °C	0,188	0,210	0,253	0,261-0,331
%1 KNT	500	850 °C	0,344	0,357	0,403	0,413-0,429
	MPa	920 °C	0,315	0,324	0,361	0,369-0,393
	600	850 °C	0,385	0,391	0,422	0,396-0,429
	MPa	920 °C	0,354	0,363	0,401	0,403-0,409
	700	850 °C	0,380	0,388	0,426	0,434-0,502
	MPa	920 °C	0,411	0,416	0,449	0,456-0,485
%1,5 KNT	500	850 °C	0,195	0,214	0,255	0,265-0,355
	MPa	920 °C	0,366	0,376	0,420	0,429-0,486
	600	850 °C	0,167	0,187	0,226	0,233-0,342
	MPa	920 °C	0,230	0,241	0,275	0,282-0,314
	700	850 °C	0,316	0,320	0,346	0,352-0,364
	MPa	920 °C	0,327	0,333	0,362	0,369-0,442

5.4.6 Elektrik İletkenliği Sonuçları

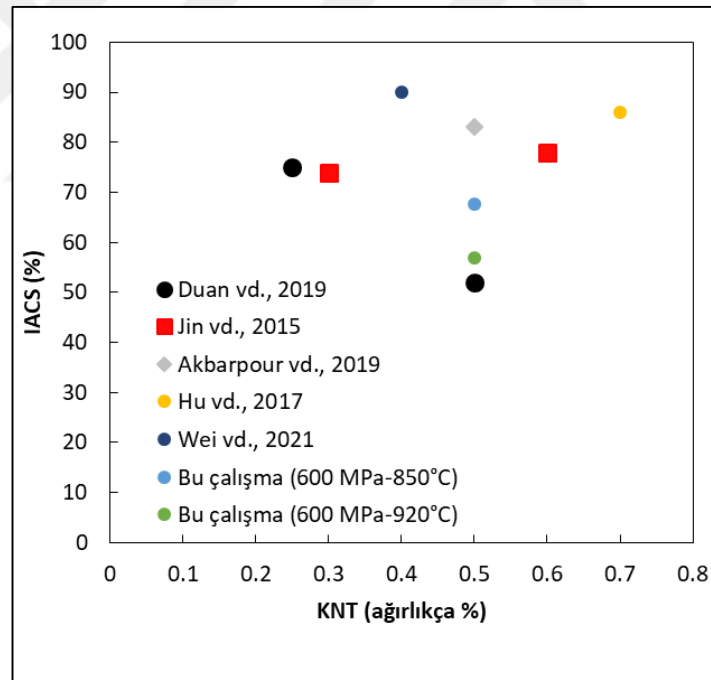
Kompozitlerin elektriksel iletkenliği Uluslararası Tavlı Bakır Standardı (IACS) olarak ifade edilmektedir. Bu standarta göre tavllanmış saf bakırın iletkenliği 20 °C’de $58 \times 106 \text{ S.m}^{-1}$ olarak belirlenmiş ve bu değer %100 IACS olarak tanımlanmıştır. Şekil 5.28’de üretim parametrelerinin bir fonksiyonu olarak Cu-KNT kompozit numunelerin elektrik iletkenliği gösterilmektedir. Grafiklere bakıldığında kompozitlerin elektrik iletkenliği ara yüzey tarafından elektronların ana saçılımına bağlanabilen saf Cu’dan daha düşük olduğu görülmektedir (Yang vd., 2018; Wei vd., 2021). Bununla birlikte, artan KNT içeriği ile kompozitlerin elektrik iletkenliğinin saf Cu’nunkinden uzaklaşmıştır. En yüksek elektrik iletkenliği 76,06 IACS ile 500 MPa sıkıştırma basıncında preslenmiş ve 920 °C sıcaklıklarda sinterlenmiş KNT içermeyen referans numunesinde elde edilmiştir. Buna karşın en düşük elektrik iletkenliği ise 39,64 IACS

ile 500 MPa sıkıştırma basıncında preslenmiş ve 850 °C sıcaklıklarda sinterlenmiş %1,5 KNT içeren kompozit numunelerde elde edilmiştir. Bu azalma, bakır matriste bazı aglomere KNT'lerin varlığına, KNT'lerin rastgele ve yönsüz dağılımına ve Cu ile KNT arasındaki nispeten zayıf arayüz kuvvetine bağlanabilir (Tazegul vd., 2016; Akbarpour vd., 2019).



Şekil 5.28 Üretim parametrelerinin elektrik iletkenliği üzerine etkisi

Cu-KNT kompozit malzemeler arasında en yüksek iletkenlik %0,5 KNT içeren numunelerde elde edilmiştir. Fakat Şekil 5.29’da gösterildiği gibi, bu çalışmada hazırlanan Cu-%0,5 KNT kompozitin elektrik iletkenliği ağırlıkça %0,2 ila %0,8 aralığında KNT içeriğine sahip toz metalurjisi ile karşılaştırıldığında çoğundan daha düşük performans sergilemiştir (Yu vd., 2015; Hu vd., 2017; Akbarpour vd., 2019; Duan vd., 2019; Wei vd., 2021). Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen numuneler sinterleme işleminden sonra dahi yapıda mikro gözenekler içerebilmektedir. Üretim aşamasında oluşan gözeneklilik ve aglomerasyon ile birlikte bakır matris kafesinin bütünlüğü bozulur. Bu faktörler elektron saçılımını artırır ve elektriksel iletkenliği azaltır (Duan vd., 2019). Sıkıştırma basıncı ve sinterleme sıcaklığının iletkenlik üzerine etkisi net olarak belirlenememiştir. Öte yandan Moustafa and Taha (2020) tarafından yapılan çalışmada artan sinterleme sıcaklığı ile birlikte iletkenliğin arttığı rapor edilmiştir.



Şekil 5.29 Bu çalışmada ve diğer literatürlerde hazırlanan KNT’ler ile güçlendirilmiş Cu matrisli kompozitlerin elektriksel iletkenliği

6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş Cu-KNT kompozit malzemelerin mekaniksel ve elektriksel özellikleri araştırılmıştır. Çalışmada kompozitler Cu matris içerisine ağırlıkça %0; 0,5; 1 ve 1,5 oranlarda KNT parçacıklarının ilevesi ile üretilmiştir. Üretim aşamasında başlangıç tozları biyleli karıştırıcıda (biyle/toz oranı 10:1) 400 rpm karıştırma hızında 120 dakika boyunca karıştırılmıştır. Karışım tozlar 500, 600 ve 700 MPa basınç altında çelik bir kalıp içerisinde tek yönlü olarak sıkıştırılmıştır. Sıkıştırma sonrası üretilen numuneler argon atmosferinde 850°C ve 920°C sıcaklıklarda sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Üretim parametrelerinin numunelerin fiziksel ve mekanik özellikler üzerine etkilerini belirlemek amacıyla mikroyapı analizi, XRD analizi, sertlik ölçümü ve elektriksel iletkenlik ölçümü yapılmıştır. Çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

- ✓ KNT'lerin içeriği ağırlıkça özellikle %0,5'i aştığında tozların aglomerasyonundan ve KNT kümesiyle dolu makro gözeneklerin varlığından dolayı sinterlenmiş kompozitlerin bağıl yoğunluğu düşmüştür.
- ✓ Sıkıştırma basıncındaki değişime bağılı olarak yoğunluk değişimleri nispeten karmaşık bir korelasyon içerisindedir. 850°C sıcaklıkta sinterlenmiş KNT içeren numuneler arasında bağıl yoğunluk değerlerinin en yüksek olduğu basınç değeri 600 MPa olarak tespit edilmiştir. Maksimum bağıl yoğunluk değerleri KNT içermeyen numunelerde elde edilmiştir. Bu numuneler arasında ise 700 MPa basınçta sıkıştırılan kompozitlerde ortalama %95,26 ile en yüksek bağıl yoğunluk değerine ulaşılmıştır. %1,5 KNT içeren kompozit malzemelerin yoğunluk değerlerinin en düşük seviyededir. Özellikle 500 MPa sıkıştırma basıncında preslenmiş numunelerde elde edilen bağıl yoğunluk değeri ortalama %90,81 olarak belirlenmiştir.
- ✓ 920°C sıcaklıkta sinterlenmiş numunelerde en yüksek bağıl yoğunluk değeri 700 MPa basınçta üretilen KNT içermeyen numunelerde elde edilmiştir. Bu numune için hesaplanan bağıl yoğunluk değeri ortalama %95,90 olarak

belirlenmiştir. Minimum bağıl yoğunluk %1,5 KNT içeren ve 500 MPa basınçta sıkıştırılmış numunede %90,47 olarak elde edilmiştir.

- ✓ Her üç presleme basıncında sıkıştırılmış numunelerde sinterleme sıcaklığı yüksek (920°C) olan numunelerde bağıl yoğunluk değerlerinin yüksek sıcaklıklarda atomik yayılımın fazla olmasından dolayı nispeten daha yüksek olduğu tespit edilmiştir.
- ✓ Presleme basıncı ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak XRD piklerinde önemli bir farklılık oluşmamıştır. Fakat KNT'lerin Cu matrise ilave edilmesiyle matris tane boyutunun azalmasından dolayı pik yoğunluklarının nispeten azaldığı söylenebilir.
- ✓ Cu-KNT kompozit malzemelere ait plato bölgesinde yükten bağımsız elde edilen ortalama sertlik değerleri saf Cu numunesinden daha yüksek elde edilmiştir. Kompozitlerdeki %1 oranında KNT sertlik seviyesini maksimum düzeye çıkartmıştır. En yüksek sertlik 0,467 GPa ile 700 MPa basınçta sıkıştırılmış ve 920°C'de sintelenmiş numunede elde edilmiştir. En düşük sertlik ise 0,234 GPa ile 600 MPa basınçta sıkıştırılmış ve 850°C'de sintelenmiş numunede elde edilmiştir. Kompozit malzemelerde KNT içeriği %1,5 seviyelerine ulaştığında yapısal kusurların artması sertlikte önemli azalmaya neden olmuştur.
- ✓ Hesaplanan Vickers mikrosertlik değerlerinin uygulanan yükün artmasıyla azaldığı tespit edilmiştir. Cu matris içerisine ilave edilen KNT, presleme basıncı ve sinterleme sıcaklığı malzemelerin ÇBE davranışını değiştirmemiştir. Kompozit malzemeler için OND, EPD modelleri ve HK yaklaşımı ile hesaplanan sertlik değerlerinin yükten bağımsız gerçek sertlik değerleri ile uyumlu olmadığı ancak, en yakın sonuçların HK yaklaşımı ile elde edildiği tespit edilmiştir.
- ✓ Kompozitlerin elektrik iletkenliği KNT'lerin rastgele ve yönsüz dağılımından ve Cu ile KNT arasındaki nispeten zayıf arayüz kuvvetinden dolayı saf Cu'dan daha düşük olduğu tespit edilmiştir. En yüksek elektrik iletkenliği

76,06 IACS ile 500 MPa sıkıştırma basıncında preslenmiş ve 920°C sıcaklıklarda sinterlenmiş KNT içermeyen referans numunesinde elde edilmiştir. Buna karşın en düşük elektrik iletkenliği ise 39,64 IACS ile 500 MPa sıkıştırma basıncında preslenmiş ve 850 °C sıcaklıklarda sinterlenmiş %1,5 KNT içeren kompozit numunelerde elde edilmiştir. Cu-KNT kompozit malzemeler arasında en yüksek iletkenlik %0,5 KNT içeren numunelerde elde edilmiştir.



KAYNAKLAR

- Agarwal, A., Lahiri, D., & Bakshi, S. R. (2018). Carbon nanotubes: reinforced metal matrix composites. *CRC press*.
- Ahmad, K., & Pan, W. (2009). Dramatic effect of multiwalled carbon nanotubes on the electrical properties of alumina based ceramic nanocomposites. *Composites Science and Technology*, 69(7-8), 1016-1021.
- Akbarpour, M. R. (2016). Analysis of load transfer mechanism in Cu reinforced with carbon nanotubes fabricated by powder metallurgy route. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25(5), 1749-1756.
- Akbarpour, M. R., & Alipour, S. (2017). Wear and friction properties of spark plasma sintered SiC/Cu nanocomposites. *Ceramics International*, 43(16), 13364-13370.
- Akbarpour, M. R., & Alipour, S. (2018). Microstructure and tribological properties of nanostructured aluminum reinforced with SiC nanoparticles fabricated by powder metallurgy route. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71(3), 745-752.
- Akbarpour, M. R., Alipour, S., Farvizi, M., & Kim, H. S. (2019). Mechanical, tribological and electrical properties of Cu-CNT composites fabricated by flake powder metallurgy method. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 19, 694-706.
- Akbarpour, M. R., Mirabad, H. M., Alipour, S., & Kim, H. S. (2020). Enhanced tensile properties and electrical conductivity of Cu-CNT nanocomposites processed via the combination of flake powder metallurgy and high pressure torsion methods. *Materials Science and Engineering: A*, 773, 138888.
- Akbarpour, M. R., Salahi, E., Hesari, F. A., Simchi, A., & Kim, H. S. (2013). Fabrication, characterization and mechanical properties of hybrid composites of copper using the nanoparticulates of SiC and carbon nanotubes. *Materials Science and Engineering: A*, 572, 83-90.
- Akkurt, B., & Yildirim, G. (2016). Change of mechanical performance and characterization with replacement of Ca by Gd nanoparticles in Bi-2212 system and suppression of durable tetragonal phase by Gd. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 27(12), 13034-13043.
- Arai, S., Osaki, T., Hirota, M., & Uejima, M. (2016). Fabrication of copper/single-walled carbon nanotube composite film with homogeneously dispersed nanotubes by electroless deposition. *Materials Today Communications*, 7, 101-107.
- Arda, L., Ozturk, O., Asikuzun, E., & Ataoglu, S. (2013). Structural and mechanical properties of transition metals doped ZnMgO nanoparticles. *Powder technology*, 235, 479-484.

- Arnaud, C., Lecouturier, F., Mesguich, D., Ferreira, N., Chevallier, G., Estournès, C., ... & Laurent, C. (2016). High strength–High conductivity double-walled carbon nanotube–Copper composite wires. *Carbon*, 96, 212-215.
- Aryasomayajula, L., & Wolter, K. J. (2013). Carbon nanotube composites for electronic packaging applications: a review. *Journal of Nanotechnology*, 2013, 1-6.
- Asikuzun, E., Ozturk, O., Cetinkara, H. A., Yildirim, G., Varilci, A., Yilmazlar, M., & Terzioğlu, C. (2012). Vickers hardness measurements and some physical properties of Pr₂O₃ doped Bi-2212 superconductors. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 23(5), 1001-1010.
- Aşıkuzun, E. (2016), Characterization of ZnO Based Diluted Magnetic Semiconductor Thin Films and Nano Particles Produced by Sol-Gel Method, Abant İzzet Baysal Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi
- Azarniya, A., Azarniya, A., Sovizi, S., Hosseini, H. R. M., Varol, T., Kawasaki, A., & Ramakrishna, S. (2017b). Physicomechanical properties of spark plasma sintered carbon nanotube-reinforced metal matrix nanocomposites. *Progress in Materials Science*, 90, 276-324.
- Azarniya, A., Safavi, M. S., Sovizi, S., Azarniya, A., Chen, B., Madaah Hosseini, H. R., & Ramakrishna, S. (2017a). Metallurgical challenges in carbon nanotube-reinforced metal matrix nanocomposites. *Metals*, 7(10), 384.
- Bull, S. J., Page, T. F., & Yoffe, E. H. (1989). An explanation of the indentation size effect in ceramics. *Philosophical Magazine Letters*, 59(6), 281-288.
- Casati, R., & Vedani, M. (2014). Metal matrix composites reinforced by nanoparticles—a review. *Metals*, 4(1), 65-83.
- Casstevens, J. M., Rylander, H. G., & Eliezer, Z. (1978). Friction and wear characteristics of powder metallurgy copper-graphite brushes at high sliding speeds. *Wear*, 49(1), 169-178.
- Chandrakanth, R. G., Rajkumar, K., & Aravindan, S. (2010). Fabrication of copper–TiC–graphite hybrid metal matrix composites through microwave processing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 48(5), 645-653.
- Chen, B., Kondoh, K., Imai, H., Umeda, J., & Takahashi, M. (2016). Simultaneously enhancing strength and ductility of carbon nanotube/aluminum composites by improving bonding conditions. *Scripta Materialia*, 113, 158-162.
- Chen, W. X., Tu, J. P., Wang, L. Y., Gan, H. Y., Xu, Z. D., & Zhang, X. B. (2003). Tribological application of carbon nanotubes in a metal-based composite coating and composites. *Carbon*, 41(2), 215-222.
- Chen, X., Tao, J., Liu, Y., Bao, R., Li, F., Li, C., & Yi, J. (2019). Interface interaction and synergistic strengthening behavior in pure copper matrix composites reinforced with functionalized carbon nanotube-graphene hybrids. *Carbon*, 146, 736-755.

- Chen, X., Tao, J., Liu, Y., Bao, R., Li, F., Li, C., & Yi, J. (2019). Interface interaction and synergistic strengthening behavior in pure copper matrix composites reinforced with functionalized carbon nanotube-graphene hybrids. *Carbon*, 146, 736-755.
- Chen, X., Tao, J., Yi, J., Li, C., Bao, R., Liu, Y., ... & Tan, S. (2018). Balancing the strength and ductility of carbon nanotubes reinforced copper matrix composites with microlaminated structure and interdiffusion interface. *Materials Science and Engineering: A*, 712, 790-793.
- Cheng, B., Bao, R., Yi, J., Li, C., Tao, J., Liu, Y., ... & You, X. (2017). Interface optimization of CNT/Cu composite by forming TiC nanoprecipitation and low interface energy structure via spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 722, 852-858.
- Choi, H. J., Kwon, G. B., Lee, G. Y., & Bae, D. H. (2008). Reinforcement with carbon nanotubes in aluminum matrix composites. *Scripta Materialia*, 59(3), 360-363.
- Choi, H., Shin, J., Min, B., Park, J., & Bae, D. (2009). Reinforcing effects of carbon nanotubes in structural aluminum matrix nanocomposites. *Journal of Materials Research*, 24(8), 2610-2616.
- Chu, K., Jia, C. C., & Li, W. S. (2013a). Thermal conductivity enhancement in carbon nanotube/Cu–Ti composites. *Applied physics A*, 110(2), 269-273.
- Chu, K., Jia, C. C., Jiang, L. K., & Li, W. S. (2013b). Improvement of interface and mechanical properties in carbon nanotube reinforced Cu–Cr matrix composites. *Materials & Design*, 45, 407-411.
- Chu, K., Wang, F., Wang, X. H., Li, Y. B., Geng, Z. R., Huang, D. J., & Zhang, H. (2018). Interface design of graphene/copper composites by matrix alloying with titanium. *Materials & Design*, 144, 290-303.
- Ci, L., Suhr, J., Pushparaj, V., Zhang, X., & Ajayan, P. M. (2008). Continuous carbon nanotube reinforced composites. *Nano letters*, 8(9), 2762-2766.
- Coleman, J. N., Cadek, M., Blake, R., Nicolosi, V., Ryan, K. P., Belton, C., ... & Blau, W. J. (2004). High performance nanotube- reinforced plastics: Understanding the mechanism of strength increase. *Advanced Functional Materials*, 14(8), 791-798.
- Coleman, J. N., Khan, U., Blau, W. J., & Gun'ko, Y. K. (2006). Small but strong: a review of the mechanical properties of carbon nanotube–polymer composites. *Carbon*, 44(9), 1624-1652.
- Dekker, C. (1999). Carbon nanotubes as molecular quantum wires. *Physics today*, 52, 22-30.
- Deng, C. F., Wang, D. Z., Zhang, X. X., & Li, A. B. (2007). Processing and properties of carbon nanotubes reinforced aluminum composites. *Materials Science and engineering: A*, 444(1-2), 138-145.

- Dong, S. R., Tu, J. P., & Zhang, X. B. (2001). An investigation of the sliding wear behavior of Cu-matrix composite reinforced by carbon nanotubes. *Materials Science and Engineering: A*, 313(1-2), 83-87.
- Duan, B., Zhou, Y., Wang, D., & Zhao, Y. (2019). Effect of CNTs content on the microstructures and properties of CNTs/Cu composite by microwave sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 771, 498-504.
- Dyadenko, N. S., Lun'ko, A. I., & Kholoptseva, T. V. (1973). Electrical resistivity of copper-graphite powder composites. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 12(12), 994-996.
- Fu, S., Chen, X., & Liu, P. (2020). Preparation of CNTs/Cu composites with good electrical conductivity and excellent mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 771, 138656.
- Gao, X., Yue, H., Guo, E., Zhang, H., Lin, X., Yao, L., & Wang, B. (2016). Mechanical properties and thermal conductivity of graphene reinforced copper matrix composites. *Powder Technology*, 301, 601-607.
- George, R., Kashyap, K. T., Rahul, R., & Yamdagni, S. (2005). Strengthening in carbon nanotube/aluminium (CNT/Al) composites. *Scripta Materialia*, 53(10), 1159-1163.
- Ghorbani, A., Sheibani, S., & Ataie, A. (2018). Microstructure and mechanical properties of consolidated Cu-Cr-CNT nanocomposite prepared via powder metallurgy. *Journal of Alloys and Compounds*, 732, 818-827.
- Gürses, E. (2018). Karbon Nanotüp İle Güçlendirilmiş Polimer Kompozitlerin Çok Ölçekli Modellenmesi. Tübitak 1001 projesi. Proje No:115M550.
- Han, B., Sun, S., Ding, S., Zhang, L., Yu, X., & Ou, J. (2015). Review of nanocarbon-engineered multifunctional cementitious composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 70, 69-81.
- Hannula, P. M. (2019). Processing and properties of carbon nanotube-copper composites.
- Hays, C., & Kendall, E. G. (1973). An analysis of Knoop microhardness. *Metallography*, 6(4), 275-282.
- Hentour, K., Marsal, A., Turq, V., Weibel, A., Ansart, F., Sobrino, J. M., ... & Laurent, C. (2016). Carbon nanotube/alumina and graphite/alumina composite coatings on stainless steel for tribological applications. *Materials Today Communications*, 8, 118-126.
- Hu, W., Zhaohui, Z., Zhengyang, H., Shenglin, L., Shipan, Y., & Qi, S. (2017, May). CNTs/Cu composites fabricated by ball mixing and spark plasma sintering. In *AIP Conference Proceedings* (Vol. 1846, No. 1, p. 020011). AIP Publishing LLC.

- Jargalsaikhan, B., Bor, A., Lee, J., & Choi, H. (2020). Al/CNT nanocomposite fabrication on the different property of raw material using a planetary ball mill. *Advanced Powder Technology*, 31(5), 1957-1962.
- Jiang, R., Zhou, X., Fang, Q., & Liu, Z. (2016). Copper–graphene bulk composites with homogeneous graphene dispersion and enhanced mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 654, 124-130.
- Jiang, Y., Wang, D., Liang, S., Cao, F., Zou, J., & Xiao, P. (2019). Effect of local alloying on interfacial bonding in laminated copper matrix composites reinforced by carbon nanotubes. *Materials Science and Engineering: A*, 748, 173-179.
- Jin, F. L., & Park, S. J. (2011). A review of the preparation and properties of carbon nanotubes-reinforced polymer composites. *Carbon letters*, 12(2), 57-69.
- Khaleghi, E., Torikachvili, M., Meyers, M. A., & Olevsky, E. A. (2012). Magnetic enhancement of thermal conductivity in copper–carbon nanotube composites produced by electroless plating, freeze drying, and spark plasma sintering. *Materials Letters*, 79, 256-258.
- Khare, R. (2005). Carbon nanotube based composites-a review. *Journal of minerals and Materials Characterization and Engineering*, 4(01), 31.
- Kim, C., Lim, B., Kim, B., Shim, U., Oh, S., Sung, B., ... & Baik, S. (2009). Strengthening of copper matrix composites by nickel-coated single-walled carbon nanotube reinforcements. *Synthetic Metals*, 159(5-6), 424-429.
- Kim, K. T., Cha, S. I., & Hong, S. H. (2007). Hardness and wear resistance of carbon nanotube reinforced Cu matrix nanocomposites. *Materials Science and Engineering: A*, 449, 46-50.
- Konsta-Gdoutos, M. S., & Aza, C. A. (2014). Self sensing carbon nanotube (CNT) and nanofiber (CNF) cementitious composites for real time damage assessment in smart structures. *Cement and Concrete Composites*, 53, 162-169.
- Kölemen, U., Uzun, O., Yılmazlar, M., Güçlü, N., & Yanmaz, E. K. R. E. M. (2006). Hardness and microstructural analysis of Bi₁. 6Pb₀. 4Sr₂Ca₂– xSmxCu₃O_y polycrystalline superconductors. *Journal of alloys and compounds*, 415(1-2), 300-306.
- Kumar, S. D., Ravichandran, M., Alagarsamy, S. V., Chanakyan, C., Maignanamoorthy, M., & Sakthivelu, S. (2020). Processing and properties of carbon nanotube reinforced composites: A review. *Materials Today: Proceedings*, 27, 1152-1156.
- Kumari, L., Zhang, T., Du, G. H., Li, W. Z., Wang, Q. W., Datye, A., & Wu, K. H. (2009). Synthesis, microstructure and electrical conductivity of carbon nanotube–alumina nanocomposites. *Ceramics International*, 35(5), 1775-1781.

- Kuzumaki, T., Miyazawa, K., Ichinose, H., & Ito, K. (1998). Processing of carbon nanotube reinforced aluminum composite. *Journal of materials Research*, 13(9), 2445-2449.
- Laha, T., Liu, Y., & Agarwal, A. (2007). Carbon nanotube reinforced aluminum nanocomposite via plasma and high velocity oxy-fuel spray forming. *Journal of nanoscience and nanotechnology*, 7(2), 515-524.
- Lahiri, D., Bakshi, S. R., Keshri, A. K., Liu, Y., & Agarwal, A. (2009). Dual strengthening mechanisms induced by carbon nanotubes in roll bonded aluminum composites. *Materials Science and Engineering: A*, 523(1-2), 263-270.
- Li, G. Y., Wang, P. M., & Zhao, X. (2005). Mechanical behavior and microstructure of cement composites incorporating surface-treated multi-walled carbon nanotubes. *Carbon*, 43(6), 1239-1245.
- Li, Q., Viereckl, A., Rottmair, C. A., & Singer, R. F. (2009). Improved processing of carbon nanotube/magnesium alloy composites. *Composites Science and Technology*, 69(7-8), 1193-1199.
- Liew, K. M., Kai, M. F., & Zhang, L. W. (2016). Carbon nanotube reinforced cementitious composites: An overview. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 91, 301-323.
- Liew, K. M., Lei, Z. X., & Zhang, L. W. (2015). Mechanical analysis of functionally graded carbon nanotube reinforced composites: a review. *Composite Structures*, 120, 90-97.
- Lin, C. B., Chang, Z. C., Tung, Y. H., & Ko, Y. Y. (2011). Manufacturing and tribological properties of copper matrix/carbon nanotubes composites. *Wear*, 270(5-6), 382-394.
- Liu, L., Bao, R., Yi, J., & Fang, D. (2018). Fabrication of CNT/Cu composites with enhanced strength and ductility by SP combined with optimized SPS method. *Journal of Alloys and Compounds*, 747, 91-99.
- Liu, L., Bao, R., Yi, J., Li, C., Tao, J., Liu, Y., ... & You, X. (2017). Well-dispersion of CNTs and enhanced mechanical properties in CNTs/Cu-Ti composites fabricated by molecular level mixing. *Journal of Alloys and Compounds*, 726, 81-87.
- Long, X., Bai, Y., Algarni, M., Choi, Y., & Chen, Q. (2015). Study on the strengthening mechanisms of Cu/CNT nano-composites. *Materials Science and Engineering: A*, 645, 347-356.
- Lu, X., & Chen, Z. (2005). Curved pi-conjugation, aromaticity, and the related chemistry of small fullerenes (< C₆₀) and single-walled carbon nanotubes. *Chemical reviews*, 105(10), 3643-3696.
- Makar, J., Margeson, J., & Luh, J. (2005, August). Carbon nanotube/cement composites-early results and potential applications. In *Proceedings of the 3rd*

international conference on construction materials: performance, innovations and structural implications (pp. 1-10). Vancouver Canada.

- Malekzadeh, P., & Shojaee, M. (2013). Buckling analysis of quadrilateral laminated plates with carbon nanotubes reinforced composite layers. *Thin-Walled Structures*, 71, 108-118.
- Mallikarjuna, H. M., Ramesh, C. S., Koppad, P. G., Keshavamurthy, R., & Kashyap, K. T. (2016). Effect of carbon nanotube and silicon carbide on microstructure and dry sliding wear behavior of copper hybrid nanocomposites. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 26(12), 3170-3182.
- Moustafa, E. B., & Taha, M. A. (2020). Preparation of high strength graphene reinforced Cu-based nanocomposites via mechanical alloying method: microstructural, mechanical and electrical properties. *Applied Physics A*, 126(3), 1-16.
- Ozturk, O., Cetinkara, H. A., Asikuzun, E., Akdogan, M., Yilmazlar, M., & Terzioglu, C. (2011). Investigation of mechanical and superconducting properties of iron diffusion-doped Bi-2223 superconductors. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 22(9), 1501-1508.
- Phuong, D. D., Van, D. L., Ngoc, N. A., & Van, P. T. (2020). Microstructure and mechanical properties of MWCNT/Ti6Al4V composites consolidated by vacuum sintering. *Science of Sintering*, 52(2), 187-194.
- Quang, P., Jeong, Y. G., Yoon, S. C., Hong, S. H., & Kim, H. S. (2007). Consolidation of 1 vol.% carbon nanotube reinforced metal matrix nanocomposites via equal channel angular pressing. *Journal of materials processing Technology*, 187, 318-320.
- Quinn, J. B., & D Quinn, G. (1997). Indentation brittleness of ceramics: a fresh approach. *Journal of Materials Science*, 32(16), 4331-4346.
- Radhamani, A. V., Lau, H. C., & Ramakrishna, S. (2018). CNT-reinforced metal and steel nanocomposites: A comprehensive assessment of progress and future directions. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 114, 170-187.
- Sadeghi, N., Aghajani, H., & Akbarpour, M. R. (2018a). Microstructure and tribological properties of in-situ TiC-C/Cu nanocomposites synthesized using different carbon sources (graphite, carbon nanotube and graphene) in the Cu-Ti-C system. *Ceramics International*, 44(18), 22059-22067.
- Sadeghi, N., Akbarpour, M. R., & Aghajani, H. (2018b). A novel two-step mechanical milling approach and in-situ reactive synthesis to fabricate TiC/Graphene layer/Cu nanocomposites and investigation of their mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 734, 164-170.
- Sharma, N., Syed, A. N., Ray, B. C., Yadav, S., & Biswas, K. (2019). Alumina-MWCNT composites: microstructural characterization and mechanical properties. *Journal of Asian Ceramic Societies*, 7(1), 1-19.

- Shuai, J., Xiong, L., Zhu, L., & Li, W. (2016). Enhanced strength and excellent transport properties of a superaligned carbon nanotubes reinforced copper matrix laminar composite. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 88, 148-155.
- Siddique, R., & Mehta, A. (2014). Effect of carbon nanotubes on properties of cement mortars. *Construction and Building Materials*, 50, 116-129.
- Soni, S. K., & Thomas, B. (2020b). Influence of TiO₂ and MWCNT nanoparticles dispersion on microstructure and mechanical properties of Al6061 matrix hybrid nanocomposites. *Materials Research Express*, 6(12), 1265f3.
- Soni, S. K., Thomas, B., & Kar, V. R. (2020a). A Comprehensive Review on CNTs and CNT-Reinforced Composites: Syntheses, Characteristics and Applications. *Materials Today Communications*, 101546.
- Subramaniam, C., Sekiguchi, A., Yamada, T., Futaba, D. N., & Hata, K. (2016). Nano-scale, planar and multi-tiered current pathways from a carbon nanotube–copper composite with high conductivity, ampacity and stability. *Nanoscale*, 8(7), 3888-3894.
- Sule, R., Olubambi, P. A., Sigalas, I., Asante, J. K. O., & Garrett, J. C. (2014). Effect of SPS consolidation parameters on submicron Cu and Cu–CNT composites for thermal management. *Powder Technology*, 258, 198-205.
- Sun, Y., & Onwona- Agyeman, B. (2013). Copper Encapsulation of Multi- Walled Carbon Nanotubes. *Encapsulation Nanotechnologies*, 1-39.
- Sun, Y., Onwona-Agyeman, B., & Miyasato, T. (2011). Controlling the resistivity of multi-walled carbon nanotube networks by copper encapsulation. *Materials Letters*, 65(19-20), 3187-3190.
- Tazegul, O., Dylmishi, V., & Cimenoglu, H. (2016). Copper matrix composite coatings produced by cold spraying process for electrical applications. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 16(3), 344-350.
- Tomblor, T. W., Zhou, C., Alexseyev, L., Kong, J., Dai, H., Liu, L., ... & Wu, S. Y. (2000). Reversible electromechanical characteristics of carbon nanotubes under local-probe manipulation. *Nature*, 405(6788), 769-772.
- Tosun, M., Ataoglu, S., Arda, L., Ozturk, O., Asikuzun, E., Akcan, D., & Cakiroglu, O. (2014). Structural and mechanical properties of ZnMgO nanoparticles. *Materials Science and Engineering: A*, 590, 416-422.
- Tserpes, K. I., & Papanikos, P. (2005). Finite element modeling of single-walled carbon nanotubes. *Composites Part B: Engineering*, 36(5), 468-477.
- Tu, J. P., Yang, Y. Z., Wang, L. Y., Ma, X. C., & Zhang, X. B. (2001). Tribological properties of carbon-nanotube-reinforced copper composites. *Tribology Letters*, 10(4), 225-228.
- Upit, G. P., & Varchenya, S. A. (1966). Microhardness of alkali halide crystals. *Physica status solidi (b)*, 17(2), 831-835.

- Varol, T., & Canakci, A. (2015). The effect of type and ratio of reinforcement on the synthesis and characterization Cu-based nanocomposites by flake powder metallurgy. *Journal of Alloys and Compounds*, 649, 1066-1074.
- Vidu, R., Rahman, M., Mahmoudi, M., Enachescu, M., Poteca, T. D., & Opris, I. (2014). Nanostructures: a platform for brain repair and augmentation. *Frontiers in systems neuroscience*, 8, 91.
- Wang, H., Zhang, Z. H., Zhang, H. M., Hu, Z. Y., Li, S. L., & Cheng, X. W. (2017). Novel synthesizing and characterization of copper matrix composites reinforced with carbon nanotubes. *Materials Science and Engineering: A*, 696, 80-89.
- Wei, X., Tao, J., Hu, Y., Liu, Y., Bao, R., Li, F., ... & Yi, J. (2021). Enhancement of mechanical properties and conductivity in carbon nanotubes (CNTs)/Cu matrix composite by surface and intratube decoration of CNTs. *Materials Science and Engineering: A*, 816, 141248.
- Wu, J., Duan, W., Gu, B. L., Yu, J. Z., & Kawazoe, Y. (2000). Finite size effects in carbon nanotubes. *Applied Physics Letters*, 77(16), 2554-2556.
- Xie, X. L., Mai, Y. W., & Zhou, X. P. (2005). Dispersion and alignment of carbon nanotubes in polymer matrix: a review. *Materials science and engineering: R: Reports*, 49(4), 89-112.
- Xue, Z. W., Wang, L. D., Zhao, P. T., Xu, S. C., Qi, J. L., & Fei, W. D. (2012). Microstructures and tensile behavior of carbon nanotubes reinforced Cu matrix composites with molecular-level dispersion. *Materials & Design*, 34, 298-301.
- Yang, P., You, X., Yi, J., Fang, D., Bao, R., Shen, T., ... & Li, C. (2018). Influence of dispersion state of carbon nanotubes on electrical conductivity of copper matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 752, 376-380.
- Yeh, M. K., Tai, N. H., & Liu, J. H. (2006). Mechanical behavior of phenolic-based composites reinforced with multi-walled carbon nanotubes. *Carbon*, 44(1), 1-9.
- Yu, J. I. N., Lin, Z. H. U., Xue, W. D., & Li, W. Z. (2015). Fabrication of superaligned carbon nanotubes reinforced copper matrix laminar composite by electrodeposition. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 25(9), 2994-3001.
- Yu, M. F., Lourie, O., Dyer, M. J., Moloni, K., Kelly, T. F., & Ruoff, R. S. (2000). Strength and breaking mechanism of multiwalled carbon nanotubes under tensile load. *Science*, 287(5453), 637-640.
- Yue, H., Yao, L., Gao, X., Zhang, S., Guo, E., Zhang, H., ... & Wang, B. (2017). Effect of ball-milling and graphene contents on the mechanical properties and fracture mechanisms of graphene nanosheets reinforced copper matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 691, 755-762.
- Zalaoglu, Y., Akkurt, B., Oz, M., & Yildirim, G. (2017). Transgranular region preference of crack propagation along Bi-2212 crystal structure due to Au

- nanoparticle diffusion and modeling of new systems. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 28(17), 12839-12850.
- Zhang, D., & Zhan, Z. (2016). Preparation of graphene nanoplatelets-copper composites by a modified semi-powder method and their mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 658, 663-671.
- Zhang, G., Duan, W., & Gu, B. (2002). Effect of substitutional atoms in the tip on field-emission properties of capped carbon nanotubes. *Applied Physics Letters*, 80(14), 2589-2591.
- Zhang, X., Li, S., Pan, B., Pan, D., Liu, L., Hou, X., ... & Zhao, M. (2019). Regulation of interface between carbon nanotubes-aluminum and its strengthening effect in CNTs reinforced aluminum matrix nanocomposites. *Carbon*, 155, 686-696.
- Zhang, Z., & Chen, D. L. (2008). Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites. *Materials Science and Engineering: A*, 483, 148-152.
- Zhao, S., Zheng, Z., Huang, Z., Dong, S., Luo, P., Zhang, Z., & Wang, Y. (2016). Cu matrix composites reinforced with aligned carbon nanotubes: Mechanical, electrical and thermal properties. *Materials Science and Engineering: A*, 675, 82-91.
- Zhou, G., Duan, W., & Gu, B. (2001). First-principles study on morphology and mechanical properties of single-walled carbon nanotube. *Chemical Physics Letters*, 333(5), 344-349.
- Zhou, G., Duan, W., & Gu, B. (2004). Single electron emission from the closed-tips of single-walled carbon nanotubes. *The Journal of chemical physics*, 121(24), 12600-12605.
- Zhou, G., Duan, W., Gu, B., & Kawazoe, Y. (2002). Qualitative and quantitative descriptions on the localized electronic structure in single-walled carbon nanotubes. *The Journal of chemical physics*, 116(5), 2284-2288.
- Zuo, T., Li, J., Gao, Z., Wu, Y., Zhang, L., Da, B., ... & Xiao, L. (2020a). Simultaneous improvement of electrical conductivity and mechanical property of Cr doped Cu/CNTs composites. *Materials Today Communications*, 23, 100907.
- Zuo, T., Li, J., Gao, Z., Zhang, L., Da, B., Zhao, X., ... & Xiao, L. (2020b). Enhanced electrical conductivity and hardness of Copper/Carbon Nanotubes composite by tuning the interface structure. *Materials Letters*, 280, 128564.