T.C.
ERCİYES ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Cu/MgB_2 SÜPERİLETKEN TELLERİN EKSTRÜZYON-HADDELEME SÜRECİNDE ÜRETİMİ VE ÜRETİM PARAMETRELERİNİN ÜRÜN ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Hazırlayan
Mehmet CENGİL

Danışman
Doç. Dr. Fehmi NAİR

Doktora Tezi

Ocak 2016
KAYSERİ

T.C.
ERCİYES ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Cu/MgB_2 SÜPERİLETKEN TELLERİN EKSTRÜZYON-HADDELEME SÜRECİNDE ÜRETİMİ VE ÜRETİM PARAMETRELERİNİN ÜRÜN ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

(Doktora Tezi)

Hazırlayan
Mehmet CENGİL

Danışman
Doç. Dr. Fehmi NAİR

Bu çalışma; Türkiye Bilimsel ve Teknik Araştırma Kurumu Tarafından 114M783 kodlu proje ile desteklenmiştir.

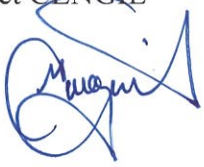
Ocak 2016
KAYSERİ

BİLİMSEL ETİĞE UYGUNLUK

Bu çalışmadaki tüm bilgilerin, akademik ve etik kurallara uygun bir şekilde elde edildiğini beyan ederim. Aynı zamanda bu kural ve davranışların gerektirdiği gibi, bu çalışmanın özünde olmayan tüm materyal ve sonuçları tam olarak aktardığımı ve referans gösterdiğimi belirtirim.

Mehmet CENGİL

İmza:



YÖNERGEYE UYGUNLUK

Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Ekstrüzyon-Haddeleme Sürecinde Üretimi ve Üretim Parametrelerinin Ürün Özelliklerine Etkilerinin İncelenmesi adlı Doktora Tezi, Erciyes Üniversitesi Lisansüstü Tez Önerisi ve Tez Yazma Yönergesi 'ne uygun olarak hazırlanmıştır.

Tezi Hazırlayan
Mehmet CENGİL

Danışman
Doç. Dr. Fehmi NAİR

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı Başkanı

Prof. Dr. Necdet ALTUNTOP

Doç. Dr. Fehmi NAİR danışmanlığında **Mehmet CENGİL** tarafından hazırlanan **"Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Ekstrüzyon-Haddeleme Sürecinde Üretimi Ve Üretim Parametrelerinin Ürün Özelliklerine Etkilerinin İncelenmesi"** adlı bu çalışma, jürimiz tarafından Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Makine Mühendisliği** Anabilim Dalında **Doktora** tezi olarak kabul edilmiştir.

15.01.2016
(Tez Savunma Sınav Tarihi)

JÜRİ:

Başkan: Prof. Dr. M. Baki KARAMIŞ .....

Üye : Prof. Dr. Burhan SELÇUK .....

Üye : Prof. Dr. M. Halidun KELEŞTEMUR .....

Üye : Doç. Dr. Recep GÜNEŞ .....

Üye : Doç. Dr. Fehmi NAİR .....

ONAY:

Bu tezin kabulü, Enstitü Yönetim Kurulunun 19/01/2016 tarih ve 2016/04-03 sayılı kararı ile onaylanmıştır.

T.C.
19/01/2016

Enstitü Müdürü
Prof. Dr. Kâzım Keşlioğlu

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca farklı bakış açıları ve bilimsel katkılarıyla beni aydınlatan, yakın ilgi ve yardımlarını esirgemeyen ve bu günlere gelmemde en büyük katkı sahibi sayın hocam Doç. Dr. Fehmi NAİR' e ve çalışmalarıma önemli katkılar sunan Dr. Engin YAZICI' ya teşekkürü bir borç bilirim.

Bu tez çalışmasına 2211-C Öncelikli Alanlara Yönelik Yurt İçi Doktora Burs Programı ve 1002 Hızlı Destek Programı (Proje No: 114M783) kapsamında maddi destek veren Türkiye Bilimsel ve Teknik Araştırma Kurumu'na teşekkür ederim.

Ayrıca; çalışmalarım süresince sabır göstererek beni daima destekleyen aileme en içten teşekkürlerimi sunarım.

Mehmet CENGİL

Kayseri, Ocak 2016

Cu/MgB_2 SÜPERİLETKEN TELLERİN EKSTRÜZYON-HADDELEME SÜRECİNDE ÜRETİMİ VE ÜRETİM PARAMETRELERİNİN ÜRÜN ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Mehmet CENGİL

Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü
Doktora Tezi, Ocak 2016
Danışman: Doç. Dr. Fehmi NAİR

ÖZET

Bu çalışmada bakır ile kılıflandırılmış MgB_2 özlü süperiletken tellerin laboratuvar ölçeğinde üretimi ve üretim parametrelerinin ürün özelliklerine etkilerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

Direkt ekstrüzyon ve kalibreli haddeleme teknikleri kullanılarak tek özlü, çok özlü ve bariyer malzemeli süperiletken teller üretilmiştir. Ekstrüzyon işleminde kullanılan biletler tüp içinde toz (powder in tube, PIT) tekniği ile hazırlanmıştır. Elektrolitik Cu içerisine açılan deliğe farklı kompaklama oranlarında MgB_2 toz doldurularak hazırlanan yarı mamul Cu/MgB_2 kompozit biletler, direkt ekstrüzyon tekniği ile çubuk formuna dönüştürülmüştür. Üretilen çubuklara kalibreli haddeleme işlemi uygulanarak minimum 0.5 mm çapındaki tek özlü süperiletken teller üretilmiştir. Çok özlü tel üretiminde kullanılan biletler, elektrolitik bakır boru içerisine tek özlü Cu/MgB_2 çubukların yerleştirilmesi ile elde edilmiştir. Hazırlanan biletler kalibreli haddeleme tekniği ile çok özlü Cu/MgB_2 süperiletken tellere dönüştürülmüştür. Bariyer malzemeli biletler, bakır ile MgB_2 toz arasına bariyer malzemesi yerleştirilerek hazırlanmış ve haddeleme tekniği ile tel formuna dönüştürülmüştür.

Tek özlü Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyon işlemi sırasındaki metal akış davranışı incelenmiştir. Bilet tasarımı, ekstrüzyon oranı, toz kompaklama miktarı ve ısıl işlem gibi üretim parametrelerinin metal akış davranışına etkileri araştırılmıştır. Eksenel ve radyal yönde homojen kesit yapısına sahip Cu/MgB_2 çubukların üretimi için gerekli olan parametreler belirlenmiştir. Kalibreli haddeleme sürecinin tel kesitine etkisi incelenmiştir. Çok özlü ve bariyer malzemeli tel üretilebilmesi için gerekli olan temel parametreler ve üretim süreci belirlenmiştir. Üretilen tellerin mekanik, metalürjik ve

süperiletkenlik özellikleri incelenmiştir. Manyetik özelliklerinden dolayı daha çok bobin formunda kullanılan süperiletken tellerin sarım kabiliyeti araştırılmıştır.

Tek özlü tel üretimi için hazırlanan biletlerin radyal kesitinde, bilet ile bilet öz alanı arasındaki oranın (α) 2.78' den daha büyük olmaması gerektiği tespit edilmiştir. Ekstrüzyon işlemi sırasında 6.25' ten daha büyük bir ekstrüzyon oranı kullanılması durumunda bilet içerisine doldurulan tozların şekil değiştirme kabiliyetinin düştüğü ve Cu/MgB_2 çubukların üretilemediği görülmüştür. Bariyer malzemeli tellerin sarım kabiliyetinin olmadığı, 450°C 15 dakika tavlanan tek özlü tellerin ise 5 mm çapındaki bobin haline getirilebildiği tespit edilmiştir.

Sonuç olarak eksenel ve radyal yönde düzgün ve sürekli öz yapısına sahip ve süperiletkenlik özellikleri açısından literatür ile benzer nitelikte tek özlü, çok özlü ve bariyer malzemeli süperiletken teller üretilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Süperiletkenler, MgB_2 Süperiletkenlerin Üretimi, Kompozit Bilet, Kompozit Tel, Ekstrüzyon, Kalibreli Haddeleme

FABRICATION OF Cu/MgB_2 SUPERCONDUCTOR WIRES BY USING EXTRUSION-ROLLING PROCESS AND INVESTIGATION OF THE EFFECT OF MANUFACTURING PARAMETERS ON PRODUCT PROPERTIES

Mehmet CENGİL

Erciyes University, Graduate School of Natural and Applied Sciences
PhD. Thesis, January 2016
Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Fehmi NAİR

ABSTRACT

In this study, it is purposed to manufacture the superconductor wires having MgB_2 core covered by Cu at laboratory conditions and, to determine the effect of manufacturing parameters on properties of final product.

Mono-core, multi-core and mono-core with barrier-material superconductor wires were fabricated by using direct extrusion and the groove-rolling processes. The billets used extrusion process were prepared with PIT (Powder-inTube) method. The semi-product Cu/MgB_2 composite billets prepared by filling MgB_2 powders into a hole drilled inside the electrolytic Cu at different compaction rates were turned into the rod form with extrusion process. Manufactured rods were reduced to minimum 0.5 mm in diameter by using the groove-rolling process to obtain mono-core superconductor wires. The billets used in manufacturing multi-core wires were acquired by placing mono-core Cu/MgB_2 rods into the electrolytic Cu pipes concentrically. The prepared billets were turned into multi-core Cu/MgB_2 superconductor wires with the groove-rolling process. The billets with the barrier material were prepared by placing barrier material between Cu and MgB_2 powder and, they were turned into wire form with the groove-rolling process.

The metal forming behavior of mono-core Cu/MgB_2 composite billets were investigated at direct extrusion process. The effects of manufacturing parameters like billet geometry, powder compaction, extrusion rate and heat treating on metal forming behavior were investigated. The parameters required for manufacturing of Cu/MgB_2 rods having homogeneous section area in radial and axial direction were determined. It was investigated the effects of the groove-rolling process on the radial section of the wires. The main parameters for manufacturing multi-core and mono-core with barrier

materials superconductor wires, and the manufacturing process were determined. The mechanical, metallurgical and superconducting properties of the acquired wires were investigated. The winding ability of superconductor wires mostly used in the form of coil because of the magnetic properties were determined.

It was ascertained that the ratio of billet to billet core (α) would not be exceeded the value of 2.78 at the area of radial section of the billets prepared for manufacturing mono-core wire. When the extrusion ratio was used greater than 6.25 at the extrusion process, it was observed that the ability of forming of MgB_2 powder filled into the billet diminished and, Cu/MgB_2 rods could not be manufactured at this condition. There was no winding ability of the wires with barrier material. However, it was ascertained that the mono-core wires annealed at 450 °C for 15 minutes could be formed to the coils having a diameter of 5 mm.

In conclusion, mono-core, multi-core and mono-core with barrier-material superconductor wires having the core structure consistently distributed in radial and axial direction, and capable of similar superconducting properties when compared with previous studies in literature were manufactured.

Key Words: Superconductors**,** Fabrication of MgB_2 Superconductor, Bi-metallic Billet, Composite Wire, Extrusion, Groove-Rolling

İÇİNDEKİLER

Cu/MgB_2 SÜPERİLETKEN TELLERİN EKSTRÜZYON-HADDELEME SÜRECİNDE ÜRETİMİ VE ÜRETİM PARAMETRELERİNİN ÜRÜN ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

BİLİMSEL ETİĞE UYGUNLUK i

YÖNERGEYE UYGUNLUK ii

KABUL VE ONAY SAYFASI iii

TEŞEKKÜR iv

ÖZET v

ABSTRACT vii

İÇİNDEKİLER ix

KISALTMALAR VE SİMGELER xiii

TABLOLAR LİSTESİ xv

ŞEKİLLER LİSTESİ xvi

GİRİŞ 1

1. BÖLÜM

GENEL BİLGİLER VE LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

1.1. Süperiletkenlik Kavramı ve MgB_2 Süperiletkenler 3

1.1.1. Süperiletkenlik Kavramı 3

1.1.2. MgB_2 Süperiletkenler 9

1.2. Süperiletken Uygulamaları 11

1.3. MgB_2 Süperiletken Tellerin Üretimi Üzerine Yapılan Çalışmalar 12

1.3.1. Üretim Teknikleri Üzerine Yapılan Çalışmalar 13

1.3.1.1. Tüp İçinde Toz (PIT) ve İnce Film Kaplama Tekniği 13

1.3.1.2. Ara Yüzey Magnezyum Difüzyon (IMD) ve Sürekli Tüp Doldurma ve Şekillendirme (CTFF) Tekniği 16

1.3.2. Kılıf ve Bariyer Malzemesi Üzerine Yapılan Çalışmalar 18

1.3.3. Sinterleme Süresi ve Sıcaklığı Üzerine Yapılan Çalışmalar 20

1.3.4. Çok Özlü Yapılar Üzerine Yapılan Çalışmalar 22

1.3.5. Katkı Malzemesi Üzerine Yapılan Çalışmalar 23

1.3.6. Deformasyon Şekli Üzerine Yapılan Çalışmalar 25

2. BÖLÜM

DENEYSEL ÇALIŞMA

2.1. Gereç ve Yöntem 28

2.1.1 Kullanılan Malzemeler ve Cu/MgB_2 Kompozit Biletlerin Hazırlanması ... 28

2.1.2. Yöntem 33

2.1.3. Süperiletken Tellerin Karakterizasyonunda Kullanılan Aygıtlar 39

3. BÖLÜM

BULGULAR VE DEĞERLENDİRME

3.1. Giriş 43

3.2. Cu/MgB_2 Kompozit Biletlerin Ekstrüzyon Analizi ve Akış Davranışının İncelenmesi 43

3.2.1. Ekstrüzyon İşleminin Analitik İncelenmesi 43

3.2.2. Cu/MgB_2 Kompozit Biletlerin Akış Davranışının İncelenmesi 48

3.3. Bilet Tasarımının Çubuk ve Tel Kesitine Etkisi 60

3.4. Bilet İçerisine Doldurulan MgB_2 Tozun Kompaklanma Oranının Çubuk ve Tel Kesitine Etkisi 71

3.5. Ekstrüzyon Oranının Çubuk ve Tel Kesitine Etkisi 75

3.6. Bariyer Malzemeli Süperiletken Tel Üretimi 81

3.7. Çok Özlü Süperiletken Tel Üretimi 88

3.8. Üretilen Süperiletken Tellerin Mekanik Özelliklerin İncelenmesi.....92

3.8.1. Süperiletken Tellerde Mikrosertlik Ölçümü 92

3.8.2. Süperiletken Tellerin Gerilme-Şekil Değiştirme Davranışının İncelenmesi 94

3.8.2.1 Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Çekme İşleminde Elastik Davranışının Teorik Olarak İncelenmesi 94

3.8.2.2 Cu Tel ile Tek Özlü Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Gerilme-Şekil Değiştirme Özelliklerinin İncelenmesi.....96

3.8.2.3. Tek Özlü Süperiletken Tellerde Isıl İşlemin Gerilme-Şekil Değiştirme Davranışına Etkisinin İncelenmesi: 97

3.8.2.4. Tek Özlü Süperiletken Tellerde Tel Çapının Gerilme-Şekil Değiştirme Davranışına Etkisinin İncelenmesi 102

3.8.2.5. Bariyer Malzemeli ve Çok Özlü Süperiletken Tellerin Gerilme-Şekil Değiştirme Davranışının İncelenmesi 103

3.8.3. Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Eğrilik Yarıçapının Analitik Olarak İncelenmesi ve Sarım Kabiliyetinin Araştırılması.....104

3.8.3.1 Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Eğrilik Yarıçapının Analitik Olarak İncelenmesi 104

3.8.3.2 Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Sarım Kabiliyetinin Araştırılması.....107

3.8.3.2.1 Tek Özlü Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Sarım Kabiliyetinin Araştırılması.....108

3.8.3.2.2. $Cu/Fe/MgB_2$ Süperiletken Tellerin Sarım Kabiliyetinin Araştırılması 110

3.8.3.2.3. Çok özlü Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Sarım Kabiliyetinin Araştırılması.....111

3.9. Üretilen Tellerin Süperiletkenlik Özelliklerinin İncelenmesi 113

4. BÖLÜM

SONUÇLAR, TARTIŞMA VE ÖNERİLER

4.1. Sonuçlar 118

4.2. Tartışma ve Öneriler 119

KAYNAKÇA 122

ÖZGEÇMİŞ 133

KISALTMALAR VE SİMGELER

Sembol	Anlamı	Birimi
a, c	MgB_2 kafes parametreleri	--
BSC	Barden-Schrieffer-Cooper	--
CTFF	Sürekli tüp doldurma ve şekillendirme	--
D	Bilet çapı	mm
d	Bilet delik çapı	mm
H	Bilet boyu	mm
H	Manyetik alan şiddeti	T
H_C	Kritik manyetik alan şiddeti	T
H_{C1}	Tip II süperiletkenlerde birinci kritik manyetik alan şiddeti	T
H_{C1}	Tip II süperiletkenlerde ikinci kritik manyetik alan şiddeti	T
I_C	Kritik akım	A
IMD	Ara yüzey magnezyum difüzyon işlemi	--
J	Akım yoğunluğu	A/cm^2
J_C	Kritik akım yoğunluğu	A/cm^2
Maglev	Manyetik havalandırılmış taşıma sistemi	--
MRI	Manyetik rezonans görüntüleme	--
SEM	Taramalı elektron mikroskobu	--
T	Sıcaklık	K
T_C	Kritik sıcaklık	K

XRD	X-ışını difraksiyon spektrokopisi	--
h	Bilet delik boyu	mm
α	Bilet kesit alanının bilet öz alanına oranı	--
β	Çubuk kesit alanının çubuk öz alanına oranı	--
γ	Tel kesit alanının tel öz alanına oranı	--
%k	Bilet delik hacminin kütlece alabileceği maksimum toz miktarına göre doldurulan yüzde toz miktarı	--
$\%F_{\beta-\alpha}$	Bilet kesit alanı oranına göre çubuk kesit alanı oranındaki yüzde değişim	--
$\%F\gamma_{-\beta}$	Çubuk kesit alanı oranına göre tel kesit alanı oranındaki yüzde değişim	--

TABLOLAR LİSTESİ

Tablo 2.1. Elektrolitik Cu' ın bazı fiziksel ve mekanik özellikleri [99] 30
Tablo 2.2. Kalibreli hadde silindiri kanal ölçüleri 39
Tablo 3. 1. Bazı malzemeler için yaklaşık mukavemet katsayısı C ve şekil değişimi duyarlılık üsteli m değerleri [104] 46
Tablo 3.2. Bilet tasarımının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan Cu/MgB_2 tek özlü kompozit biletlerin boyutsal parametreleri 61
Tablo 3.3. Bilet tasarımının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan deney şartları 61
Tablo 3.4. Ekstrüzyon öncesi bilet, ekstrüzyon sonrası çubuk ve haddeleme aşamasındaki tel kesitleri boyutsal değerleri 67
Tablo 3.5. Kompaklama oranının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan Cu/MgB_2 tek özlü kompozit biletlerin boyutsal parametreleri 71
Tablo 3.6. Kompaklama oranının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan deney şartları 72
Tablo 3.7. Ekstrüzyon öncesi bilet, ekstrüzyon sonrası çubuk ve haddeleme aşamasında tel kesitleri boyutsal değerleri 73
Tablo 3.8. Ekstrüzyon oranının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan Cu/MgB_2 tek özlü kompozit biletlerin boyutsal parametreleri 76
Tablo 3.9. Ekstrüzyon oranının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan deney şartları 76
Tablo 3.10. Ekstrüzyon öncesi bilet, ekstrüzyon sonrası çubuk ve haddeleme aşamasında tel kesitleri değerleri 77
Tablo 3.11. Bariyer malzemeli süperiletken tel üretiminde kullanılan malzemelere uygulanan ısıl işlem ve sertlik değerleri 82
Tablo 3.12. Bariyer malzemeli biletlerin hazırlanmasında kullanılan parametreler 84
Tablo 3.13. Çok özlü tel üretiminde haddeleme öncesi bilet boyutları 90
Tablo 4.1. Literatürde ve bu çalışmada tek özlü teller için elde edilmiş tel kesit alan oranları (γ) 121
Tablo 4.2. Bu çalışmada üretilen tek ve çok özlü tellerin kesit alan oranları (γ) 121

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1.1. 0°K civarında normal iletken ve süperiletken malzemelerin elektrik öz dirençlerinin sıcaklıkla değişimi [1] 4
Şekil 1.2. Süperiletkenlik durumu [3] 4
Şekil 1.3. Eşleşen elektron çiftinin kafes örgüsüne etkisi [4] 5
Şekil 1.4. Cooper çiftinin şematik gösterimi [5] 6
Şekil 1.5. Meissner etkisinin şematik gösterimi [7] 7
Şekil 1.6. Tip I süperiletkenler [8] 8
Şekil 1.7. Tip II süperiletkenler [8] 9
Şekil 1.8. Günümüze kadar keşfedilmiş olan süperiletkenlerin kritik geçiş sıcaklıkları [10] 10
Şekil 1.9. MgB_2 bileşiğinin kimyasal yapısı [11] 11
Şekil 1.10. Manyetik rezonans görüntüleme makinesi ve Maglev treni [14] 12
Şekil 1.11. PIT tekniğinin şematik olarak gösterimi [23] 13
Şekil 1.12. a) İnce film kaplama sıcaklığı ile tane bağları arasındaki ilişkiyi gösteren SEM resmi b) Depolama sıcaklığının kritik akım yoğunluğu - manyetik alan performansına etkisi [18] 14
Şekil 1.13. Dışarıda reaksiyon ve yerinde reaksiyon metotlarının birlikte kullanıldığı çift özlü yapı [28] 16
Şekil 1.14. Sürekli tüp doldurma ve şekillendirme işleminin şematik gösterimi [36] 17
Şekil 1.15. Nb bariyer kullanılarak üretilmiş süperiletken tel kesiti [57] 19
Şekil 1.16. a) 1323°K de 0.30 ks (s-2), 0.60 ks (s-3), 0.90 ks (s-4), 1.20 ks (s-5) sürelerle sinterlenmiş MgB_2/Fe parçalar; b) Tavlama süresinin kritik akım yoğunluğu ile ilişkisi [61] 21
Şekil 1.17. a) 19 özlü yapı, b) Öz sayısının kritik akım yoğunluğu-manyetik alan ilişkisine etkisi 22
Şekil 1.18. Farklı geometrilere sahip çok özlü yapılar [33,54,71] 23
Şekil 1.19. SiC ilavesinin kritik akım yoğunluğuna etkisi [74] 24
Şekil 1.20. İki eksenli haddeleme [93] 26
Şekil 1.21. Sıcak preslemenin şematik resmi 26
Şekil 2.1. Deneylerde kullanılan ticari MgB_2 tozları 28
Şekil 2.2. MgB_2 bileşiğinin x-ışını difraksiyon spektrokopisi 29
Şekil 2.3. Elektrolitik Cu kütük ve borular 29

Şekil 2.4. Ekstrüzyon işleminde kullanılan biletlerin genel resmi 30
Şekil 2.5. Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyonu sırasında oluşan ölü bölge ve akış konisinin şematik resmi 31
Şekil 2.6. Çok özlü tel üretiminde kullanılan yarı mamül kompozit biletlerin hazırlanması 32
Şekil 2.7. Deneylerde kullanılan bariyer malzemeleri 32
Şekil 2.8. Yarı mamul $Cu/Bariyer/MgB_2$ biletlerin hazırlanışının şematik resmi 33
Şekil 2.9. Süperiletken tel üretim sürecinin şematik gösterimi 35
Şekil 2.10. Ekstrüzyon ünitesinin genel resmi (Makine Müh. Böl., Erciyes Üniversitesi) 36
Şekil 2.11. Ekstüzyon işleminde kullanılan kalıplar 37
Şekil 2.12. Ekstrüzyon işleminde kullanılan bilet, kalıp ve üretilen çubuk 37
Şekil 2.13. Haddeleme makinesinin genel resmi (Makine Müh. Böl., Aksaray Üniversitesi) 38
Şekil 2.14. Kalibrelenmiş hadde silindiri ve üretilecek telin şematik kesiti 39
Şekil 2.15. Mekanik özelliklerin incelenmesinde kullanılan **a)** çekme (Makine Müh. Böl., Aksaray Üniversitesi), **b)** mikro sertlik ölçüm ve **c)** sertlik ölçüm makinesi (Makine Müh. Böl., Erciyes Üniversitesi) 40
Şekil 2.16. Kriyostat fiziksel özellikler karakterizasyon sistemi (Makine Müh. Böl., Melikşak Üniversitesi) 41
Şekil 2.17. Optik özelliklerin incelenmesinde kullanılan mikroskop ve makroskoplar (Makine Müh. Böl., Erciyes Üniversitesi) 42
Şekil 2.18. Metalürjik özelliklerin incelenmesinde kullanılan a) SEM ve b) XRD aygıtları (TAUM, Erciyes Üniversitesi) 42
Şekil 3.1. Direkt ekstrüzyon işleminin şematik gösterimi 44
Şekil 3.2. Kompozit malzemelerin direkt ekstrüzyon işleminin şematik gösterimi 47
Şekil 3.3. İlk deneylerde kullanılan 30 mm çapındaki Cu/MgB_2 kompozit biletin kovan içerisinde şematik görünümü 48
Şekil 3.4. Ekstrüzyon işlemi esnasında kalıp açıklığına yığılan MgB_2 tozun görünümü ve biletin şematik resmi 49
Şekil 3.5. Direkt ekstrüzyon işlemi ile üretilen tek özlü Cu/MgB_2 kompozit çubuklarda homojen olmayan öz akış davranışı 50

Şekil 3.6. R=9 ekstrüzyon oranı kullanılarak yapılan deneylerde bilet içerisine açılan delik çapının (d) kalıp açıklığından ($D_Ç$) daha büyük olması durumunda öz davranışı 51
Şekil 3.7. R=9 ekstrüzyon oranı kullanılarak yapılan deneylerde bilet içerisine açılan delik çapının (d) kalıp açıklığından ($D_Ç$) daha küçük olması durumunda öz davranışı 51
Şekil 3.8. 20 mm çapındaki Cu/MgB2 biletlerin kovan içerisindeki şematik resmi .52
Şekil 3.9. R=4 ekstrüzyon oranı kullanılarak üretilmiş ve 7 eş parçaya ayrılmış Cu/MgB_2 kompozit çubuklar 53
Şekil 3.10. R=4 ekstrüzyon oranı kullanılarak üretilmiş Cu/MgB_2 kompozit çubuğun ilk parçasının kesitleri 53
Şekil 3.11. Direkt ekstrüzyon işlemi ile üretilmiş eksenel ve radyal yönde homojen öz kesitine sahip Cu/MgB_2 çubuk kesiti 54
Şekil 3.12 Cu ve Cu/MgB_2 kompozit bilete ait zımba yolu-basınç grafiği ve kompozit biletin akış davranışının şematik gösterimi 56
Şekil 3.13. Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyon işlemi esnasında farklı kademelerde alınmış eksenel kesitleri 57
Şekil 3.14. Tel çekme makinesi (HES Kablo, Kayseri) 58
Şekil 3.15. Tel çekme işleminde kullanılan farklı çaplardaki tel çekme kalıpları 58
Şekil 3.16. Tel çekme işlemi ile üretilen farklı çaplardaki Cu/MgB_2 süperiletken tel kesitleri 59
Şekil 3.17. α, β ve γ parametrelerinin şematik olarak gösterimi 62
Şekil 3.18. a) Ekstrüzyon işleminde kullanılan 8, 10, 12 ve 14 mm delik çapına sahip biletler ve b) bu biletlerin ekstrüzyonu ile üretilmiş çubuk kesitleri 63
Şekil 3.19. Farklı α değerlerine sahip biletlerin ekstrüze edilmesi ile üretilmiş Cu/MgB_2 çubuklar ve eksenel kesitleri 64
Şekil 3.20. Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyonuna ait zımba yolu-ekstrüzyon kuvveti grafiği 65
Şekil 3.21. Farklı α değerlerine sahip kompozit biletlerin ekstrüzyon işleminde MgB_2 tozun şekil değişimi 66
Şekil 3.22. Bilet delik çapının çubuk kesitine etkisi 68

Şekil 3.23. Bilet delik çapının bilet-çubuk ve çubuk-ürün kesit alan oranları arasındaki farka etkisi 69
Şekil 3.24. Haddeleme işleminin tel kesit alan oranına (γ) etkisi 69
Şekil 3.25. Kalibreli haddeleme esnasında farklı redüksiyonlarda alınmış Cu/MgB_2 süperiletken tel kesitleri ve 0.5 mm çapında yaklaşık 40 m uzunluğundaki tek özlü Cu/MgB2 süperiletken tel 70
Şekil 3.26. Farklı oranlarda kompaklanmış biletlerin ekstrüzyonu sonucu elde edilen çubukların kesitleri 72
Şekil 3.27. Kompaklama oranının çubuk kesitine etkisi 74
Şekil 3.28. Kompaklama oranının bilet-çubuk ve çubuk-ürün kesit alan oranları arasındaki farka etkisi 75
Şekil 3.29. R=11.11 ekstrüzyon oranı ile üretilmiş çubuk kesitleri 78
Şekil 3.30. R=4 ve R=6.25 ekstrüzyon oranı için çizilmiş zımba yolu-kuvvet grafiği 79
Şekil 3. 31. Ekstrüzyon oranının çubuk kesitine etkisi 80
Şekil 3.32. Ekstrüzyon oranının bilet-çubuk ve çubuk-ürün kesit alan oranları arasındaki farka etkisi 80
Şekil 3.33. 700ºC' de 60 dk. ısıl işlem uygulanmış tek özlü Cu/MgB_2 süperiletken tel ara yüzeyinde belirlenen bir hat üzerinde bulunan element sayısı analizi 81
Şekil 3.34. Bariyer malzemesi kullanılarak hazırlanmış biletlerin genel resmi 82
Şekil 3.35. Bariyer malzemeli biletlerin ekstrüze edilmesi ile elde edilen çubuğun görünümü ve kesiti 83
Şekil 3.36. SAE 1020 çelik kullanılarak haddeleme işlemi ile üretilmiş tel kesitleri ve deforme olmuş bariyer 85
Şekil 3.37. SAE 1008 çelik ile üretilmiş bariyer malzemeli tel kesiti 86
Şekil 3. 38. 700ºC' de 60 dk. ısıl işlem uygulanmış tek özlü $Cu/Fe/MgB_2$ süperiletken tel ara yüzeyinde belirlenen bir hat üzerinde bulunan element sayısı analizi 87
Şekil 3. 39. $Cu/Fe/MgB_2$ süperiletken tel kesitinde öz (a), bariyer (b) ve kılıf (c) tabakalarından alınmış element alalizleri 88
Şekil 3.40. Ekstrüzyon işleminde kullanılan çok özlü bilet ve üretilen çubuk kesiti 89
Şekil 3.41. Haddeleme işleminde kullanılan çok özlü biletin genel resmi 90

Şekil 3.42. Haddeleme işlemi kullanılarak üretilen 1 mm çapındaki çok özlü tellerin kesitleri 91
Şekil 3.43. Çok özlü tel üretiminde haddeleme esnasında deforme olmuş kılıf 92
Şekil 3.44. Üretim sürecinin ürünün mekanik özelliklerine etkisi 93
Şekil 3.45. Gerilme-şekil değiştirme davranışı incelenecek kompozit telin eksenel kesiti ve yükleme durumu 95
Şekil 3.46. Farklı çaplardaki tek özlü Cu/MgB_2 ve Cu tellere ait gerilme-yüzde uzama grafiği 97
Şekil 3.47. Isıl işlemin 1 ve 1.5 mm çapındaki tek özlü tellerin gerilme-şekil değiştirme özelliklerine etkisi 98
Şekil 3.48. Herhangi bir ısıl işlem uygulanmamış tek özlü Cu/MgB_2 telin kopma yüzeyinden alınmış SEM resmi ve farklı bölgelerden alınmış toz yüzeyleri 99
Şekil 3.49. 450°C' de 15 dk. ısıl işlem uygulanmış tek özlü Cu/MgB_2 telin kopma yüzeyinden alınmış SEM resmi ve farklı bölgelerden alınmış toz yüzeyleri 100
Şekil 3.50. 700°C' de 60 dk. ısıl işlem uygulanmış tek özlü Cu/MgB_2 telin kopma yüzeyinden alınmış SEM resmi ve farklı bölgelerden alınmış toz yüzeyleri 101
Şekil 3.51. 450 °C' de 15 dakika ısıl işlem uygulanmamış tek özlü tellerde tel çapının gerilme-yüzde uzama özelliklere etkisi 102
Şekil 3.52. Farklı şartlarda ısıl işlem uygulanmış 1 mm çapındaki Cu/Fe/MgB_2 süperiletken tellerde gerilme yüzde uzama grafikleri 103
Şekil 3.53. Farklı şartlarda ısıl işlem uygulanmış 1 mm çapındaki dört özlü Cu/MgB_2 süperiletken tellerde gerilme yüzde uzama grafikleri 104
Şekil 3.54. Eğilme momenti uygulanmış çubukta elastik bölgede oluşan gerilmeler ve eğrilik yarı çapının şematik gösterimi 105
Şekil 3.55. Sarım kabiliyeti incelenecek tellerin bobin formuna getirilmesi 108
Şekil 3.56. Isıl işlem uygulanmamış tek özlü telin sarım kabiliyeti 108
Şekil 3.57. 450°C 15 dakika ısıl işlem uygulanmış tek özlü telin sarım kabiliyeti 109
Şekil 3.58. Isıl işlem uygulanmamış tek özlü bariyer malzemeli telin sarım kabiliyeti 110

Şekil 3.59. 450°C 15 dakika ısıl işlem uygulanmış tek özlü bariyer malzemeli telin sarım kabiliyeti 111
Şekil 3.60. Isıl işlem uygulanmamış 7 özlü telin sarım kabiliyeti 112
Şekil 3.61. 450°C 15 dakika ısıl işlem uygulanmış çok özlü telin sarım kabiliyeti... 113
Şekil 3.62. Bobin formuna getirilmiş süperiletken teller 114
Şekil 3.63. Four-probe voltaj diski..... 115
Şekil 3.64. 700^{o}C 60 dakika sinterlenmiş tek özlü tellerin sıcaklık direnç ilişkisi 116
Şekil 3.65. 700^{o}C 60 dakika sinterlenmiş üç, dört ve yedi özlü tellerin sıcaklık direnç ilişkisi..... 116
Şekil 3.66. Sinterleme sıcaklığının süperiletkenlik özelliklerine etkisi 117

GİRİŞ

Süperiletkenlik kavramı ilk defa 1911 yılında H. K. Onnes tarafından metallerin düşük sıcaklıklarda elektriksel özelliklerinin incelenmesi için yapılan deneylerde ortaya konulmuştur. Cıva üzerinde yapılan deneyde direncin yaklaşık olarak 4.2°K kritik sıcaklığında ani bir şekilde ölçülemeyecek kadar küçük bir değere düştüğü tespit edilmiş ve bu durum süperiletkenlik olarak ifade edilmiştir. Süperiletkenliğin keşfedilmesi bilim adamları ve mühendislerin ilgi odağı olmuş ve bu sistemler üzerinde hem laboratuvar hem de sanayi ölçeğinde çalışmalar yapılmıştır. Günümüzde de bu çalışmalar hala hız kesmeden devam etmektedir.

Geleneksel iletkenlere kıyasla daha düşük güç tüketimi ile daha yüksek manyetik alan değerlerine ulaşabilen ve neredeyse hiç kayba uğramadan elektrik akımının tamamını taşıyabilen süperiletkenlerin keşfi ile bu malzemeler pek çok sahada uygulama alanı bulmuştur. Örneğin süperiletken mıknatıs üretimi, manyetik rezonans (MR) görüntüleme makineleri, elektriksel güç iletim üniteleri ve yüksek hıza sahip bilgisayar devreleri süperiletkenlerin uygulama alanı bulduğu bazı önemli sahalardır. Ancak bilinen süperiletkenlerin belirli bir kritik sıcaklık değerinin altında süperiletkenlik özelliği sergilemesi ve kritik geçiş sıcaklığının oda sıcaklığına kıyasla oldukça düşük olması bu malzemelerin kullanım alanını sınırlayan en önemli faktörler olmuştur.

Araştırmacılar bilinen süperiletkenlerin geçiş sıcaklığını yükseltmek veya daha yüksek geçiş sıcaklığına sahip malzemeleri keşfetmek amacıyla çalışmalarına devam etmektedirler. Son olarak 2001 yılında J. Nagamatsu ve arkadaşları tarafından geleneksel süperiletkenlerden daha yüksek kritik geçiş sıcaklığına sahip MgB_2 (40°K) bileşiği keşfedilmiştir. Düşük maliyete, basit kimyasal kompozisyona, basit kristal yapıya ve nispeten yüksek geçiş sıcaklığına sahip olan bu yeni bileşik oldukça ilgi çekici bir malzeme olmuştur.

Sert ve kırılgan bir yapıya sahip olan MgB_2 bileşiğinin klasik imalat yöntemleriyle direkt olarak şekillendirilmesi oldukça güçtür. Bu nedenle MgB_2 bileşiğinin şekillendirilmesi için bazı ilave işlemlere ihtiyaç duyulur. Yaygın olarak toz formuna getirilen bu bileşik plastik deformasyon kabiliyeti ve ısı iletim katsayısı yüksek olan metalik bir tüp içerisine yerleştirilerek ekstrüzyon, haddeleme gibi plastik deformasyon teknikleri ile şekillendirilmektedir.

Bu tezin amacı, eksenel ve radyal yönde düzgün bir kesite sahip MgB_2 süperiletken tellerin üretilmesi ve üretim parametrelerinin ürün özelliklerine etkisinin araştırılmasıdır. Bu amaç doğrultusunda metalik bir tüp içerisine MgB_2 tozlarının doldurulmasıyla elde edilen kompozit biletler direkt ekstrüzyon tekniği ile çubuk formuna, yarı mamul bu çubuklarda kalibreli haddeleme tekniği ile tel formuna dönüştürülecektir. Üretim parametrelerinin ürün özelliklerine etkisi araştırılacaktır.

1. BÖLÜM

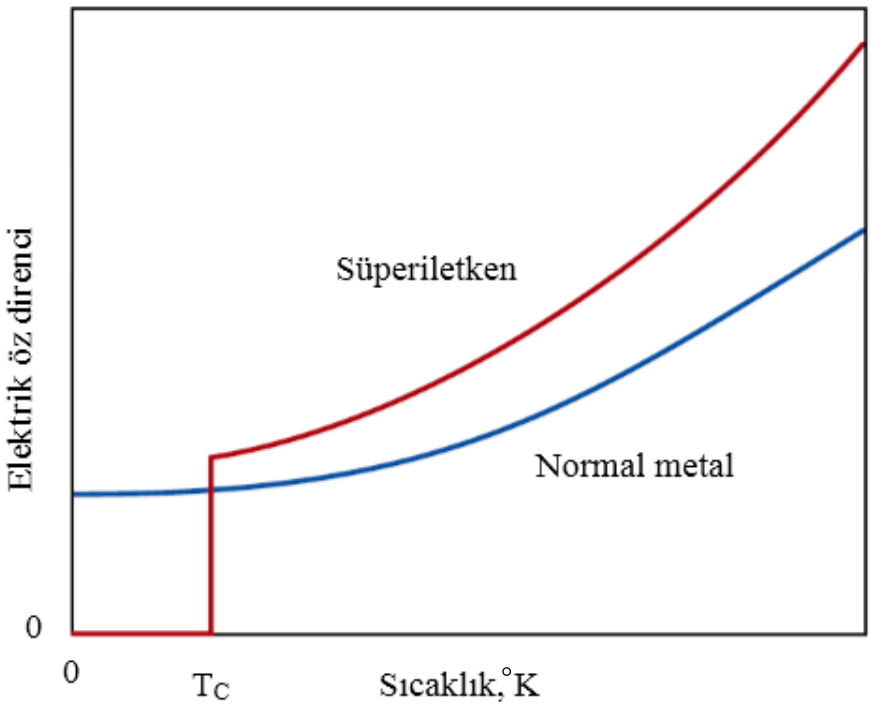
GENEL BİLGİLER VE LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

1.1. Süperiletkenlik Kavramı ve MgB_2 Süperiletkenler

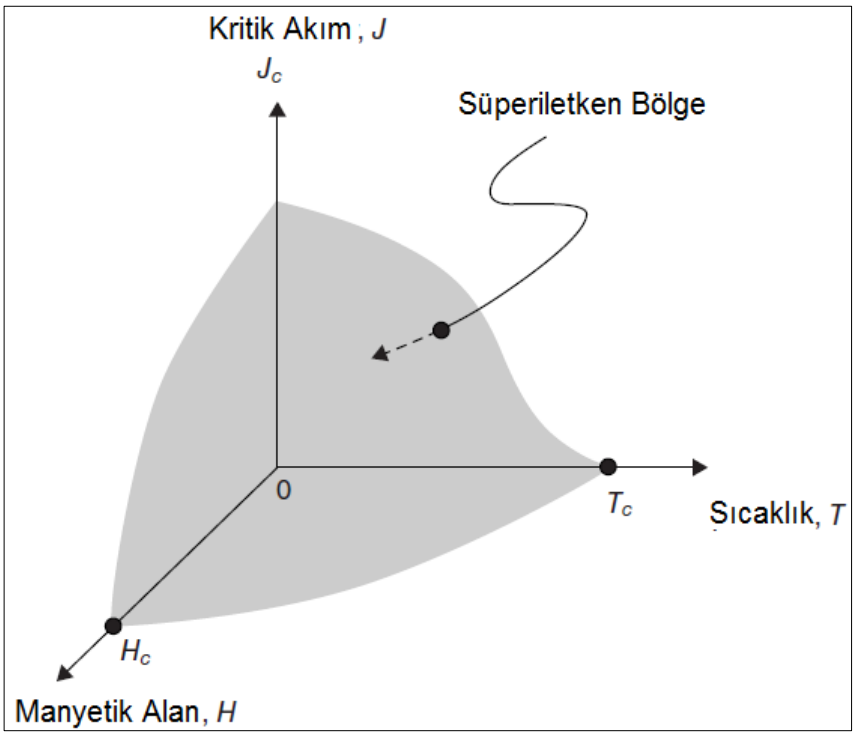
1.1.1. Süperiletkenlik Kavramı

Düşük sıcaklıklara soğutulan yüksek saflıktaki metallerin elektrik öz dirençleri, azalan sıcaklığa bağlı olarak zamanla düşüş göstermekte ve bu malzemelerin elektrik öz dirençleri 0°K civarında çok küçük bir değere ulaşmaktadır. Ancak bazı malzemelerin elektrik öz dirençleri düşük sıcaklıklarda ani bir şekilde neredeyse ölçülemeyecek bir değere düşmekte ve azalan sıcaklıkla sabit kalmaktadır. Direncin ani bir düşüş gösterdiği sıcaklığa kritik sıcaklık (T_C), bu tür davranışı gösteren malzemeler de süperiletken malzeme olarak tanımlanmıştır. Şekil 1.1' de süperiletken ve süperiletken olmayan malzemelerin öz dirençlerinin sıcaklıkla değişimi gösterilmiştir [1].

Süperiletken malzemelerin süperiletkenlik özelliklerini devam ettirebilmesi için bazı özel şartlar gereklidir. Süperiletken malzeme belirli bir kritik sıcaklık (T_C) değerinden daha düşük bir sıcaklıkta tutulmalı, malzemeye uygulanan manyetik alan değeri belirli bir kritik manyetik alan (H_C) değerinin altında olmalı ve süperiletken üzerinden geçen akım yoğunluğu kritik akım yoğunluğu (J_C) değerini aşmamalıdır [2]. Kritik sıcaklık, kritik manyetik alan ve kritik akım yoğunluğu değerlerinden en az bir tanesinin üzerine çıkılması durumunda malzeme süperiletkenlik özelliğini kaybederek normal iletkenler gibi davranır. Süperiletkenlik özelliği kazanan malzemeler aynı zamanda mükemmel bir diamanyetizmaya da sahip olur ve dış manyetik alanı üzerlerinden geçirmezler. Malzemelerin süperiletkenlik durumu Şekil 1.2' de gösterilmiştir.



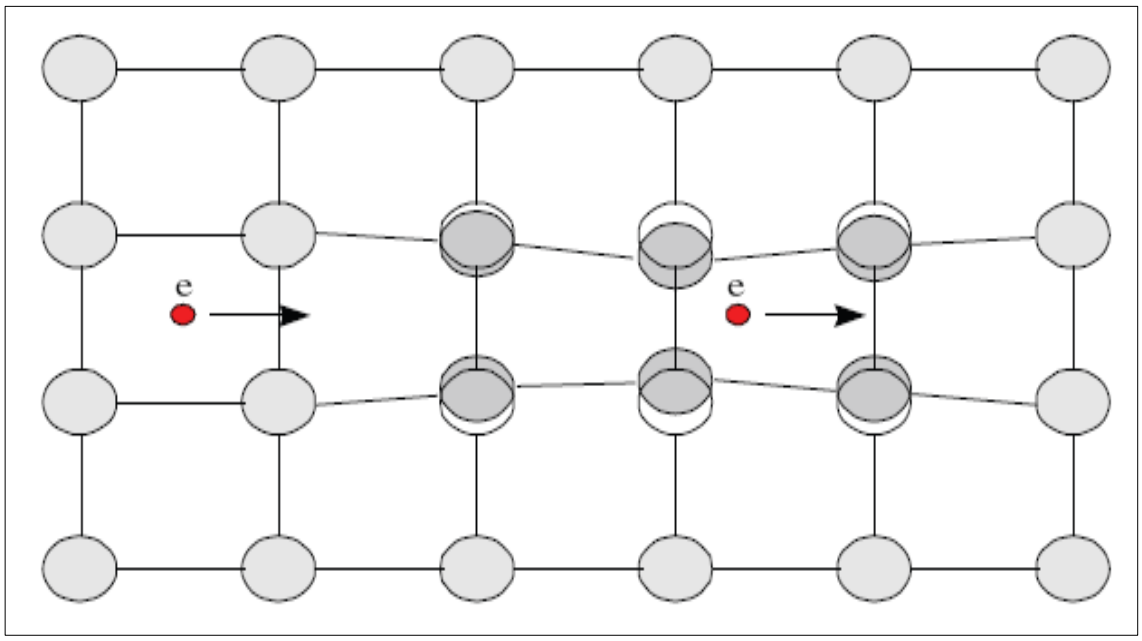
Şekil 1.1. 0°K civarında normal iletken ve süperiletken malzemelerin elektrik öz dirençlerinin sıcaklıkla değişimi [1]



Şekil 1.2. Süperiletkenlik durumu [3]

Süperiletkenler 1900’ lü yılların başında deneysel çalışmalarla keşfedilmiş olmasına rağmen 1957 yılına kadar genel anlamda kabul edilen herhangi bir teori ile açıklanamamıştır. Süperiletkenliğin nasıl gerçekleştiği 1957’ de Amerikalı fizikçiler John Bardeen, Leon Cooper ve Robert Schrieffer tarafından günümüzde de hala geçerliliğini koruyan ve BSC teorisi olarak bilinen bir teori ile açıklanmıştır. Bu teori aslında eşleşen elektron çiftlerine dayanır. Şekil 1.3’ te görüleceği üzere süperiletken bir malzemenin kristal kafesine giren negatif yüklü elektron pozitif yüklü atomları kendisine doğru hafifçe çekerek hareket eder. Bu durum bölgesel olarak kısmen pozitif yüklü bir alanın oluşmasına neden olur. İlk elektronu takip eden diğer elektron bu pozitif alan tarafından çekilir. Böylece elektron çiftleri malzeme içerisindeki safsızlıklardan ve ısıl titreşimlerden etkilenmeyerek hareket ederler. Kristal örgü içerisinde saçılmadan hareket eden elektronlar malzemenin öz direncini düşürürler ve malzeme elektrik akımına karşı direnç göstermez.

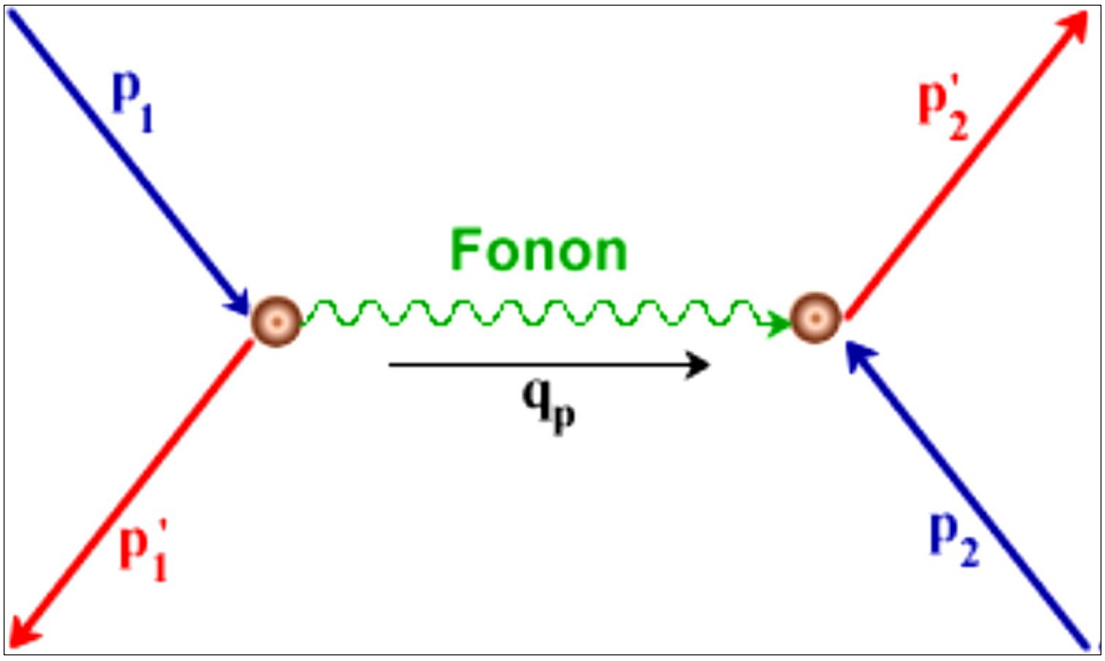
BSC teorisi öncesinde süperiletkenlik, kristal örgü ile elektronlar arasında herhangi bir etkileşimin veya çarpışmanın gerçekleşmediği varsayımı ile açıklanıyordu. BSC teorisi ise önceki yaklaşımların aksine süperiletkenliğin kafes örgüsü ve elektronlar arasındaki etkileşimden kaynaklandığını ortaya koymuştur.



Şekil 1.3. Eşleşen elektron çiftinin kafes örgüsüne etkisi [4]

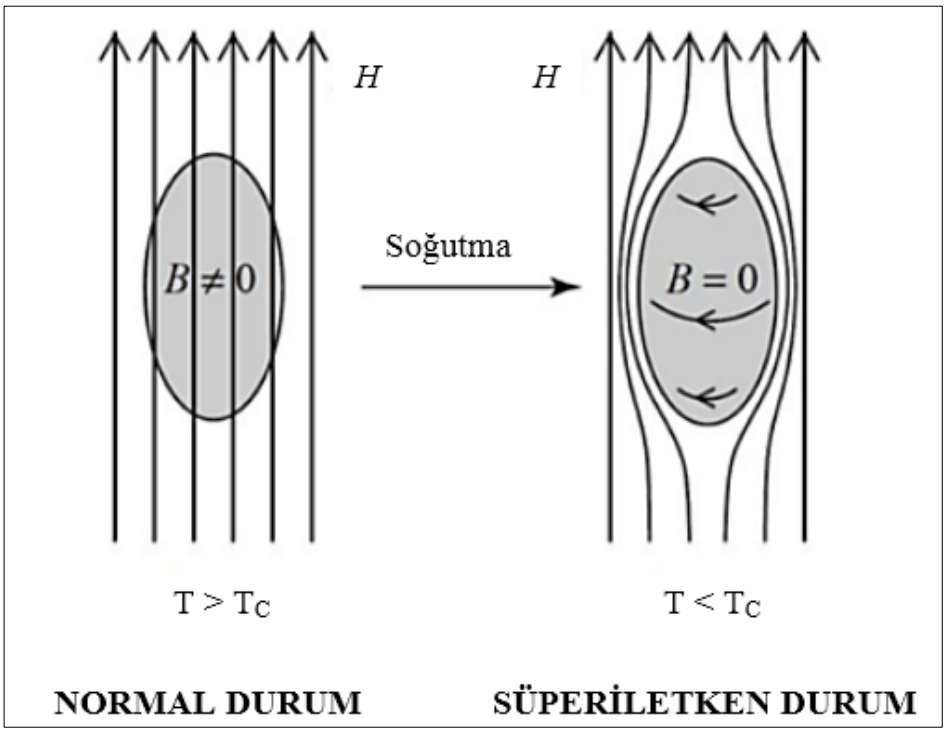
Süperiletkenlik kritik akım yoğunluğu, kritik manyetik alan ve kritik sıcaklık değerlerinden herhangi birinin aşılması durumunda ortadan kalkar. Bunun nedeni sıcaklık ve manyetik alan şiddeti gibi değerlerdeki artışa bağlı olarak örgü veya kafes titreşim enerjisinin artmasıdır. Artan enerji eşleşen elektron çiftlerinin saçılmasına ve malzemenin elektrik akımına karşı direnç göstermesine neden olur. Oda sıcaklığına gelindiğinde ise genel anlamda bilinen süperiletkenler normal iletkenlere kıyasla elektrik akımına karşı daha fazla direnç gösterir hale gelirler.

BSC teorisi genel anlamda Cooper Çifti olarak isimlendirilmiş elektronlar ile açıklanmaktadır. Bu iki elektron arasında Şekil 1.4' te görüleceği üzere elektron-fonon etkileşiminden kaynaklı düşük bir çekiciliğin mevcut olduğu düşünülmektedir. Çok kısa bir süre içerisinde gerçekleşen fonon alış verişi sonrası elektronlar arasında bir enerji farkı meydana gelmekte ve aralarında zayıf bir bağ oluşmaktadır. İki elektron arasında oluşan bu bağ örgü titreşimleri tarafından bozulmadıkça malzeme süperiletkenliğini korur. Kritik sıcaklık gibi kritik değerlerin üzerine çıkılması örgü titreşimini arttırarak elektron çiftinin örgü içerisinde saçılmasına ve malzemenin süperiletkenlik özelliğini yitirmesine neden olur.



Şekil 1.4. Cooper çiftinin şematik gösterimi [5]

Süperiletkenleri diğer iletkenlerden ayıran en önemli özelliklerden bir tanesi de ortam sıcaklığının (T), kritik geçiş sıcaklığından (T_C) daha düşük olduğu ($T<T_C$) durumlarda dışarıdan uygulanan manyetik alanını *(H)* kendi içerisinden geçirmeyerek dışlamasıdır. Meissner etkisi olarak bilinen bu durum Şekil 1.5' te şematik olarak gösterilmiştir [6]. Mükemmel bir diamanyetik özellik sergileyen bu malzemeler ortam sıcaklığının kritik geçiş sıcaklığının üzerine çıkması ($T>T_C$) durumunda normal iletkenler gibi davranarak dış manyetik alanın üzerlerinden geçmesine izin verirler.

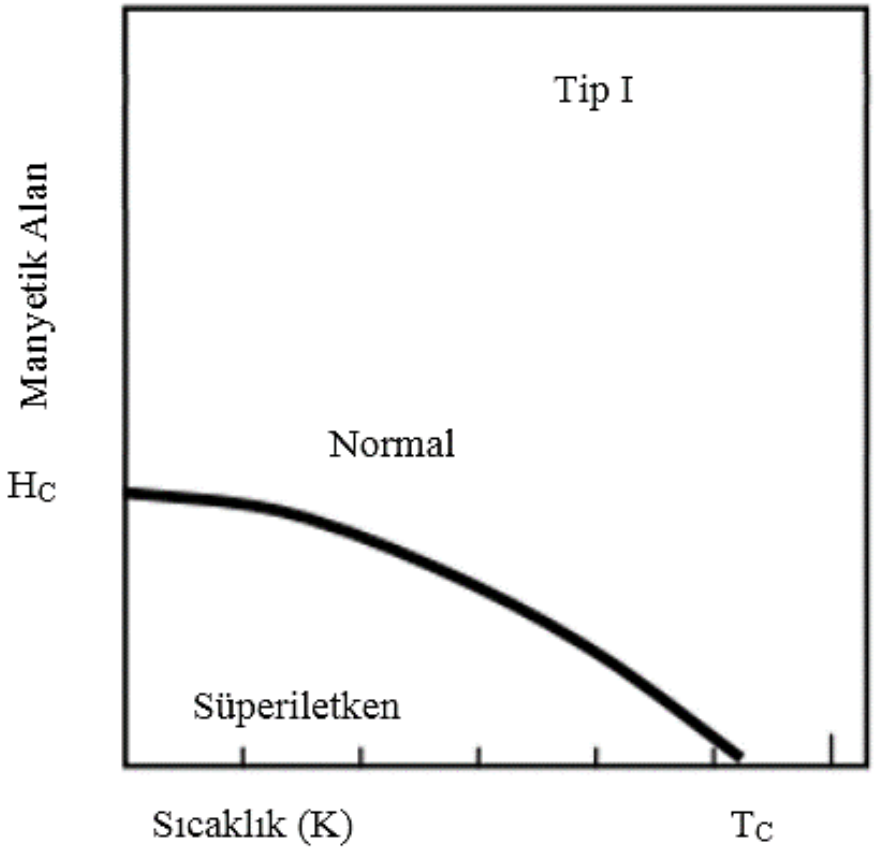


Şekil 1.5. Meissner etkisinin şematik gösterimi [7]

Süperiletken malzemelerin diamanyetik özelliği sadece kritik sıcaklığa bağlı değildir. Dışarıdan uygulanan manyetik alan değerinin kritik manyetik alan değerini aşması durumunda ($H>H_C$) dış manyetik alan malzeme içerisine nüfuz etmeye başlar ve diamanyetizma veya süperiletkenlik ortadan kalkar.

Süperiletken malzemeleri manyetik alan içerisindeki davranışına göre Tip I ve Tip II süperiletkenler olarak sınıflandırmak mümkündür. Tip I süperiletkenler Zn, Ti, Mo ve In gibi saf metal elementlerden oluşur [2]. Bu tip süperiletkenlerin ortak özelliklerinden

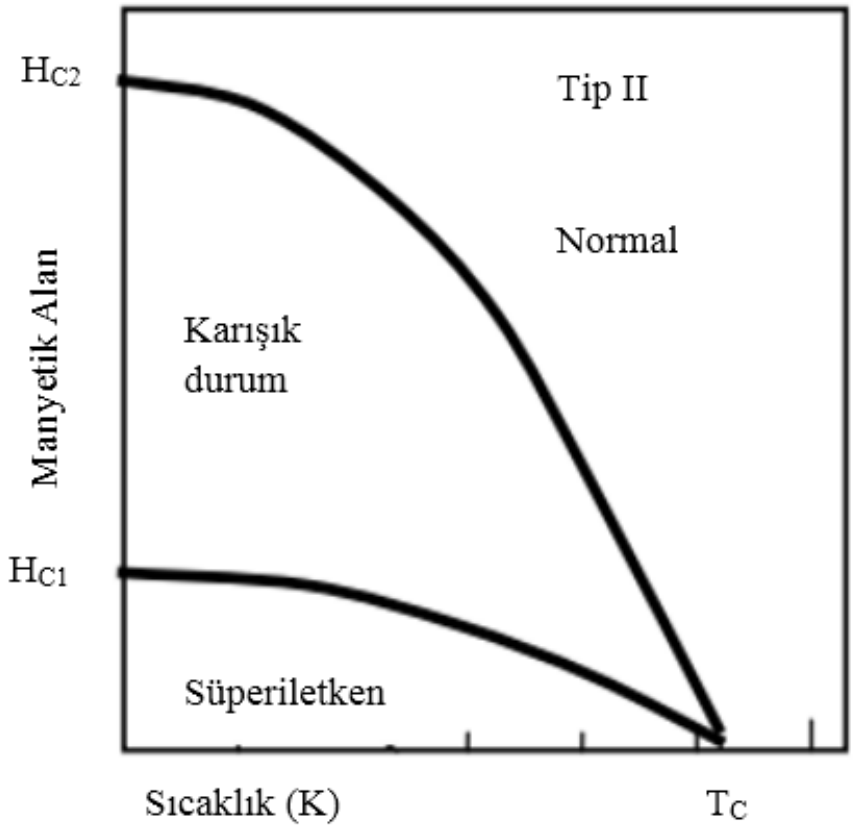
bir tanesi de mekanik özelliklerinin düşük olmasıdır. Bu nedenle aynı zamanda yumuşak süperiletkenler olarakta isimlendirilmektedir. Birinci tip süperiletkenler Şekil 1.6' da görüleceği üzere dışarıdan uygulanan manyetik alan değerinin kritik manyetik alan değerini (H_C) geçmesi durumunda süperiletkenlik özelliklerini tamamen kaybederler. Diamanyetizma özelliğini kaybeden süperiletken içerisinden manyetik alan geçmeye başlar ve normal iletkenler gibi davranır. Genellikle H_C değeri düşük olan birinci tip süperiletkenler çok küçük manyetik alan değerlerinde süperiletkenlik özelliklerini yitirirler.



Şekil 1.6. Tip I süperiletkenler [8]

İkinci tip süperiletkenler birinci tip süperiletkenlerden farklı olarak süperiletken durumdan normal duruma geçerken H_{C1} ve H_{C2} olarak adlandırılan iki farklı kritik manyetik alan değerine sahip olmasıdır. İkinci tip süperiletkenleri birinci tip iletkenlerden ayıran en temel özelliklerden bir tanesi de Nb dışında alaşım veya bileşik formunda bulunmalarıdır. Bu tip süperiletkenler Şekil 1.7' de görüleceği üzere

uygulanan dış manyetik alan değerinin H_{C1} değerinden küçük olması durumunda birinci tip süperiletkenlerde olduğu gibi ideal bir süperiletken malzeme gibi davranarak dış manyetik alanı tamamen dışlar. Dış manyetik alan değerinin H_{C1} ve H_{C2} değerlerinin arasında olması durumunda manyetik alanın bir kısmı süperiletken üzerinden geçmeye başlar. Ancak malzeme süperilerkenlik özelliğini tamamen kaybetmez. Dış manyetik alan değerinin H_{C2} değerini aşması durumunda malzeme tamamen süperiletkenlik özelliğini kaybeder ve normal iletkenler gibi davranır.

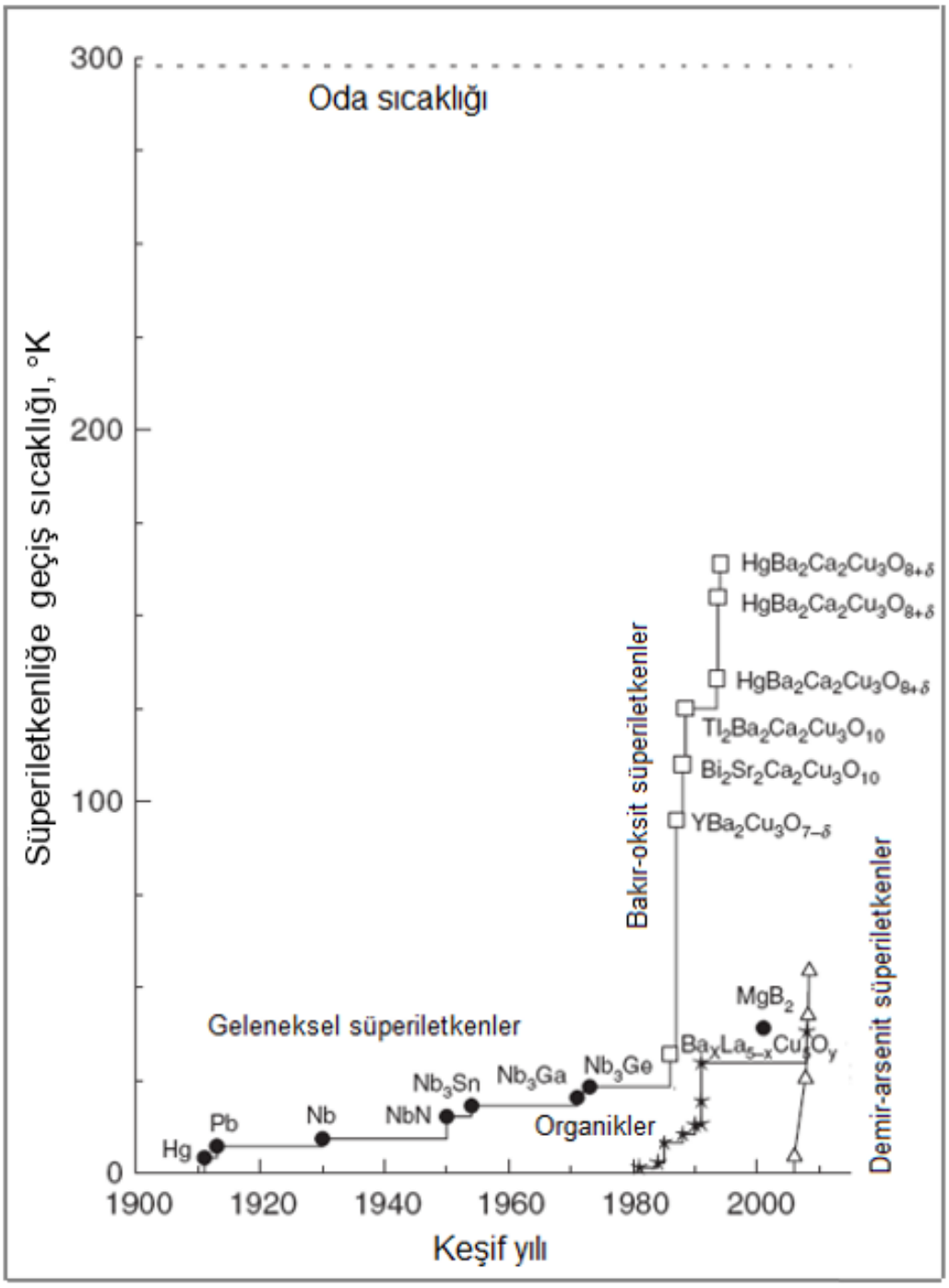


Şekil 1.7. Tip II süperiletkenler [8]

1.1.2. MgB_2 Süperiletkenler

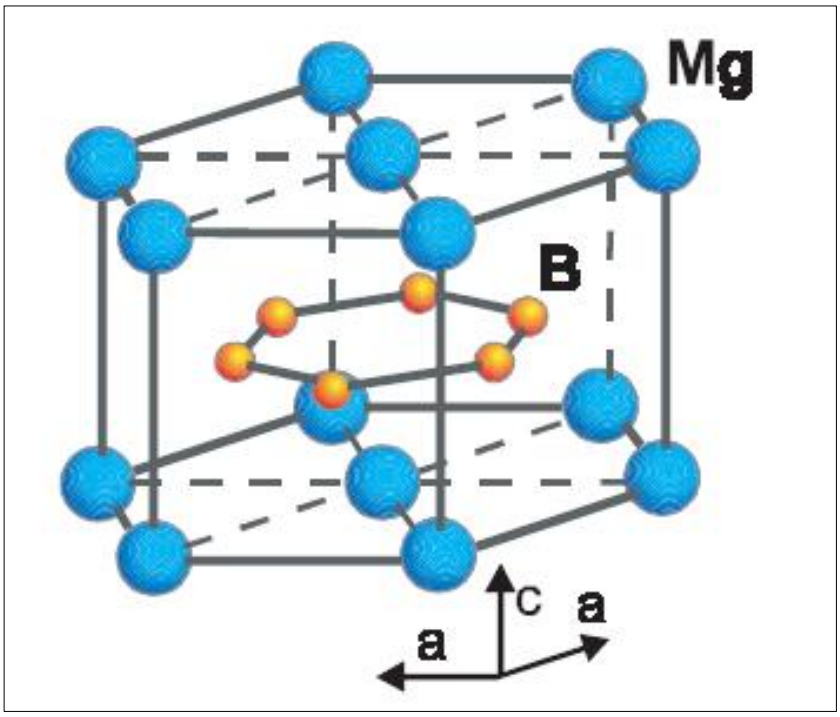
MgB_2 1950' li yılların başından itibaren bilinen intermetalik bir malzemedir. Bu bileşik 2001 yılında Nagamatsu ve diğerleri tarafından yapılan çalışmalarda 40°K civarında diğer geleneksel intermetalik bileşiklere göre nispeten daha yüksek kritik geçiş sıcaklığına sahip bir süperiletken olduğu keşfedilmiştir [9]. Şekil 1.8' de günümüze

kadar keşfedilmiş olan çeşitli yapıdaki süperiletkenlerin kritik geçiş sıcaklıkları verilmiştir. Şekil incelendiğinde MgB_2 bileşiğinin karmaşık yapıdaki seramik bazlı süperiletkenler haricinde en yüksek kritik geçiş sıcaklığına sahip malzeme olduğu görülmektedir.



Şekil 1.8. Günümüze kadar keşfedilmiş olan süperiletkenlerin kritik geçiş sıcaklıkları [10]

Kritik geçiş sıcaklığı yanında Şekil 1.9' da görüleceği üzere kimyasal yapısının basit ve düşük maliyete sahip olması bu bileşiğe olan ilgiyi arttırmıştır. Günümüzde de araştırmacılar Nb_3Sn geleneksel süperiletkenlerden daha iyi özelliklere sahip MgB_2 bileşiği üzerinde yoğun bir şekilde çalışmaktadır. Bor madeninin ülkemizde bol miktarda bulunuyor olması ticari potansiyeli yüksek olan bu bileşiğe ayrıca ülkemiz açısından bir önem katmaktadır.



Şekil 1.9. MgB_2 bileşiğinin kimyasal yapısı [11]

Hekzagonal kristal yapıdaki MgB_2 bileşiğinin kafes parametreleri a= 0.3086 ve c= 0.3524 şeklindedir. Bileşiğin kristal yapısı c doğrultusunda Mg ve B tabakalarının düzenli bir şekilde dizilmesi ile oluşmuştur. Mg atomları kristal kafesin alt ve üst yüzeylerinde, B atomlarıda kafesin hacim merkezinde düzlemsel tabaka şeklinde bulunur. Bağ uzunluğu değerleri Mg-B bağı için 0.2517, Mg-Mg bağı için 0.3086 ve B-B bağı için 0.1779 olarak tespit edilmiştir [12-13]

1.2. Süperiletken Uygulamaları

Süperiletkenlerin elektrik akımına karşı herhangi bir direnç göstermeyişinin H. K. Onnes tarafından keşfedilmesi bu malzemelere olan ilgiyi hem laboratuvar çalışmaları

hemde ticari ölçekte üretim açısından üzerine toplamıştır. Günümüzün en önemli teknolojileri arasında olan bu malzemelerle alakalı yaklaşık 160000 makale yayımlanmış, bir o kadar teknik patent alınmış ve 7 adet Nobel Ödülü verilmiştir [14].

Süperiletkenler ile enerji kaybı olmadan çok yüksek manyetik alanların üretilebiliyor olması süperiletkenlerin manyetik alan uygulamalarını özellikle arttırmıştır. Bu yüzden süperiletkenler, iletim kablolarının yanında güçlü mıknatısların üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır. Süperiletkenler; manyetik enerji depolama aygıtlarında, Şekil 1.10' da görülen manyetik rezonans görüntüleme makinelerinde (MRI), mıknatıs yapımında, nükleer fizik alanında (parçacık hızlandırıcı), Şekil 1.10' da görülen manyetik havalanmış taşıma sistemlerinde (Maglev), minerallerin manyetik ayrılmasında, motor ve jeneratörlerin üretiminde kullanılmaktadır [15-16].



Şekil 1.10. Manyetik rezonans görüntüleme makinesi ve Maglev treni [14]

1.3. MgB_2 Süperiletken Tellerin Üretimi Üzerine Yapılan Çalışmalar

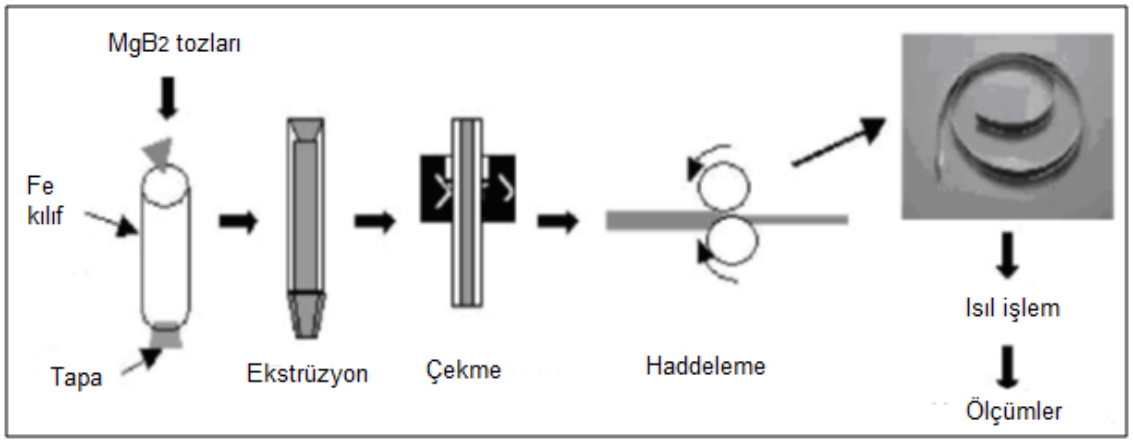
Nb-Ti ve Nb_3Sn gibi geleneksel süperiletkenlerin geçiş sıcaklıklarının nispeten düşük olması veya geçiş sıcaklığı geleneksel süperiletkenlerden daha yüksek olan $HgBa_2Ca_2Cu_3O_y$ gibi oksit bazlı bileşiklerin karmaşık bir yapıya sahip olması bilim adamlarını yeni bileşikler araştırmaya yönlendirmiştir. Son olarak 2001 yılında geleneksel süper iletkenlerden daha yüksek geçiş sıcaklığına sahip olan MgB_2 (40°K) bileşiği keşfedilmiştir [9]. Kimyasal ve kristal yapısı oldukça basit olan bu sistemlerin keşfedilmesi MgB_2 ile alakalı pratik uygulamalara ve deneysel araştırmalara ilgiyi arttırmıştır.

MgB_2 süperiletkenlerin üretiminde ürünün nihai özelliklerine etki eden üretim tekniği, kılıf ve bariyer malzemesi, sinterleme süresi ve sıcaklığı, öz sayısı, katkı malzemesi ve deformasyon şekli gibi birçok üretim parametresi bulunmaktadır. Araştırmacılar bu parametreler üzerinde çalışarak, hem MgB_2 bileşiğinin süperiletkenlik özelliklerini iyileştirmeye hem de bu bileşiği ticari ölçekte ürüne dönüştürmeye çalışmaktadırlar. Günümüze kadar yapılmış olan çalışmalar tezin kapsamı da dikkate alınarak konu başlıkları halinde aşağıda özetlenmeye çalışılmıştır.

1.3.1. Üretim Teknikleri Üzerine Yapılan Çalışmalar

1.3.1.1. Tüp İçinde Toz (PIT) ve İnce Film Kaplama Tekniği

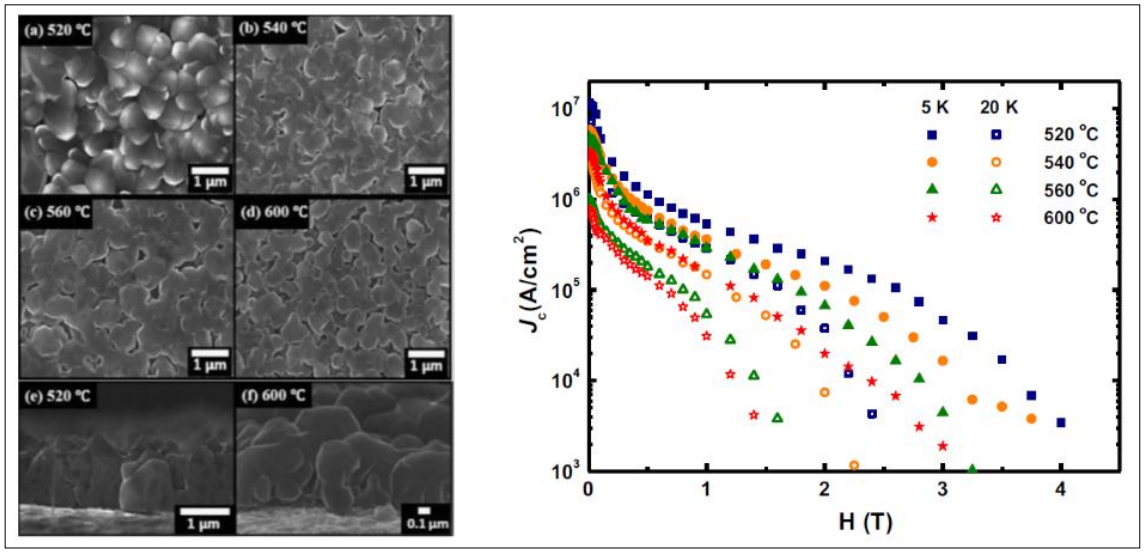
MgB_2' in gevrek bir yapıya sahip olması ve plastik deformasyon kabiliyetinin düşük olması nedeni ile bu yapıya uygun üretim teknikleri geliştirilmiştir. Bu üretim tekniklerinden başlıcaları bir altlık üzerinde MgB_2'in biriktirildiği ince film kaplama tekniği [17-22] ve metal bir tüp içerisine doldurulan tozların belirli sıcaklık ve basınç altında metal tüple birlikte şekil değiştirmeye zorlandığı tüp içinde toz (powder in tube-PIT) yöntemidir [23]. PIT tekniği Şekil 1.11' de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 1.11. PIT tekniğinin şematik olarak gösterimi [23]

Ronat ve diğerleri [18] yapmış oldukları çalışmada hibrit fiziksel-kimyasal buhar biriktirme tekniğini (HPCVD) kullanarak 520-600°C arasında herhangi bir bariyer malzemesi kullanmadan Hallestoy (Ni içerikli düşük C' lu çelik) alaşımı üzerine MgB_2

kaplayarak yüksek yoğunluklu şeritler üretmişlerdir. Ürettikleri şeritlerin X-Ray difraksiyon pikleri içerisinde herhangi bir ara fazın oluşmadığını, altlık ile MgB_2 arasında herhangi bir reaksiyon gerçekleşmediğini ve ana piklerin MgB_2 olduğunu göstermişlerdir. SEM vasıtası ile MgB_2 taneleri arasındaki ilişkiyi, ince film kaplama işleminde kullandıkları farklı sıcaklıklara bağlı olarak incelemişledir. Şekil 1.12' de görüldüğü üzere tane bağları ile ince film kaplama işleminde kullanılan sıcaklık arasında önemli bir ilişki olduğunu tespit etmişler ve kritik akım yoğunluğu-manyetik alan ilişkisini Şekil 1.12' de göstermişlerdir. 520°C' de düşük ince film kaplama sıcaklığında daha güçlü tane bağı ve 5°K, 0 T' da yaklaşık 10^7 A/cm^2 kritik akım yoğunluğu elde etmişlerdir.



Şekil 1.12. a) İnce film kaplama sıcaklığı ile tane bağları arasındaki ilişkiyi gösteren SEM resmi b) Depolama sıcaklığının kritik akım yoğunluğu - manyetik alan performansına etkisi [18]

PIT yöntemi de kendi içerisinde üçe ayrılmıştır. Birinci yöntem, yüksek saflıktaki Mg ve B tozlarının asal bir kap içerinde karıştırılarak MgB_2 tozlarının oluşturulduğu ve bu tozların metalik tüp içerisine doldurulup şekillendirildiği dışarıda reaksiyon (ex-situ) PIT yöntemidir [24-25]. İkinci yöntem, doğrudan Mg ve B tozlarının koruyucu atmosfer altında metalik tüp içerisine doldurarak şekillendirildiği yerinde reaksiyon (in-situ) PIT yöntemidir [26-27]. Üçüncü yöntem ise, dışarıda reaksiyon ve yerinde reaksiyon PIT tekniklerinin birlikte kullanıldığı çift öz yöntemidir [28-29]. Her üç yöntemde de

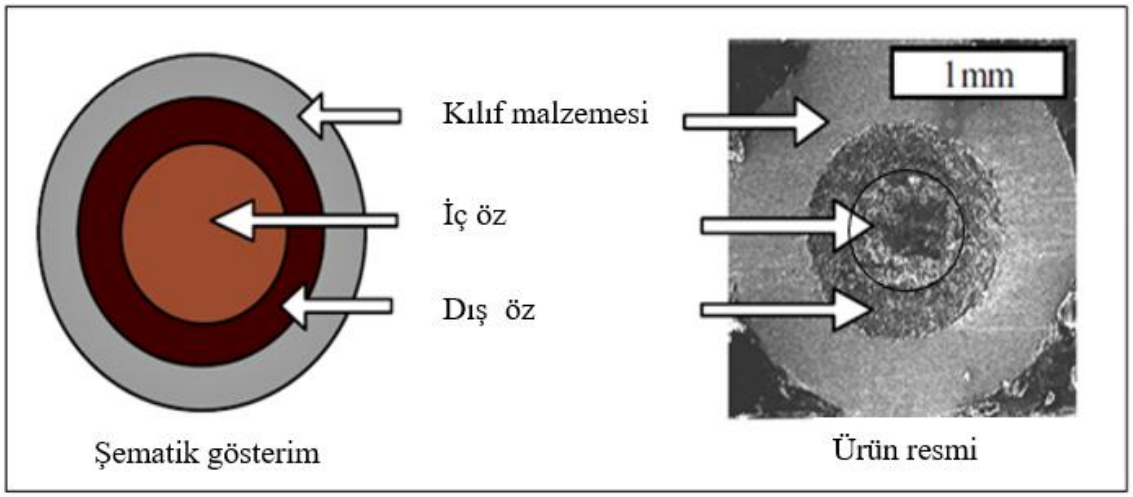
üretilen teller veya şeritler istenilen forma getirilip sinterleme işlemi yapılarak nihai ürün haline getirilmektedir.

Lee ve diğerleri [24] içerisine C ilave edilmiş dışarıda reaksiyon MgB_2 tozlarını kullanarak süperiletken telleri üretmişlerdir. Dışarıda reaksiyon tellerin öz yoğunluğunun yerinde reaksiyon tellere kıyasla daha yüksek olduğunu gözlemlemişlerdir. Ancak yüksek sıcaklıklarda sinterleme işlemi yapılsa dahi dışarıda reaksiyon yönteminde tozların parçacıklı bir yapıya sahip olmasından dolayı sinterleme ve tane büyümesinin tamamen gerçekleşmediğini belirtmişlerdir. Dışarıda reaksiyon tekniği ile üretilmiş $MgB_{1.97}C_{0.03}$ tellerin J_C değerini 5°K ve 6.6 T'da 3.34 kA/cm^2 olarak ölçmüşler ve bu değerin yerinde reaksiyon tekniği ile üretilmiş teller ile kıyaslanabilir seviyede olduğunu tespit etmişlerdir.

Harada ve diğerleri [27] tek özlü şeritleri yerinde reaksiyon PIT tekniğini kullanarak ve iki aşamalı ısıl işlem uygulayarak üretmişlerdir. Üretim maliyetini düşürmek ve oksidasyonu engellemek amacı ile 40 mesh büyüklüğünde Mg parçacıkları kullanmışlardır. Mg parçacıklarını ortalama 0.82 μm büyüklüğündeki saf B tozları ile Mg:B=1:2 oranında karıştırarak paslanmaz çelik tüp içerisine doldurmuşlardır. Plastik deformasyon aşamasında ilk ısıl işlemi 700-900ºC aralığında koruyucu atmosfer altında yapmışlardır. Nihai ürün ebat ve şekline ulaştıktan sonrada argon atmosferinde final ısıl işlemi 600-900ºC aralığında uygulamışlardır. Yerinde reaksiyon PIT tekniğini kullanarak hazırladıkları şeritlere çeşitli ısıl işlem şartları uygulayarak ısıl işlemin süperiletkenliğe etkilerini araştırmışlardır. 800ºC'de final ısıl işlem uyguladıkları şeritlerde 20°K'de 5.3×10^5 A/cm^2 kritik akım yoğunluğu değeri ölçmüşlerdir.

Nakane ve diğerleri [28] Cu kılıfın merkezine yerinde reaksiyon tozlarını, kılıf ile yerinde reaksiyon tozları arasında kalan boşluğa da dışarıda reaksiyon tozlarını doldurarak süperiletken telleri üretmişlerdir. Böyle bir yapıyı özellikle kılıf malzemesi olarak Cu'ın kullanıldığı durumlarda, Cu ile yerinde reaksiyon tozlarının ısıl işlem aşamasında reaksiyona girmesini engellemek ve böylece de kritik akım yoğunluğu değerini arttırmak amacı ile tercih etmişlerdir. Çift öz tekniği ile ürettikleri tellerde 6 T ve 4.2°K'de 1.2×10^3 A/cm^2 kritik akım yoğunluğu değeri elde etmişlerdir. Bu değerin literatürde belirtilen yerinde reaksiyon tellerden oldukça yüksek olduğunu ifade

etmişlerdir. Şekil 1.13' te ürettikleri tellerin şematik ve ürün kesit resimleri gösterilmiştir.



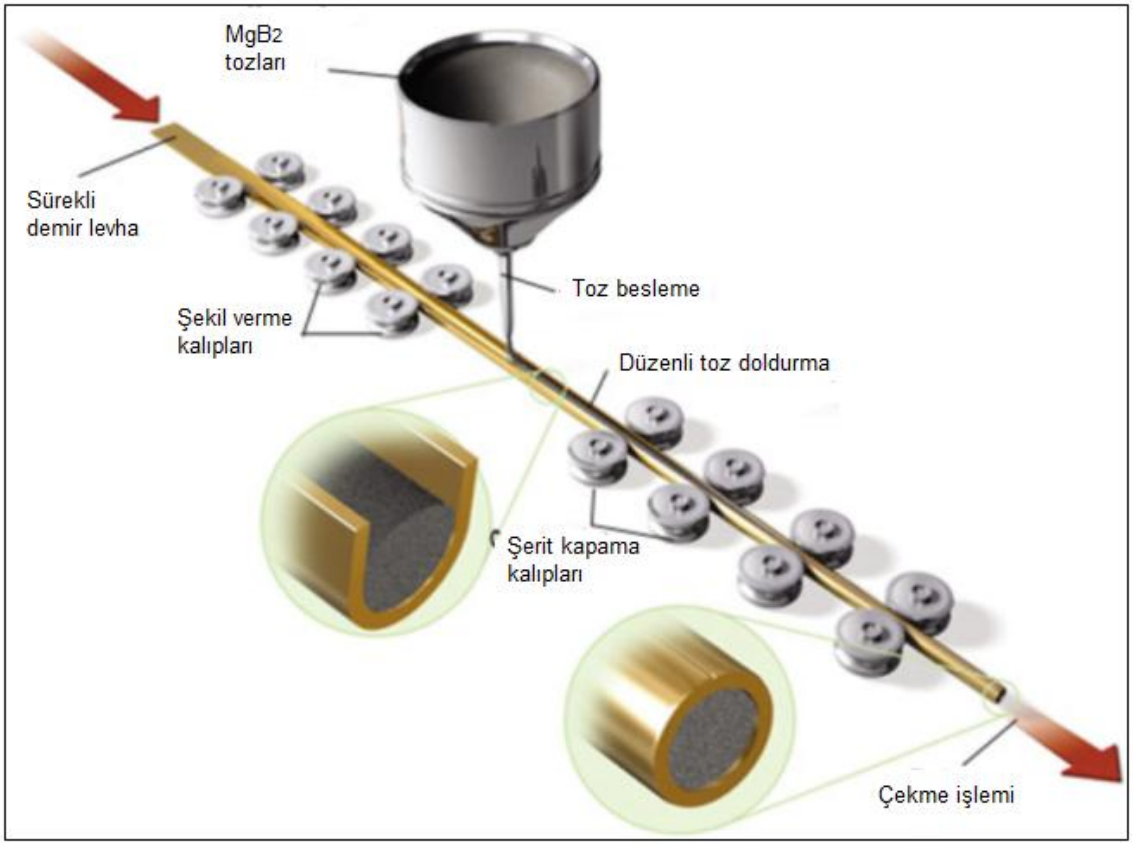
Şekil 1.13. Dışarıda reaksiyon ve yerinde reaksiyon metotlarının birlikte kullanıldığı çift özlü yapı [28]

1.3.1.2. Ara Yüzey Magnezyum Difüzyon (IMD) ve Sürekli Tüp Doldurma ve Şekillendirme (CTFF) Tekniği

Aynı zamanda esası PIT tekniği olan ara yüzey magnezyum difüzyon işlemi (IMD) ve sürekli tüp doldurma ve şekillendirme yöntemleri (CTFF) de yaygın olarak kullanılmaktadır. Ara yüzey difüzyon işleminde, belirli şartlarda farklı tabakalar içerisinde bulunan Mg ve B elementleri birbiri içerisine difüze olup MgB_2 bileşiğini oluşturması ile süperiletken yapılar üretilir [30-34]. Sürekli tüp doldurma ve şekillendirme işleminde ise şerit şeklindeki metalin üzerine süperiletken tozlar doldurulup sonrasında tüp şekline getirilmesiyle süperiletken yapılar üretilir [35-38]. Bu yöntem şematik olarak Şekil 1.14' de gösterilmiştir.

Togano ve diğerleri [33] IMD yöntemini kullanarak tek, 7 ve 19 özlü MgB_2 süperiletken telleri üretmişlerdir. Ta tüpün merkezine Mg çubuk yerleştirip arada kalan boşluğa B+SiC tozu doldurmuşlar, elde ettikleri yapıyı Cu-Ni alaşımı ile kılıflandırarak süperiletken telleri üretmişlerdir. Tellere yüksek redüksiyon uygulanmasına rağmen deformasyonun homojen olduğunu tespit etmişlerdir. Isıl işlem safhasında Mg'un B+SiC tabakası içerisine difüze olduğunu böylece yoğun bir MgB_2 yapısının oluştuğunu belirtmişlerdir. Tüm teller için Mg erime sıcaklığının hemen altındaki 640-645°C fırın

sıcaklığında en yüksek kritik akım (I_C) miktarını elde etmişlerdir. Tek özlü tellerde reaksiyona girmeyen B+SiC miktarının oldukça fazla olduğunu, çok özlü tellerde bu miktarın düştüğünü ve artan öz sayısına paralel olarak da I_C arttığını tespit etmişlerdir. Ancak tüm teller için kritik akım yoğunluğu (J_C) değerinin çok fazla değişmediğini ifade etmişlerdir. Isıl işlem sıcaklığının 650°C'nin üzerine çıkması durumunda I_C değerinin, MgB_2 hacminin artmasına rağmen hızlıca düştüğünü tespit etmişlerdir. Bunun nedenini, yüksek sıcaklıklarda MgB_2 tabakasının homojenliğinin bozulmasına bağlamışlardır. En yüksek J_C değerine çok özlü tellerde ulaşmışlar ve 4.2°K ve 10 T'da $9.9x10^4$ Acm^{-2}, 20°K ve 1 T'da $3.3x10^5$ Acm^{-2} olarak ölçmüşlerdir.



Şekil 1.14. Sürekli tüp doldurma ve şekillendirme işleminin şematik gösterimi [36]

Aslanoğlu ve diğerleri [38] sürekli tüp doldurma ve şekillendirme tekniğini kullanarak ürettikleri tellerde ısıl işlem şartlarının mikro yapıya ve kritik akım yoğunluğuna etkisini araştırmışlardır. Cu ve Fe kılıf kullanarak tek özlü Cu/MgB_2 ve Fe/MgB_2 süperiletken teller üretmişlerdir. Kılıf malzemesinin MgB_2 süperiletkenlerin tavlama

şartlarını etkilediğini tespit etmişlerdir. Cu kılıf kullanarak hazırlanan tellerin tavlama sıcaklığının Fe kılıf kullanarak hazırlanan tellerden daha küçük olduğunu belirlemişlerdir. Cu/MgB_2 süperiletken teller için 20°K'de $1.1x10^5$ A/cm^2 kritik akım yoğunluğu değerine ulaşmışlardır.

MgB_2 yapısı ince film kaplama tekniği ile üretilebilmesine rağmen yöntemin pratik uygulamalar açısından oldukça karmaşık ve güç olması kullanım alanını sınırlamıştır. IMD yönteminde istenmeyen reaksiyonların çok ve kontrolünün zor olması, CTFF yönteminde ise üretim sisteminin nispeten karmaşık olması bu yöntemleri sınırlamıştır. Bu nedenle PIT yöntemi ürünlerin boyutlandırılmasında sağladığı kolaylık bakımından bu çalışmada tercih edilmiştir.

1.3.2. Kılıf ve Bariyer Malzemesi Üzerine Yapılan Çalışmalar

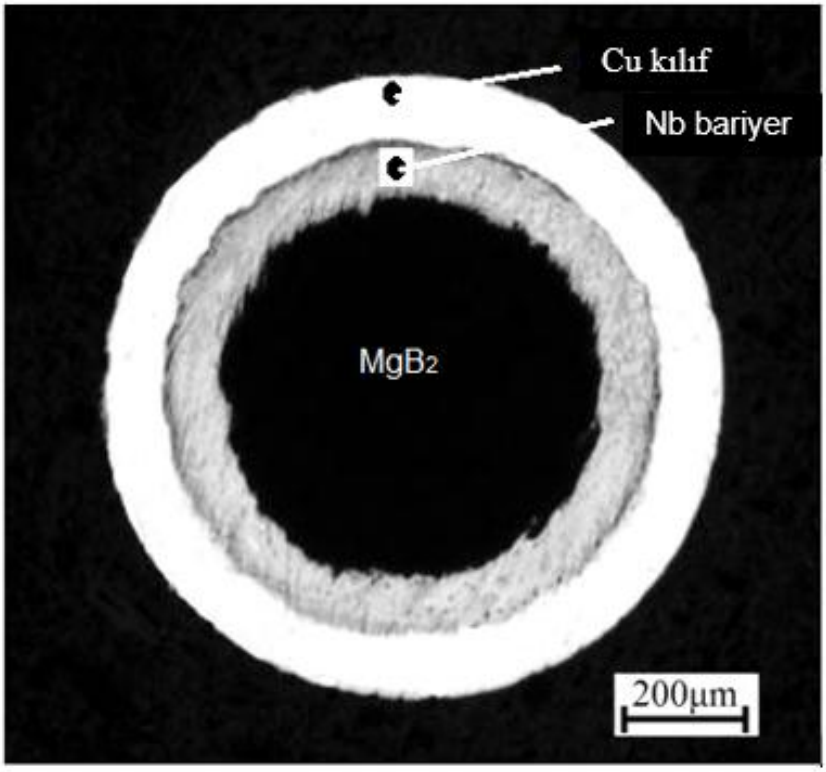
Geleneksel plastik deformasyon yöntemleri ile MgB_2 bileşiğinin doğrudan şekillendirilip tel veya şerit formuna dönüştürülmesi oldukça güçtür. Bu yüzden toz formuna getirilen bu yapı Cu [39-43], Fe [44-46], SS (paslanmaz çelik) [47-48], Ni [49-50], Ti [51-52], Glidecop (Al_2O_3 parçacıkları içeren Cu) [53-54] ve Monel (Ni-Cu alaşımı) [55] gibi plastik deformasyon kabiliyeti yüksek aynı zamanda termal ve elektriksel özellikleri iyi olan metalik bir kılıf içerisine yerleştirilerek şekillendirilmektedir.

Shimura ve diğerleri [39] Cu kılıflı MgB_2 süper iletken telleri yerinde reaksiyon PIT tekniğini kullanarak üretmişlerdir. Ürettikleri Cu/MgB_2 süperiletken tellerin kesitlerini incelediklerinde Cu kılıf ile Mg' um reaksiyona girdiğini tespit etmişlerdir. Reaksiyona giren bölgenin miktarını öz kesit alanının %10 ile %20' si kadar olduğunu belirtmişlerdir. Ürettikleri tellerin özelliklerinin öz yoğunluğunun arttırılması, katkı malzemesi ilavesi gibi çeşitli optimizasyonlar ile artacağını ifade etmişlerdir.

Safran ve diğerleri [46] Fe kılıflı MgB_2 süperiletken tellerde tane boyutunun ve farklı saflıktaki Türkiye'de üretilen başlangıç B tozlarının J_C ve T_C değerlerine etkilerini araştırmışlardır. Küçülen tane boyutu ve artan saflık derecesine paralel olarak en iyi J_C ve T_C değerlerini gözlemlemişlerdir. Sonuç olarak Türkiye'de üretilen B tozları

kullanılarak endüstriyel uygulamalarda kullanılabilecek MgB_2 süperiletken tellerin üretilebileceğini göstermişlerdir.

Süperiletken tel üretiminde kullanılan bazı kılıf malzemeleri üretim aşamasında Mg veya B ile reaksiyona girerek J_C başta olmak üzere süperiletkenlik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir. Özellikle Cu' ın kılıf malzemesi olarak kullanıldığı yapılarda ve daha çok sinterleme aşamasında gerçekleşen bu istenmeyen reaksiyonların önlenmesi için süperiletken tel veya şeritlerin üretiminde bariyer malzemesi kullanılmıştır. Süperiletken toza ve bariyer malzemesine kimyasal olarak ilgisiz olan Nb [56-58], Ta [59] ve Fe [60] gibi malzemeler Şekil 1.15' te görüleceği üzere toz ile kılıf arasına yerleştirilerek kullanılmıştır.



Şekil 1.15. Nb bariyer kullanılarak üretilmiş süperiletken tel kesiti [57]

Qingyang ve diğerleri [58] yerinde reaksiyon PIT tekniğini kullanarak MgB_2/Nb/Cu süperiletken telleri üretmişlerdir. Argon atmosferi altında 2 saat süre ile çeşitli

sıcaklıklarda ısıl işleme tabi tuttukları tellerde ısıl işlem sıcaklığının etkisini araştırmışlardır. Isıl işlem sıcaklığının 750ºC'nin üzerinde olması durumunda MgB_2 öz ile Nb ara yüzeyinde bir tabaka oluştuğunu tespit etmişler ve daha yüksek sıcaklıklarda ısıl işlemin yapılmaması gerektiğini göstermişlerdir.

Feng ve diğerleri [59] Ta bariyer kullanarak Cu/MgB_2 süperiletken telleri yerinde reaksiyon PIT tekniğini kullanarak üretmişlerdir. MgB_2 ile kılıf malzemesi arasında herhangi bir reaksiyonun gerçekleşmediğini mikro yapı analizleri yaparak tespit etmişlerdir.

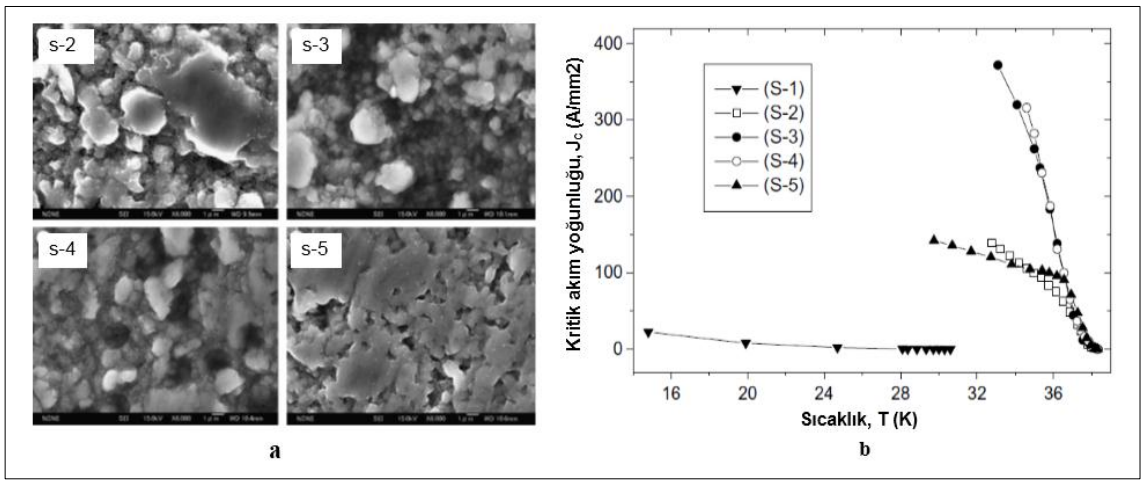
Süperiletken tel üretiminde kılıf malzemesi olarak Cu veya alaşımları (Monel, Glidecop) elektriksel, termal ve mekanik özelliklerinden dolayı ürünlerin boyutlandırılmasında yaygın olarak tercih edilmiştir. Cu'nun özellikle Mg'a kimyasal ilgisinden dolayı bariyer malzemesi olarak daha çok Nb, Fe ve paslanmaz çelik kullanılmış ve istenmeyen reaksiyonlar engellenerek süperiletkenlik özellikleri korunmaya çalışılmıştır. Bu çalışmada kılıf malzemesi olarak Cu, bariyer malzemesi olarakta Fe ve paslanmaz çelik tercih edilmiştir.

1.3.3. Sinterleme Süresi ve Sıcaklığı Üzerine Yapılan Çalışmalar

Yerinde reaksiyon veya dışarıda reaksiyon başlangıç tozları kullanılarak hazırlanan yapılar uygun deformasyon tekniği kullanılarak tel veya şerit formuna dönüştürülür. Üretilen teller veya şeritler istenilen forma getirildikten sonra sinterlenerek toz formdaki özün sürekli bir yapıya dönüşmesi sağlanır. Yapılan çalışmalarda sinterleme sıcaklığı ve süresinin ürün nihai özellikleri üzerinde etkili olduğu tespit edilmiştir [61-67]. Bu çalışmada 500 ve 800°C' de arasında 60 dakika süre ile ısıl işlem yapılarak üretilen tellerin süperiletkenlik özelliklerinin nasıl etkilendiği araştırılmıştır.

Balamurugan ve diğerleri [61] yaptıkları çalışmada farklı sinterleme şartları altında üretilen MgB_2/Fe tellerin yapısal ve süperiletkenlik özelliklerini incelemişlerdir. Tavlama süresi etkisini kontrol edebilmek için deforme edilen telleri 0.30-1.20 ks (1 ks, 10^3 saniye) zaman aralığında 1323°K' de sinterlemişlerdir. Şekil 1.16a incelendiğinde tavlama süresine bağlı olarak tane bağlarının arttığını tespit etmişlerdir. Ancak Şekil 1.16b' de görüldüğü gibi uzun tavlama sürelerinin kritik akım yoğunluğunu

düşürdüğünü belirlemişler, bunun nedenini MgB_2 öz ile metalik kılıf arasındaki muhtemel reaksiyonlar olabileceğini belirtmişlerdir.



Şekil 1.16. a) 1323°K de 0.30 ks (s-2), 0.60 ks (s-3), 0.90 ks (s-4), 1.20 ks (s-5) sürelerle sinterlenmiş MgB_2/Fe parçalar; b) Tavlama süresinin kritik akım yoğunluğu ile ilişkisi [61]

Zhao ve diğerleri [65] farklı sinterleme hızlarında MgB_2 bileşiğinin mikroyapısını ve süperiletkenlik özelliklerini incelemişlerdir. Sinterleme işlemini sabit 1073°K sıcaklığında yapmışlar ve bu değere sırası ile 5, 10, 20 ve 30°K/dakika ısıtma hızlarında ulaşmışlardır. 5 ile 20°K/dakika ısıtma hızı aralığında mikroyapı değişimleri dışında tane büyüklüğünde belirgin bir değişim gözlemlememişlerdir. Yüksek manyetik alanlarda en iyi J_C değerine 5°K/dakika ısıtma değerinde ulaşmışlardır. Düşük ısıtma oranlarında daha kompak bir yapı elde etmişlerdir. Yüksek ısıtma oranlarında ise yapıda boşlukların ve safsızlıkların oluştuğunu gözlemlemişlerdir.

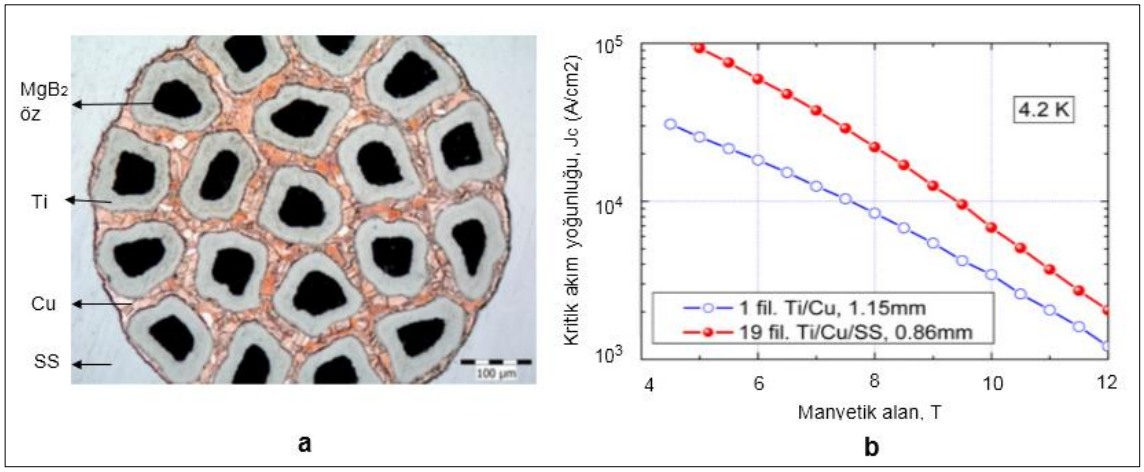
Xu ve diğerleri [63] düşük karbonlu çelik ile kılıflandırılmış MgB_2 süperiletken telleri yerinde reaksiyon tozlarını kullanarak üretmişlerdir. Ürettikleri tellerde sinterleme sıcaklığının etkisini, faz kompozisyonunu, mikro yapı özellikleri ve J_C değerini inceleyerek araştırmışlardır. En yüksek J_C değerine 700ºC'de sinterlenmiş tellerde ulaşmışlardır. Artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak kritik akım yoğunluğunun azaldığını tespit etmişlerdir.

1.3.4. Çok Özlü Yapılar Üzerine Yapılan Çalışmalar

PIT tekniği ile üretilen süperiletken yapılarda ısıl işlem öncesi toz yoğunluğunun mümkün olan en yüksek seviyeye çıkartılması amaçlanır. Böylece sinterleme sonrası artan öz yoğunluğuna paralel olarak daha güçlü tane bağlarının oluşması ve süperiletkenlik özelliklerinin iyileşmesi hedeflenir. IMD tekniği ile üretilen tellerde ise ısıl işlem aşamasında Mg ve B elementlerinin tamamının reaksiyona girmesi hedeflenir.

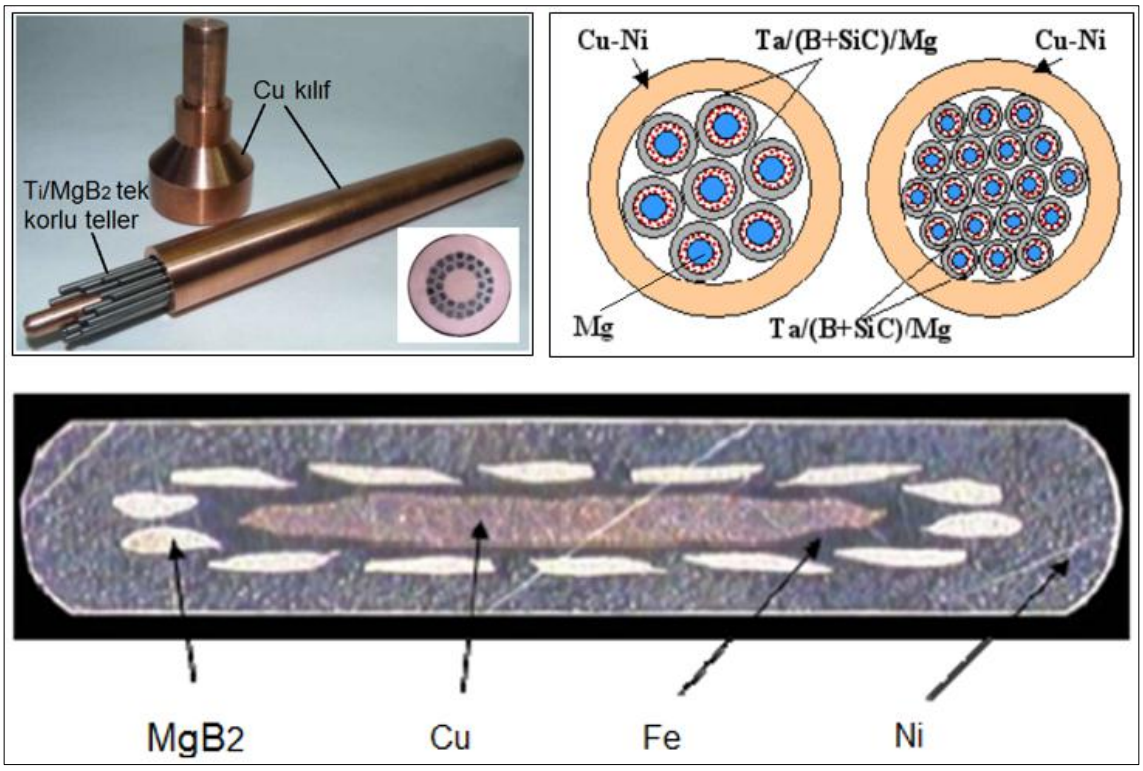
Öz yoğunluğunun artırılmasında veya Mg ve B elementlerinin tamamının reaksiyona girmesinde kullanılan yöntemlerden bir tanesi de çok özlü tel üretimidir [68-71]. Bu yöntemde toz ile temasta olan yüzey alanı artırılarak toz yüzeyine gelen basıncın artırılması ve tozların daha yüksek seviyede kompaklanması sağlanır. Aynı zamanda artan yüzey alanına bağlı olarak Mg ve B elementlerin tamamının daha kısa sürede reaksiyona girmesi amaçlanır.

Husek ve diğerleri [68] tek özlü MgB_2/Cu/Ti ve Şekil 1.17a' da görülen 19 özlü MgB_2/Cu/Ti/SS süperiletken telleri 800°C' de ısıl işleme tabi tutmuşlardır. Ürettikleri tellerin kritik akım yoğunluğu ile manyetik alan arasındaki ilişkisini öz sayısı ile ilişkilendirerek Şekil 1.17b' de görüleceği üzere 4.2°K'de incelemişlerdir. Çok özlü yapının daha iyi süperiletkenlik özelliği sergilediğini göstermişlerdir. Bunun nedenini artan öz yoğunluğuna bağlı olarak sinterleme sonrası daha güçlü tane bağlarının elde edilmiş olmasına bağlamışlardır.



Şekil 1.17. a) 19 özlü yapı, b) Öz sayısının kritik akım yoğunluğu-manyetik alan ilişkisine etkisi

Bunlara ilaveten çok özlü yapılar sayesinde öz içerisindeki ısının daha hızlı transfer edilmesi telin süperiletkenlik özelliklerinin korunmasına yardımcı olur. Araştırmacılar Şekil 1.18' de görülen yapılarda çok özlü tel üreterek yukarıda bahsedilen özellikleri yakalamaya çalışmışlardır. Bu çalışmada Cu ile kılıflandırılmış 3, 4 ve 7 özlü tellerin üretimi için gerekli olan üretim parametreleri tespit edilecektir.



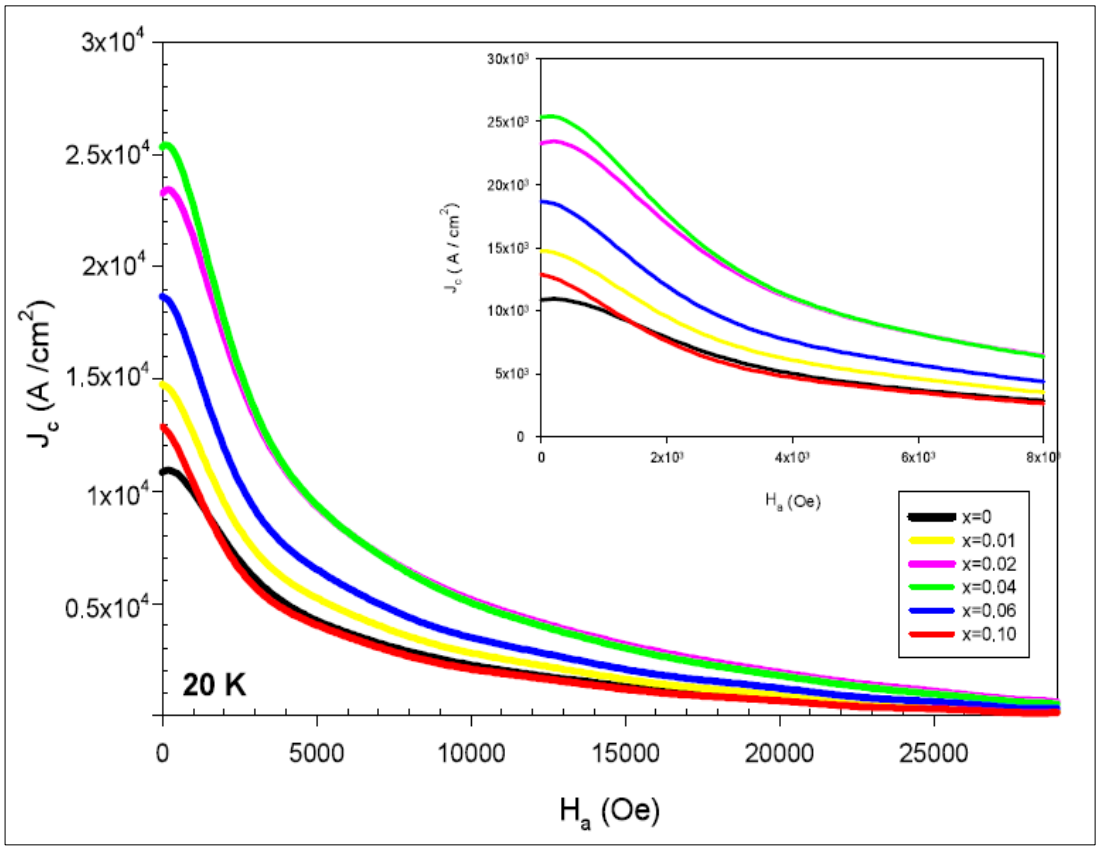
Şekil 1.18. Farklı geometrilere sahip çok özlü yapılar [33,54,71]

1.3.5. Katkı Malzemesi Üzerine Yapılan Çalışmalar

Süperiletkenlerin özelliklerini iyileştirmek için yapılan bazı çalışmalarda MgB_2 yapı içerisine katılan nano boyuttaki katkıların süper iletkenin özellikleri üzerinde önemli değişimlere sebep olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeni MgB_2 içerisine optimum seviyede katılan katkıların süperiletken yapı içerisinde akı perçinleme merkezi oluşturmasına başlanmıştır. İlk defa S. X. Duo ve diğerleri SiC' ü katkı malzemesi olarak kullanılmış ve süperiletkenlik üzerinde olumlu etkiler tespit etmişlerdir [72]. Daha sonra ki çalışmalarda C, SiC, karbon nanotüp ve elmas gibi karbon bazlı katkılar [73-77]; Cu, Mn, Co, Ti ve Mo gibi elementer seviyede katkılar [78-83]; TaB_2, VB_2,

AlB_2 ve ZrB_2 [84-85] gibi bor bazlı katkılar; TiO_2, MgO ve SiO_2 [86-88] gibi oksit bazlı katkılar ve son yıllarda ise C_6H_6 ve $C_{10}H_8$ [89-90] gibi hidrokarbonlar katkı malzemesi olarak kullanılmıştır.

Bumin ve diğerleri [74] MgB_2 içerisine SiC'ü $MgB_{2-x}(SiC)_x$ (x=0, 0.01, 0.02, 0.04, 0.06, 0.10) oranı ile ilave etmişler ve süperiletkenin yapısal ve manyetik özelliklerini araştırmışlardır. x=0.04 olacak şekilde SiC ilave edilmiş tellerde en yüksek kritik akım yoğunluğu değerine ulaşmışlardır. x=0.06 ve daha yüksek oranlarda ilave edilen SiC'ün Şekil 1.19' da görüleceği üzere kritik akım yoğunluğunu düşürdüğünü gözlemlemişlerdir. SiC ilavesinin süperiletkenliğe geçiş sıcaklığını fazla etkilemediği ve literatürdeki değerlere oldukça yakın olduğunu belirtmişlerdir.



Şekil 1.19. SiC ilavesinin kritik akım yoğunluğuna etkisi [74]

Katkı malzemeleri bazen süperiletkenin özelliklerini olumsuz yönde de etkilemiş veya değiştirmemiştir. Örneğin, Bayazit ve diğerleri yaptıkları çalışmada dışarıda reaksiyon PIT metodundan faydalanarak üretilen MgB_2/Ag şeritlere Mo ilavesinin etkisini

incelemişlerdir. Argon atmosferi altında 24 saat boyunca 600°C' de ısıl işlem uygulamışlardır. Yapısal değişimi, mikro yapıyı, süper iletkenlik özelliklerini ve kritik akım yoğunluğunu XRD, SEM, M-T ve M-H ölçümleri ile karakterize etmişlerdir. Şeritlerin geçiş sıcaklıklarının Mo ilavesi arttıkça düştüğünü gözlemlemişlerdir. En yüksek kritik akım yoğunluğunu saf MgB_2 şeritler için 10°K' de $1.2x10^5$ A/cm^2 olarak elde etmişlerdir. Mo oranının artmasına paralel olarak kritik akım yoğunluğunda azalma gözlemlemişlerdir. Kritik akım yoğunluğu – manyetik alan karakteristiği Mo ilavesine bağlı olarak azalmıştır. Bunun nedenini akı tuzaklama kuvvetindeki (flax pinning force) düşüş olabileceğini öne sürmüşlerdir [83].

1.3.6. Deformasyon Şekli Üzerine Yapılan Çalışmalar

PIT yöntemi kullanılarak hazırlanan yarı mamul kompozit biletler, plastik deformasyon yöntemlerinden bir veya birkaç tanesinin birlikte kullanılması ile tel veya levha halindeki ürünlere dönüştürülmüştür. Yapılan çalışmalarda hidrostatik ekstrüzyon [91-92,97], iki eksenli haddeleme [91,93-94] ve sıcak presleme [95-96,98] gibi plastik deformasyon teknikleri birlikte veya ayrı ayrı kullanılarak kompozit yapılar şekillendirilmiştir. Bu üretim teknikleri içerisinde hidrostatik ekstrüzyon ve iki eksenli haddeleme teknikleri ön plana çıkmıştır.

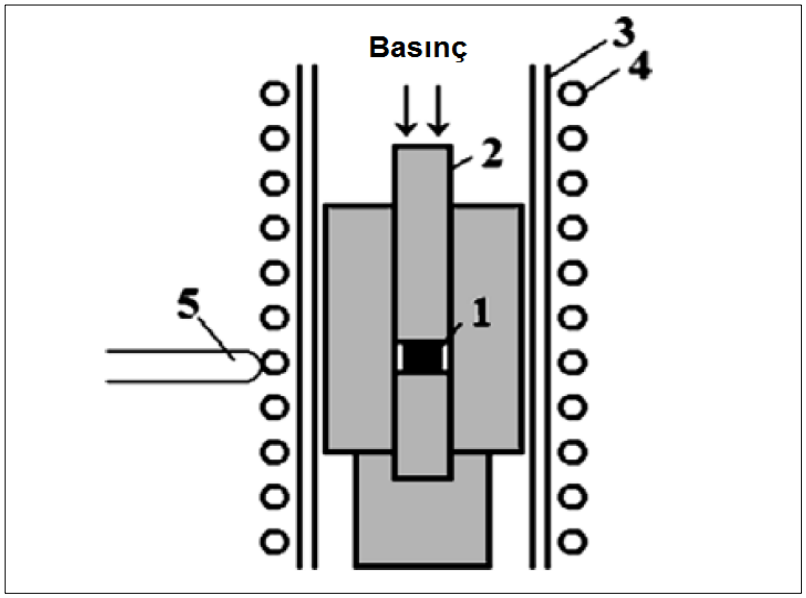
Pachla ve diğerleri [91] tek özlü MgB_2/Cu ve MgB_2/Fe/Cu telleri ve levhaları dışarıda reaksiyon MgB_2 tozlarını kullanarak iki eksenli haddeleme ve hidrostatik ekstrüzyon tekniği ile üretmişlerdir. Yüksek basınç şartlarında üretilen tellerin süperiletkenlik özelliklerinin iyileştiğini tespit etmişlerdir. Hidrostatik ekstrüzyonla üretilen tellerin süperiletkenlik özelliklerinin haddelenen tellerden daha iyi olduğunu tespit etmişlerdir.

Kovak ve diğerleri [93] yaptıkları çalışmada MgB_2 telleri, Fe ve paslanmaz çelik (SS) kılıf içerisine MgB_2 tozlarını doldurarak ve farklı deformasyon teknikleri kullanarak üretmişlerdir. Şekil 1.20' de görülen iki eksenli haddeleme (TAR) yöntemiyle en yüksek toz yoğunluğuna ulaşmışlardır. Bu yöntem ile deforme edilen teller içerisinde en yüksek kritik akım yoğunluğu değerini 0 T ve 4.2°K'de 55000 A/cm^2 olarak ölçmüşlerdir. Bunun nedenini de bu teknik ile en yüksek toz yoğunluğunun elde edilmesine bağlamışlardır.



Şekil 1.20. İki eksenli haddeleme [93]

Kim ve diğerleri [96] tek özlü MgB_2/Nb/Monel telleri tek eksenli Şekil 1.21' de görülen sıcak presleme tekniği ile üreterek, daha güçlü tane bağına sahip süperiletken tellerin üretimini hedeflemişlerdir. 100 MPa basınçta yapılan sıcak presleme işleminde ürettikleri tellerin kütle yoğunluğunu, kritik akım yoğunluğunu ve tane bağını iyileştirmişlerdir.



Şekil 1.21. Sıcak preslemenin şematik resmi; 1- Numune, 2- Zımba, 3- Alümina tüp, 4- Isıtıcı, 5- Isıl çift [95]

Kovak ve diğerleri [98] sıcak presleme tekniğini kullanarak tek özlü MgB_2/Ti tek özlü telleri öz içerisine herhangi bir katkılama yapmadan üretmişlerdir. Kullandıkları üretim tekniğinin akım yoğunluğu gibi süperiletkenlik özelliklerini etkilediğini söylemişlerdir. 1 GPa basınçta yapılan sıcak presleme işleminde kritik akım yoğunluğu değerinin tane bağına bağlı olarak arttığını tespit etmişlerdir. Ancak düşük basınçta yapılan (80 MPa) işlemlerde kritik akım yoğunluğu değerinin eksenel çatlamalar ve öz genişlemesine bağlı olarak düştüğünü belirtmişlerdir.

Bu çalışmada ise tüp içinde toz (PIT) tekniği ile hazırlanmış yarı mamul kompozit biletler direkt ekstrüzyon tekniği ile Cu/MgB_2 çubuklara dönüştürülecektir. Ekstrüze edilmiş çubuklar kalibreli haddeleme tekniği kullanılarak Cu/MgB_2 süperiletken tel haline getirilmiş ve üretim parametrelerinin ürün özelliklerine etkileri araştırılmıştır.

2. BÖLÜM

DENEYSEL ÇALIŞMA

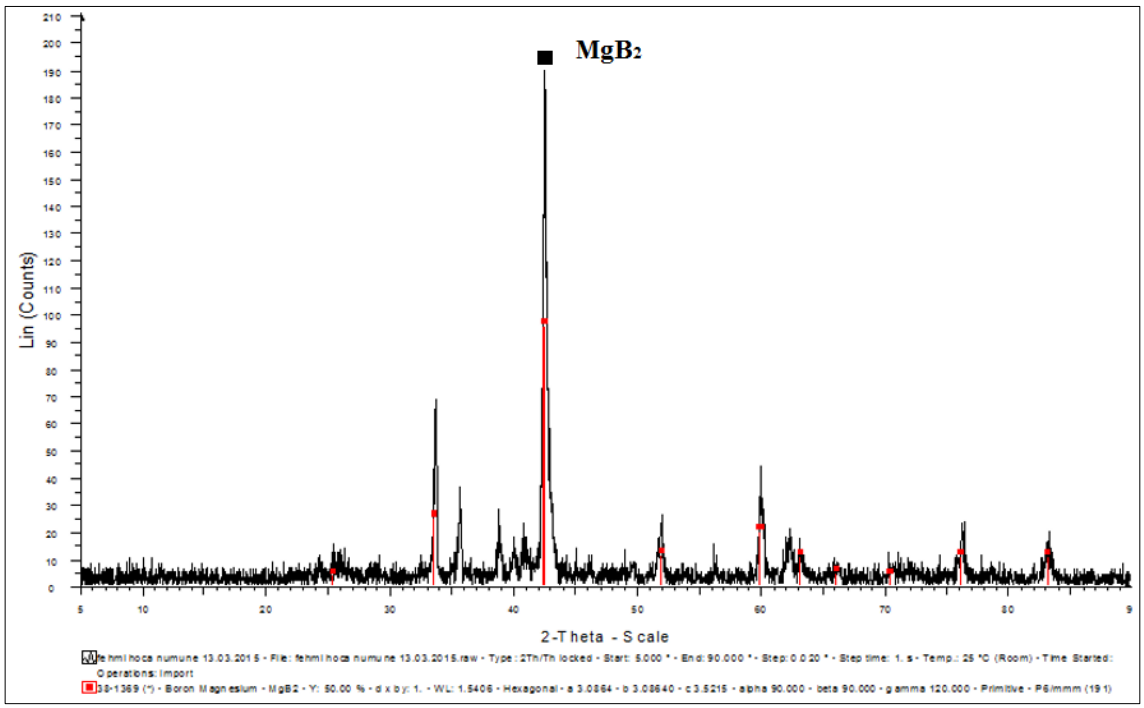
2.1. Gereç ve Yöntem

2.1.1 Kullanılan Malzemeler ve Cu/MgB_2 Kompozit Biletlerin Hazırlanması

Süperiletken tellerin üretiminde Şekil 2.1' de görülen Alfa-Aeser firması tarafından % 98 saflıkta ve 100 mesh tane boyutunda üretilmiş dışarıda reaksiyon MgB_2 tozları kullanılmıştır. Kullanılan tozlara X-ışını difraksiyon spektrokopisi (XRD) uygulanmış ve Şekil 2.2' de görüleceği üzere ana piklerin MgB_2 bileşiği olduğu görülmüştür.



Şekil 2.1. Deneylerde kullanılan ticari MgB_2 tozları



Şekil 2.2. MgB_2 bileşiğinin x-ışını difraksiyon spektrokopisi

Kılıf malzemesi olarak Şekil 2.3' te görülen farklı çaplardaki elektrolitik Cu kütük ve borular kullanılmıştır. Elektrolitik Cu yüksek ısı iletimine, düşük elektrik direncine ve aynı zamanda mükemmel sıcak ve soğuk deformasyon kabiliyetine sahip olduğu için tercih edilmiştir. Deneylerde kullanılan Cu' ın fiziksel ve mekanik özelliklerinden bazıları Tablo 2.1' de verilmiştir.

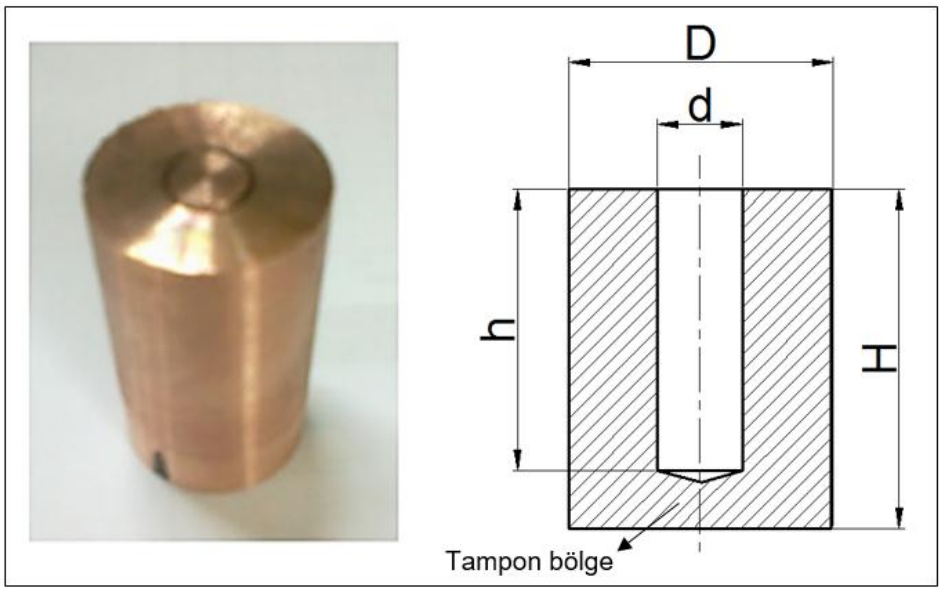


Şekil 2.3. Elektrolitik Cu kütük ve borular

Tablo 2.1. Elektrolitik Cu' ın bazı fiziksel ve mekanik özellikleri [99]

Kompozisyon, % Cu	99.99
Yoğunluk, g/cm^3	8.94
Ergime Noktası, °C	1083
Termal iletkenlik, W/mK	391
Elektrik direnci, nΩ.m	17.1
Çekme gerilmesi, Mpa	221-455

Şekil 2.3' de görülen Cu kütükler kullanılarak hazırlanan ve tek özlü Cu/MgB_2 süperiletken tellerin üretiminde kullanılacak olan kompozit biletlerin şematik resmi Şekil 2.4' te verilmiştir. Biletler, ekstrüzyon öncesi plastik deformasyon kabiliyetini artırmak ve ekstrüzyon işlemini düşük sıcaklıklarda yapmak amacıyla 600°C' de 1 saat süreyle ısıl işleme tabi tutulmuştur.

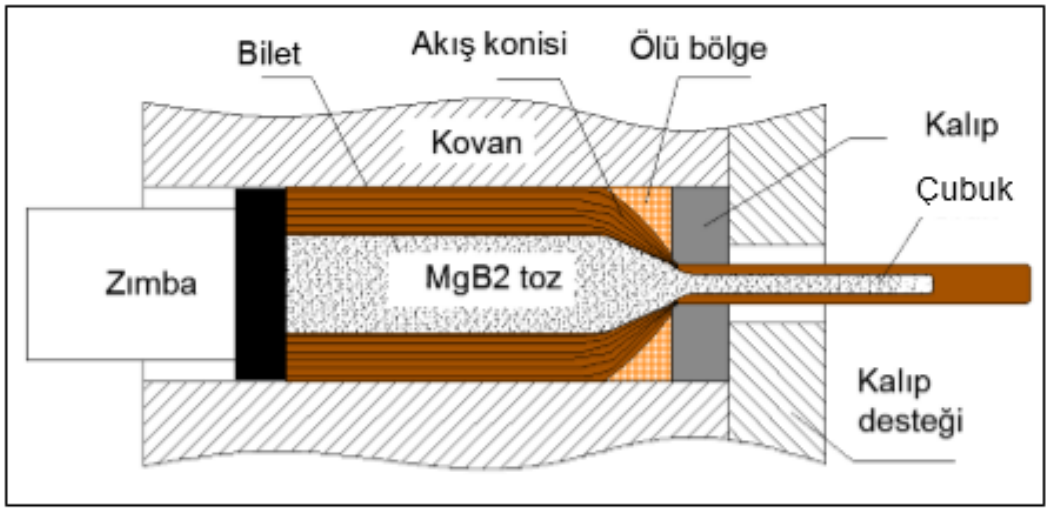


Şekil 2.4. Ekstrüzyon işleminde kullanılan biletlerin genel resmi

Bilet içerisine MgB_2 tozlarının doldurulacağı d çapındaki delikler torna tezgâhı kullanılarak açılmıştır. Bilet içerisine açılan delik boyu (h) bilet boyundan (H) küçük tutularak bilet uç kısmında tampon bölge oluşturulmuştur. Bu bölge Şekil 2.5' te

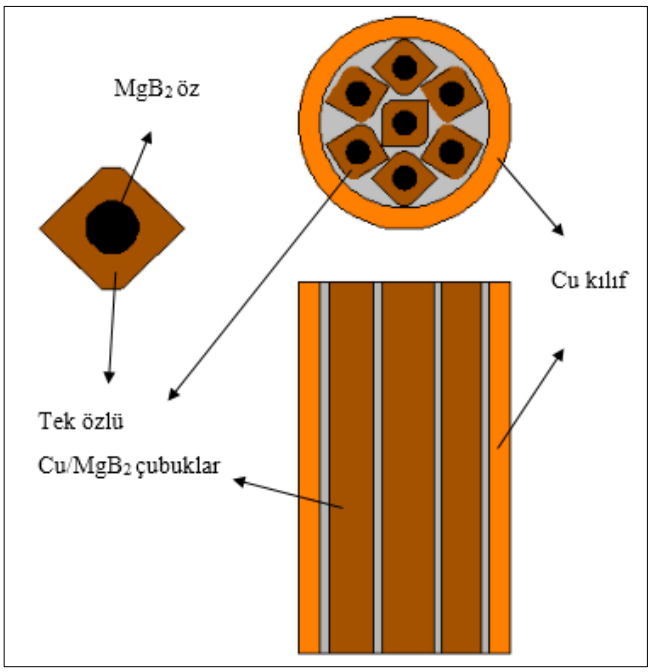
görüleceği üzere ekstrüzyon işlemi sırasında meydana gelen ölü bölgeyi oluşturması ve MgB_2 tozlarının, akış rejime girdikten sonra Cu ile birlikte kalıp açıklığından geçmesi amacıyla tasarlanmıştır. Tampon bölgenin uzunluğu, Şekil 2.5' te görülen akış konisi oluştuktan sonra özün kalıp açıklığından geçmesini sağlayacak boyutta olmalıdır. Ekstrüzyon işleminde kullanılan kalıbın sahip olduğu kalıp açısı, kalıp açıklığı ve ekstrüze edilecek bilet çapı dikkate alınarak bu bölgenin uzunluğu belirlenmiştir.

Dışarıda reaksiyon MgB_2 tozları istenilen oranda sıkıştırılarak bilet içerisine açılan deliğe doldurulmuştur. Hazırlanan Cu/MgB_2 tek özlü kompozit biletler direkt ekstrüzyon tekniği ile Şekil 2.5' te şematik olarak görülen tek özlü Cu/MgB_2 çubuklara dönüştürülmüşlerdir.



Şekil 2.5. Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyonu sırasında oluşan ölü bölge ve akış konisinin şematik resmi

Çok özlü tel üretiminde kullanılacak olan biletlerin hazırlanmasında Şekil 2.3' te görülen Cu borular kılıf malzemesi olarak kullanılmıştır. Kılıf içerisine üretilecek öz sayısı dikkate alınarak tek özlü çubuklar yerleştirilmiştir. Kılıf içerisine yerleştirilen çubuk çapı, üretilecek öz sayısı ve kılıf iç çapı dikkate alınarak belirlenmiştir. Çok özlü biletlerin hazırlanmasında kullanılan çubuklar, ekstrüzyon işleminde üretilen çubukların istenilen çapta haddelenmesi ile elde edilmiştir. Arada kalan boşluklar ise düzgün bir tel kesiti elde etmek amacıyla 325 mesh tane boyutundaki Cu tozu ile doldurulmuştur. Çok özlü biletlerin hazırlanması Şekil 2.6' da şematik olarak gösterilmiştir.



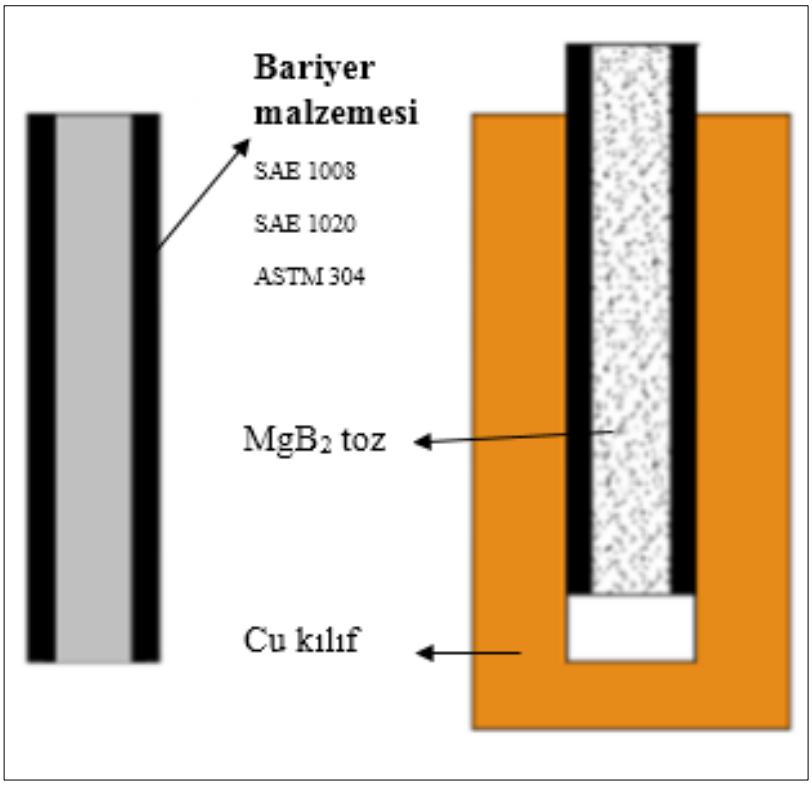
Şekil 2.6. Çok özlü tel üretiminde kullanılan yarı mamül kompozit biletlerin hazırlanması

Cu kılıf ile içerisine yerleştirilen MgB_2 toz arasında özellikle ısıl işlem safhasında kimyasal reaksiyonların meydana geldiği ve malzemenin kritik akım yoğunluğu başta olmak üzere süperiletkenlik özelliklerinin olumsuz yönde etkilendiği yapılan çalışmalarda tespit edilmiştir. Bu nedenle Şekil 2.7' de görüleceği üzere Cu' a ve MgB_2' e kimyasal olarak ilgisiz ve plastik deformasyon kabiliyeti yüksek olan SAE 1008, SAE 1020 çelik ve ASTM 304 paslanmaz çelik deneylerde Cu ile MgB_2 toz arasında bariyer olarak kullanılmıştır.



Şekil 2.7. Deneylerde kullanılan bariyer malzemeleri

Bariyer malzemesi torna tezgâhında istenilen et kalınlığına sahip boru şeklinde işlenerek Cu kılıf içerisine açılan deliğe yerleştirilmiştir. Boru şeklindeki bariyer malzemesi içerisinde kalan boşluk MgB_2 tozu ile doldurulmuştur. Böylece Cu/Bariyer/MgB_2 kompozit biletler hazırlanmıştır. Biletlerin hazırlanışı şematik olarak Şekil 2.8' de gösterilmiştir.



Şekil 2.8. Yarı mamul Cu/Bariyer/MgB_2 biletlerin hazırlanışının şematik resmi

2.1.2. Yöntem

Yapılan çalışmalarda belirli bir kompaklama oranında Cu veya çelik içerisine açılmış deliğe MgB_2 tozlarının doldurulması ile elde edilen tüpler, profil haddeleme veya çekme yöntemleri ile tel formuna getirildiği görülmektedir.

Bu çalışmanın esası, tüp içinde toz (PIT) tekniğine benzemekle birlikte MgB_2 tozları ince kesitli uzun borular yerine Cu bir blok içerisine açılmış deliklere doldurularak şekillendirilmesidir. Hazırlanan kompozit biletlerin ekstrüze edilmesiyle yarı mamul

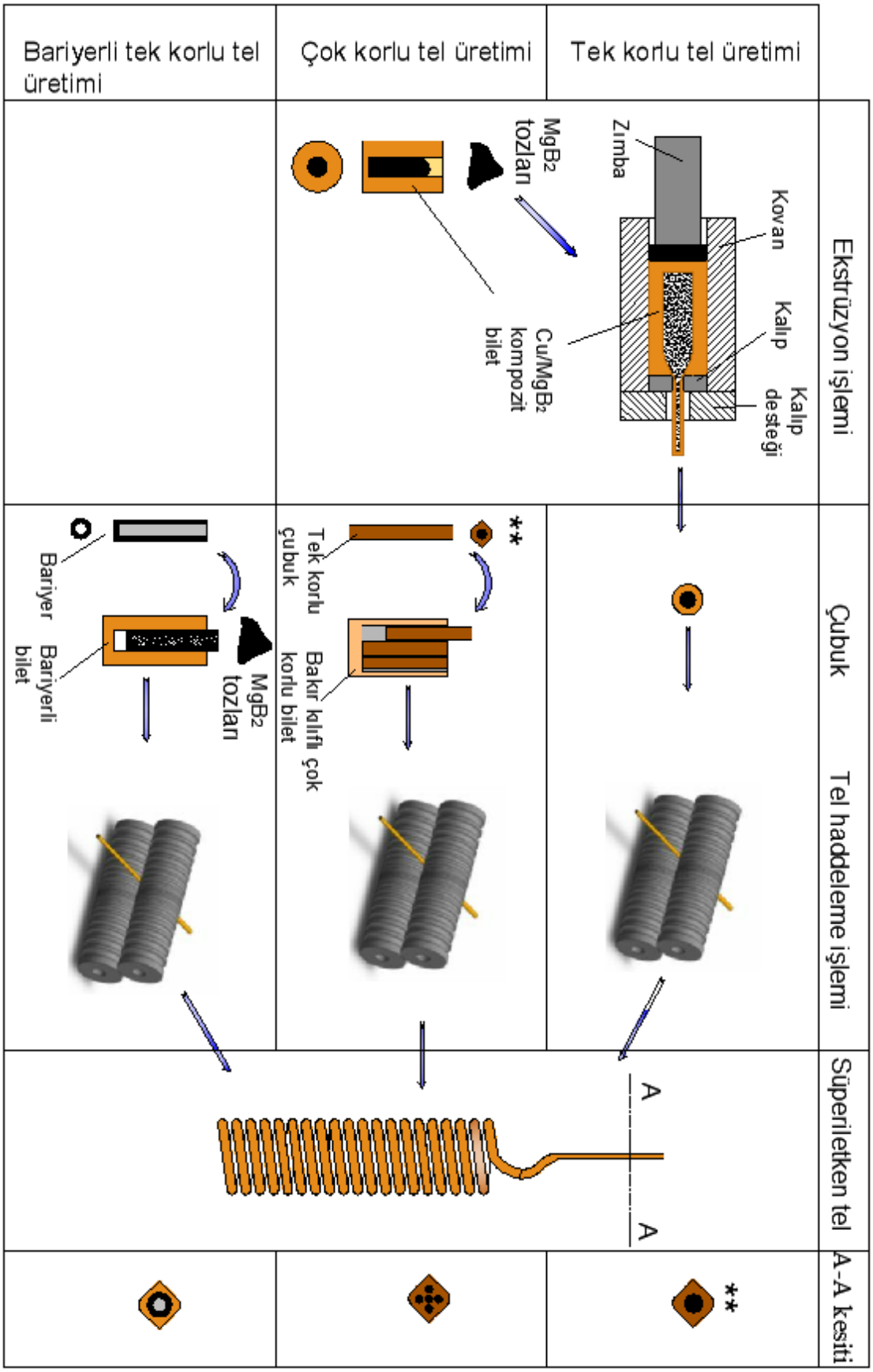
Cu/MgB_2 çubuklar elde edilmiştir. Bu çubukların ikincil bir plastik deformasyon yöntemi ile tel haline gelmesi sağlanmıştır. Bu çalışma Cu/MgB_2 yarı mamul çubukların üretimde kullanılacak biletlerin hazırlanması ve kullanılan üretim süreci bakımından özgün değere sahiptir.

MgB_2 gibi sert ve kırılgan malzemeler toz forma getirilerek şekillendirilebilirler. Toz formundaki malzemeleri tel veya levha halindeki ürüne dönüştürmek amacıyla kullanılan temel yaklaşımlardan birisi bu tozları plastik şekil değiştirme özelliği iyi olan bir metalle birlikte şekil değiştirmeye zorlamaktır. Böylece metallere uygulanan plastik şekil verme tekniklerinden bazıları şekil değiştirme kabiliyeti düşük olan bu tozlara da uygulanabilir olmaktadır. Buradan nihai şekil verme işleminden önce yarı mamul hazırlama aşamasının önemi ortaya çıkmaktadır.

Yapılan çalışmalarda MgB_2 gibi toz haldeki malzemelerin ürüne dönüştürülmesinde özellikle üretim kolaylığı ve ticari ölçekte üretim gibi parametreler dikkate alındığında PIT yönteminin en avantajlı yarı mamul hazırlama yöntemi olduğu görülmektedir. PIT yöntemi metalik kılıf içerisine süperiletken tozların doldurulmasıyla elde edilen yarı mamulün, plastik deformasyon tekniklerinden bir veya bir kaçının birlikte kullanılarak şekillendirilmesi işlemidir.

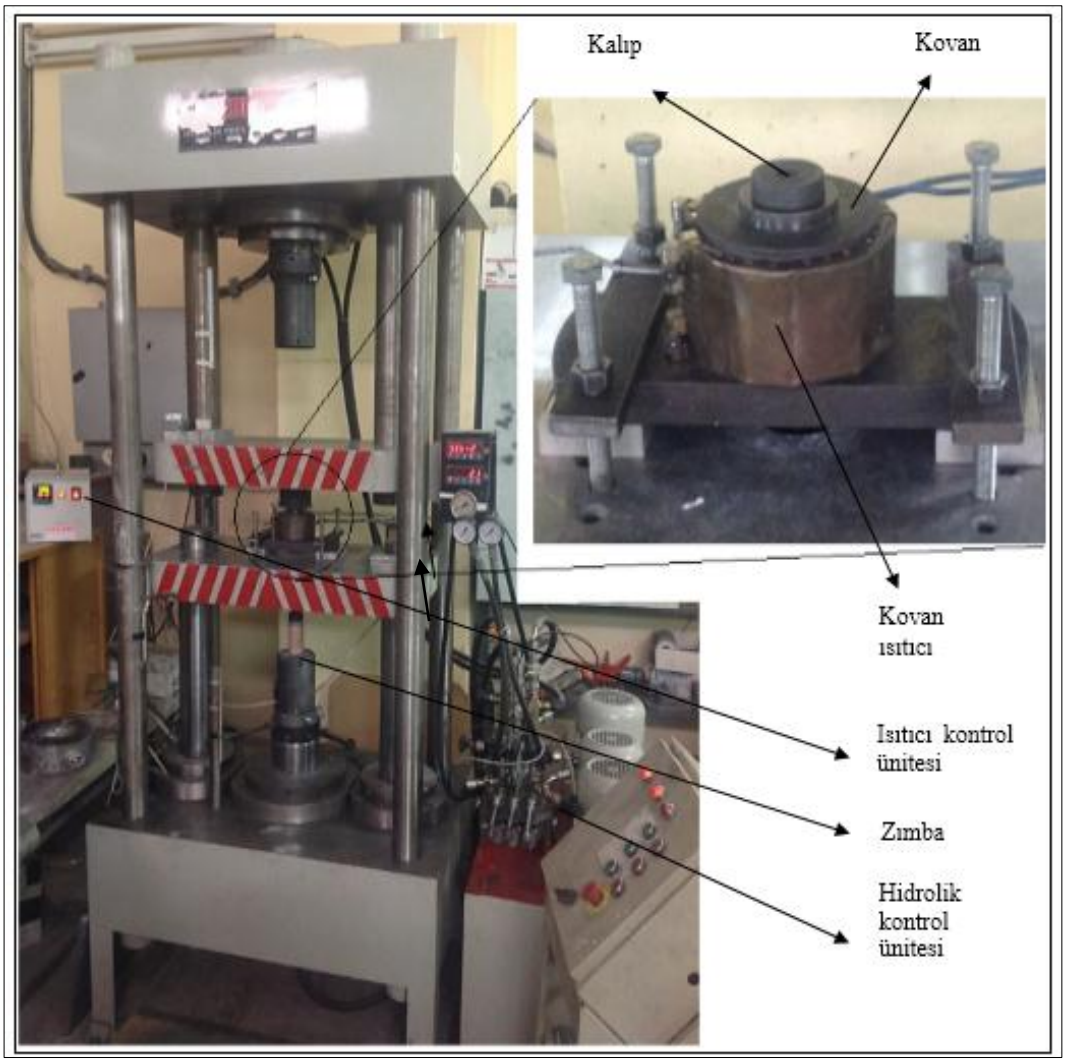
PIT tekniği ile hazırlanmış yarı mamul kompozit biletlerin ürüne dönüştürülmesi düşünüldüğünde ekstrüzyon ve tel haddeleme tekniklikleri tozların kompaklanması ve şekillendirilmesi bakımından avantaj sağlar [100]. Bu açıdan tek özlü, çok özlü ve bariyer malzemeli MgB_2 süperiletken tellerin üretiminde direkt ekstrüzyon ve kalibreli haddeleme teknikleri bu çalışma kapsamında kullanılmıştır.

Ekstrüzyon tekniği ile çubuk haline getirilmiş yarı mamul kompozit biletler haddeleme tekniği ile istenilen çapta ürüne dönüştürülmüştür. Çok özlü ve bariyer malzemeli tel üretiminde ekstrüzyon işlemi Bölüm 3' te açıklanacak olan nedenlerden dolayı kısmen devre dışı bırakılmış ve sadece haddeleme tekniği kullanılarak çok özlü ve bariyer malzemeli biletler süperiletken tel formuna dönüştürülmüştür. Üretim süreci Şekil 2.9' da şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.9. Süperiletken tel üretim sürecinin şematik gösterimi

Deneylerde kullanılan ekstrüzyon ünitesi Şekil 2.10' da gösterilmiştir. Ekstrüzyon, belirli bir kesite sahip uzun tel ve çubuk formundaki ürünlerin üretilmesinde avantajlı bir imalat sürecidir. Bu süreçte yarı mamulün basma gerilmeleri altında şekil değiştirmeye zorlanması malzemeye şekil vermek yanında onun mekanik ve metalürjik özelliklerini de iyileştirmektedir [101]. Bu çalışmada temel ekstrüzyon tekniklerinden direkt ekstrüzyon tekniği kullanılarak haddeleme işlemiyle tel haline getirilecek yarı mamul çubuklar üretilmiştir.



Şekil 2.10. Ekstrüzyon ünitesinin genel resmi (Makine Müh. Böl., Erciyes Üniversitesi)

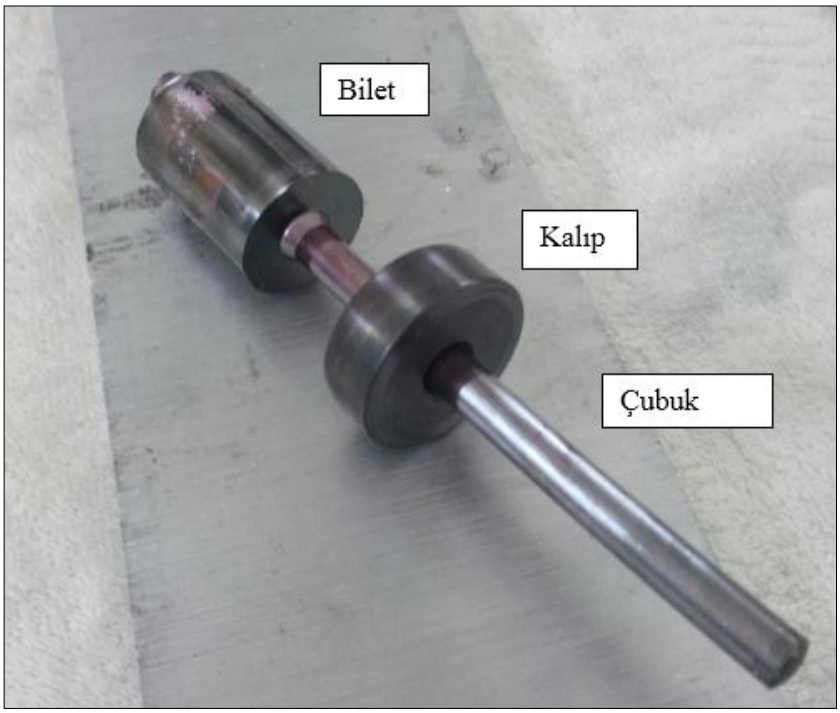
Şekil 2.11' de görülen kalıplar kullanılarak 6, 8 ve 10 mm çapındaki Cu/MgB_2 çubuklar üretilmiştir. 20 mm çapında biletlerin kullanıldığı deneylerde R=11.11 ekstrüzyon oranı ile 6 mm çapında ve 38 cm uzunluğunda, R=6.25 ekstrüzyon oranı ile 8 mm çapında ve

22 cm uzunluğunda ve R=4 ekstrüzyon oranı ile 10 mm çapında ve 14 cm uzunluğunda çubuklar üretilmiştir.



Şekil 2.11. Ekstüzyon işleminde kullanılan kalıplar

Ekstrüzyon işleminde kullanılan bilet, kalıp ve ekstrüzyon sonrası elde edilen çubuk Şekil 2.12' de görülmektedir. Cu/MgB_2 tek özlü kompozit biletlerin direkt ekstrüzyonu ile üretilmiş Cu kılıflı MgB_2 özlü kompozit çubuklar kalibreli haddeleme işlemi ile tel haline getirilecektir.



Şekil 2.12. Ekstrüzyon işleminde kullanılan bilet, kalıp ve üretilen çubuk

Cu/MgB_2 tek özlü çubuklar kalibreli (profil) haddeleme tekniği kullanılarak istenilen çaptaki tellere dönüştürülmüşlerdir. Kalibreli haddelemede, malzeme kapalı forma sahip bir kesitte şekillendirilir. Kalibreli haddeleme ile I-U profil gibi yapı şekilleri, tren rayları, yuvarlak ve kare çubuklar istenilen şeklin tersine sahip merdaneler arasında geçirilerek şekillendirilir [102].

Haddeleme işleminde kullanılan makinenin genel resmi Şekil 2.13' te görülmektedir. Hadde makinesi silindirleri Şekil 2.14' de görüleceği üzere eşkenar dörtgen şeklinde 30 adet kalibrelenmiş kanala sahiptir. Bu silindirler ile maksimum 11 mm çapındaki çubuklar yaklaşık 0.55 mm çapa denk eşkenar dörtgen şeklindeki tellere dönüştürülmüşlerdir. Hadde silindirleri minimum çapağın oluşması hedeflenerek eşkenar dörtgen şeklinde kalibrelenmiştir. Silindirler üzerine açılan 30 adet kanal ölçüsü Tablo 2.2' de verilmiştir. Aynı zamanda o kesite karşılık gelen yaklaşık tel çapı da hesaplanarak tabloda gösterilmiştir.



Şekil 2.13. Haddeleme makinesinin genel resmi (Makine Müh. Böl., Aksaray Üniversitesi)



Şekil 2.14. Kalibrelenmiş hadde silindiri ve üretilecek telin şematik kesiti

Tablo 2.2. Kalibreli hadde silindiri kanal ölçüleri

Kanal numarası	**t (mm)**	**Tel çapı, D_T (mm)**	**Kanal numarası**	**t (mm)**	**Tel çapı, D_T (mm)**
1	10	11.00	**16**	1.9	1.90
2	9	9.90	**17**	1.8	1.80
3	8	8.00	**18**	1.7	1.70
4	7	7.00	**19**	1.6	1.60
5	6	6.00	**20**	1.5	1.50
6	5	5.00	**21**	1.4	1.40
7	4.5	4.50	**22**	1.3	1.30
8	4	4.00	**23**	1.2	1.20
9	3.5	3.50	**24**	1.1	1.10
10	3.25	3.25	**25**	1	1.00
11	3	3.00	**26**	0.9	0.90
12	2.75	2.75	**27**	0.8	0.80
13	2.5	2.50	**28**	0.7	0.70
14	2.25	2.25	**29**	0.6	0.66
15	2	2.00	**30**	0.5	0.55

2.1.3. Süperiletken Tellerin Karakterizasyonunda Kullanılan Aygıtlar

Tezin kapsamı dâhilinde üretilen süperiletken tellerin optik, mekanik, metalürjik ve süperiletkenlik özellikleri incelenmiştir.

Mekanik özelliklerin incelenmesi Şekil 2.15' de görülen sertlik ölçüm, mikro sertlik ölçüm ve çekme makineleri kullanılarak yapılmıştır. Sertlik ölçüm işlemi Rockwell yöntemi ile yapılmıştır. Bariyer malzemelerinin ve tavlanmamış biletlerin sertlikleri 60 kg toplam yük ve elmas konik ucun kullanıldığı Rockwell A (HRA), tavlanmış biletlerin veya çubukların sertlikleri ise 15 kg toplam yük ve 1/16 inç bilyenin kullanıldığı Rockwell 15T (HR15T) yöntemleri ile yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri Vickers yöntemi ile 0.1 kg yük kullanılarak yapılmıştır. Üretilen tellerin gerilme yüzde uzama davranışları 50 kN çekme kapasitesine sahip çekme makinesi kullanılarak yapılmıştır. Çeneler arasına yerleştirilen 20 cm uzunluğundaki süperiletken teller 2 mm/dk. çekme hızında çekilerek gerilme yüzde uzama davranışı incelenmiştir.

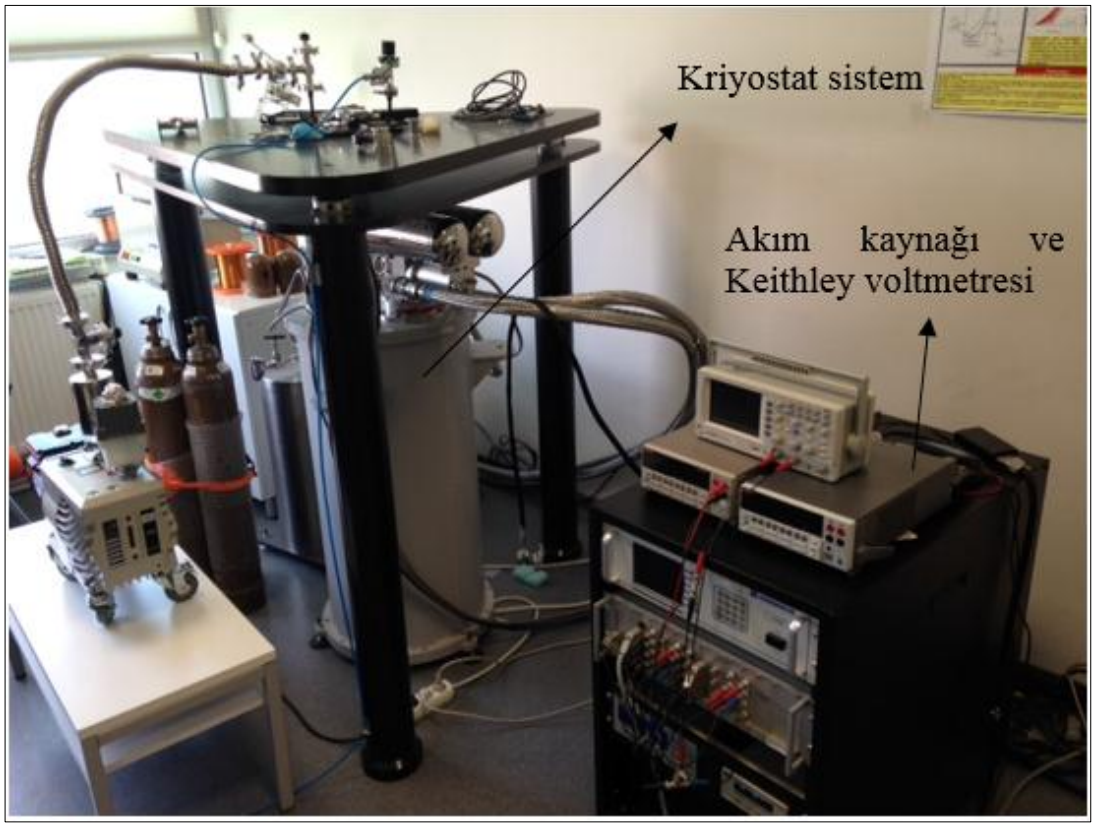


Şekil 2.15. Mekanik özelliklerin incelenmesinde kullanılan **a)** çekme (Makine Müh. Böl., Aksaray Üniversitesi), **b)** mikro sertlik ölçüm ve **c)** sertlik ölçüm makinesi (Makine Müh. Böl., Erciyes Üniversitesi)

Üretilen tellerin süperiletkenlik özellikleri Şekil 2.16' da görülen Krayostat Fiziksel Özellikler Karakterizasyon Sistemi kullanılarak incelenmiştir. Tellerin süperiletkenliğe

geçiş sıcaklığı şekilde görülen 4-50°K aralığında 40 mA doğru akım sağlayan akım kaynağı (Model 238) ve Keithley Voltmetresi kullanılarak dört-prob direnç (four-probe resistivity) metoduyla ölçülmüştür.

Direnç sıcaklık ilişkisi (R-T) kapalı çevrimli helyum soğutma sistemi (krayostat sistem) içerisine yerleştirilen tellerden alınan veriler ile belirlenmiştir. Kullanılan aygıt ile 4°K sıcaklığa iki kademede inilmektedir. Sistem önce soğutucu akışkan pompası yardımı ile 40°K civarına soğutulmakta, daha sonra helyum pompası vasıtası ile sistem içerisinden helyum gazı geçirilerek 4°K' e kadar sıcaklık düşürülmektedir.

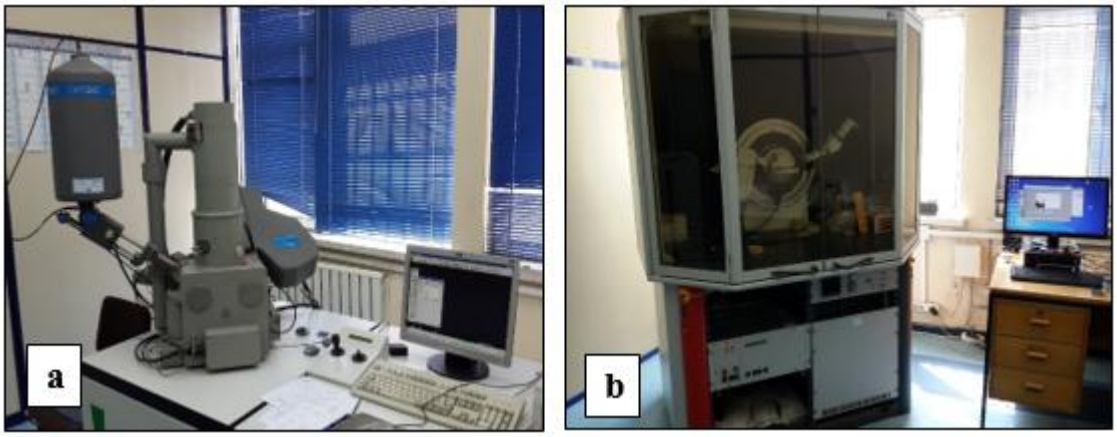


Şekil 2.16. Kriyostat fiziksel özellikler karakterizasyon sistemi (Makine Müh. Böl., Melikşak Üniversitesi)

Mikroyapısal özelliklerin incelenmesi Şekil 2.17' de görülen mikroskop ve makroskoplar kullanılarak gerçekleşririliştir. Metalürjik özelliklerin incelenmesinde Şekil 2.18' de görülen taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve x-ışını toz difraktometresi (XRD) kullanılmıştır.



Şekil 2.17. Optik özelliklerin incelenmesinde kullanılan mikroskop ve makroskoplar (Makine Müh. Böl., Erciyes Üniversitesi)



Şekil 2.18. Metalürjik özelliklerin incelenmesinde kullanılan a) SEM ve b) XRD aygıtları (TAUM, Erciyes Üniversitesi)

3. BÖLÜM

BULGULAR VE DEĞERLENDİRME

3.1. Giriş

Bu bölümde mevcut üretim şartlarında tek özlü, çok özlü ve bariyer malzemeli süperiletken tel üretiminde etkili olan üretim parametreleri incelenmiş ve bu parametrelerin nihai ürün özelliklerine etkileri araştırılmıştır.

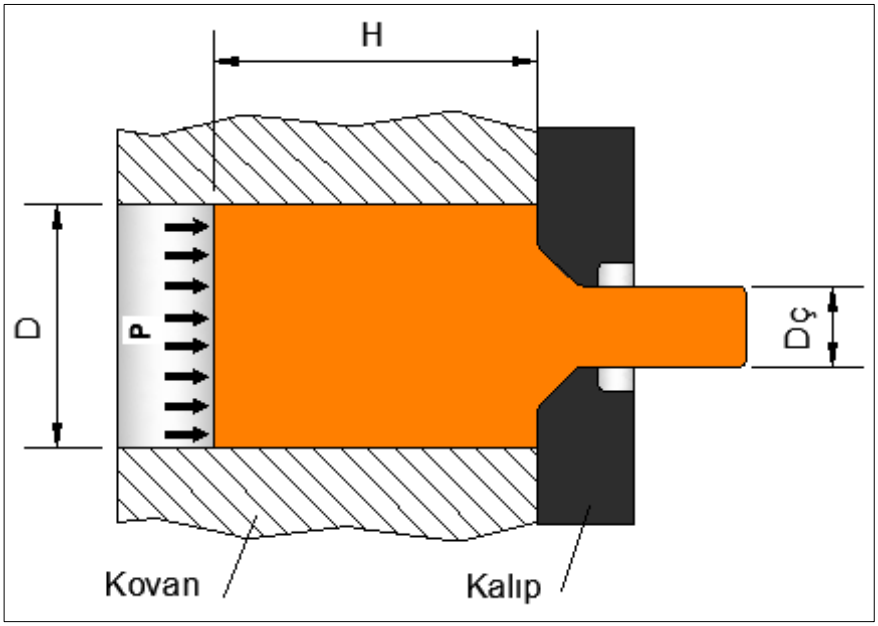
Süperiletken tellerin üretiminde incelenecek olan parametrelerin seçiminde, tel kesitinde maksimum öz çapının yakalanması, telin eksenel kesiti boyunca öz sürekliliğini koruması, telin yeterli mukavemete sahip ve ticari ölçekte üretilebilir olmasına dikkat edilmiştir.

Yukarıda belirtilen hedefler doğrultusunda tek özlü tel üretiminde bilet tasarımının, kompaklama oranının ve ekstrüzyon oranının ürün özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Bariyer malzemeli ve çok özlü tel üretiminde temel parametreler tayin edilmiştir. Üretilen tellerin mekanik, süperiletkenlik özelikleri incelenmiş ve sarım kabiliyeti araştırılmıştır.

3.2. Cu/MgB_2 Kompozit Biletlerin Ekstrüzyon Analizi ve Akış Davranışının İncelenmesi

3.2.1. Ekstrüzyon İşleminin Analitik İncelenmesi

Tipik bir metalin direkt ekstrüzyon işlemiyle şekillendirilmesinde gerekli olan ekstrüzyon basıncını hesaplamak için Şekil 3.1’ deki gibi dairesel kesite sahip bilet ve ürün kullanılabilir.



Şekil 3.1. Direkt ekstrüzyon işleminin şematik gösterimi

Ekstrüzyon oranı, ekstrüzyon basıncını etkileyen önemli bir parametredir ve bu oran aşağıdaki şekilde ifade edilir. Burada R ekstrüzyon oranını, A_B blok kesit alanını, $A_Ç$ ise ürün (çubuk) kesit alanını ifade etmektedir.

$$R = \frac{A_B}{A_Ç} \qquad 3.1$$

Ekstrüzyon basıncının hesaplanmasında kullanılacak olan bir diğer önemli parametre şekil değişimi ε' dur. Gerçek ekstrüzyon işleminde aşağıdaki eşitlik kullanılarak şekil değişimi hesaplanabilir [103].

$$\varepsilon = a + b.ln(R) \qquad 3.2$$

Burada a ve b herhangi bir kalıp açısı için sabitlerdir. Bu sabitlerin değeri a=0.8 ve b=1.2-1.5' dir. Bilet ile kovan arasında herhangi bir sürtünme olmadığı kabul edilerek ekstrüzyon basıncı, aşağıdaki şekilde ifade edilebilir.

$$p = Y.\varepsilon \qquad 3.3$$

Burada Y ekstrüzyon işlemi sırasında malzemenin sahip olduğu akma gerilmesidir. Oda sıcaklığında metalik bir malzeme için çizilen tipik bir gerileme birim şekil değişimi

grafiği incelendiğinde plastik bölgede artan kalıcı şekil değişimine paralel olarak malzemenin mukavemeti ve akma gerilmesi artmaktadır. Bu artışa pekleşme olayı neden olmaktadır. Herhangi bir plastik şekil değişimine karşılık gelen akma gerilmesi aşağıdaki şekilde ifade edilebilir.

$$Y = K.\varepsilon_x^n \qquad 3.4$$

Bu eşitlikte K mukavemet katsayısı, ε_x ideal deformasyonda şekil değişimi ifade eder ve $\varepsilon_x = \ln(R)$ dir, n ise pekleşme üstelidir. Soğuk ekstrüzyon işleminde ise daha çok ortalama akma gerilmesi kullanılır. Ortalama akma gerilmesi Denklem 3.4 eşitliğinin geçerli olduğu bölgede başlangıç ve bitiş akma gerilmesi değerlerinin ortalamasıdır ve bu aralıkta Denklem 3.4 eşitliğin integrali alınarak hesaplanır.

$$Y = \frac{K.\varepsilon_x^n}{1+n} \qquad 3.5$$

Ilık veya sıcak ekstrüzyon işlemlerinde akma gerilemesinin tespitinde durum farklıdır. Soğuk deformasyon işleminde şekil değiştirme hızı veya oranı akma gerilemesini fazla etkilemez ve Denklem 3.5 geçerliliğini korur. Ilık veya sıcak deformasyonda ise akma gerilmesi şekil değişim hızına veya oranına duyarlıdır. Şekil değişim hızı aşağıdaki şekilde tanımlanır.

$$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{H} \qquad 3.6$$

Burada $\dot{\varepsilon}$ şekil değişim hızı, v zımba hızı, H ise anlık olarak bilet uzunluğunu ifade etmektedir. Ilık veya sıcak ekstrüzyon işleminde akma gerilmesi aşağıdaki şekilde ifade edilir.

$$Y = C.\dot{\varepsilon}^m \qquad 3.7$$

Burada C, K' ya benzer mukavemet katsayısıdır ancak aynı değildir, m ise şekil değiştirme hızına duyarlılık üstelidir. Tablo 3. 1' de bazı malzemeler için yaklaşık mukavemet katsayısı (C) ve şekil değişimi duyarlılık üsteli (m) değerleri verilmiştir.

Tablo 3. 1. Bazı malzemeler için yaklaşık mukavemet katsayısı C ve şekil değişimi duyarlılık üsteli m değerleri [104]

Malzeme	**Sıcaklık, °C**	**C**		m
		MPa	**ksi**	
Alüminyum	200-500	82-14	12-2	0.07-0.23
Alüminyum Alaşımları	200-500	310-35	45-5	0-0.20
Bakır	300-900	240-20	35-3	0.06-0.17
Bakır Alaşımları	200-800	415-14	60-2	0.02-0.3
Kurşun	100-300	11-2	1.6-0.3	0.1-0.2
Magnezyum	200-400	140-14	20-2	0.07-0.43
Düşük Karbonlu Çelik	900-1200	165-48	24-7	0.08-0.22
Orta Karbonlu Çelik	900-1200	160-48	23-7	0.07-0.24
Paslanmaz Çelik	600-1200	415-35	60-5	0.02-0.4
Titanyum	200-1000	930-14	135-2	0.04-0.3
Titanyum Alaşımları	200-1000	900-35	130-5	0.02-0.3
Ti-6A1-4V[(a)]	815-930	65-11	9.5-1.6	0.05-0.80
Zirkonyum	200-1000	830-27	120-4	0.04-0.4

Bilet ile kovan cidarı arasında sürtünme olması ekstrüzyon için gerekli olan basıncı arttıracaktır. Bu nedenle toplam ekstrüzyon basıncı hesaplanırken sürtünme için gerekli olan basınçta dikkate alınmalıdır. Sürtünme için harçanan ekstrüzyon basıncı Denklem 3.8' deki gibi hesaplanır.

$$P_s.\frac{\pi.D^2}{4} = \mu.P_b.\pi.D.H \qquad 3.8$$

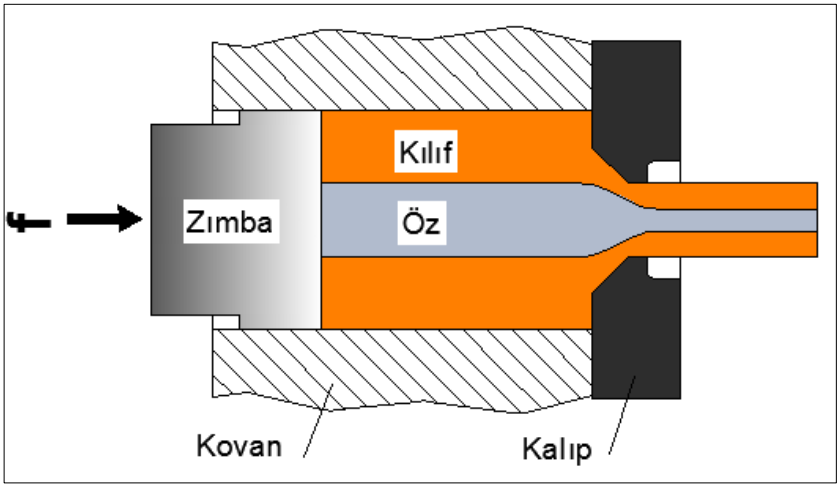
Burada P_s sürtünme kuvvetine harçanan basınç, μ kovan ile bilet arasındaki sürtünme katsayısı ve P_b kovan yüzeyine etki eden bilet basıncıdır. $Y_b = \mu.P_b$ ifadesi kayma akma mukavemetidir ve akma mukavemetinin yarısı olarak kabul edilir. Sürtünme kuvveti için harcanan basınç aşağıdaki şekilde düzenlenebilir.

$$P_s = Y.\frac{2.H}{D} \qquad 3.9$$

Bu durumda ekstrüzyon işlemi esnasında gereken toplam basınç, şekil değişimi ve sürtünme için harçanan basıncın toplamına eşit olacaktır.

$$p = Y.\left(\varepsilon + \frac{2.H}{D}\right) \qquad 3.10$$

Şekil 3.2' deki gibi metalik kompozit çubukların ekstrüzyon analizinin yapılabilmesi için yaygın olarak kullanılan modellerden bir tanesi üst sınır yöntemidir (upper-bound theory) [105-107].



Şekil 3.2. Kompozit malzemelerin direkt ekstrüzyon işleminin şematik gösterimi

Bu yöntem ile bir veya birden daha fazla bileşene sahip kompozit çubukların ekstrüzyonu için gerekli olan ekstrüzyon kuvveti aşağıdaki şekilde hesaplanır.

$$f = \dot{f}_i + \dot{f}_k + \dot{f}_s \qquad 3.11$$

Burada $\dot{f}_{\mathrm{i}}$ bileşenlerin deformasyonu için gerekli olan kuvvet, $\dot{f}_k$ bileşen ara yüzeyindeki kaymalar nedeniyle gerekli kuvvet ve $\dot{f}_s$ ise bilet ile kalıp arasındaki sürtünme kuvvetini yenmek için harcanan kuvvettir. $\dot{f}_{\mathrm{i}}$, $\dot{f}_k$ ve $\dot{f}_s$ aşağıdaki şekilde tanımlanır.

$$\dot{f}_{\mathrm{i}} = \sigma_m \int_v \dot{\bar{\varepsilon}}\, dV \qquad 3.12$$

$$\dot{f}_k = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_m \int_\Gamma (\Delta v)_\Gamma\, ds \qquad 3.13$$

$$\dot{f}_s = \frac{m_1}{\sqrt{3}} \sigma_m \int_\Gamma (\Delta v)_\Gamma\, ds \qquad 3.14$$

Burada σ_m deforme olan malzemelerin akma gerilmesi ve Denklem 3.4' deki gibi ifade edilir. $\dot{\bar{\varepsilon}}$ ise deformasyon bölgesinde gerinme hızıdır, bileşenlerin yatay ve dikey

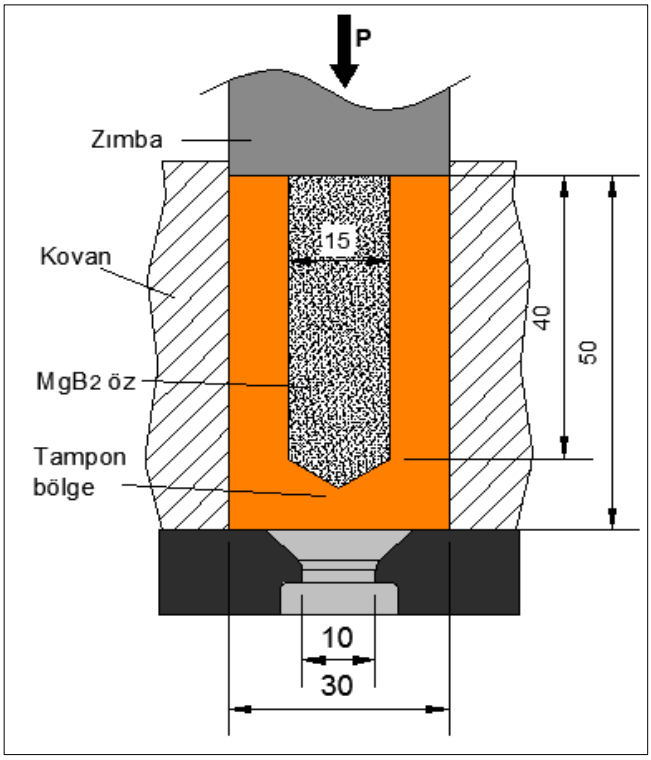
yöndeki şekil değiştirme hızlarına bağlı olarak türetilir ve aşağıdaki şekilde ifade edilir. m_1 bilet ile kalıp arasındaki sürtünme katsayısı ve $(\Delta v)_\Gamma$ ilgili bileşenler arasındaki hız farkıdır.

$$\dot{\bar{\varepsilon}} = \sqrt{\frac{2}{3}(\dot{\varepsilon}_{rr}^2 + \dot{\varepsilon}_{zz}^2 + \dot{\varepsilon}_{\theta\theta}^2 + 2\dot{\varepsilon}_{rz}^2)}$$

$$\dot{\varepsilon}_{rr}^2 = \frac{\partial V_r}{\partial_r} \quad \dot{\varepsilon}_{zz}^2 = \frac{\partial U_z}{\partial_z} \quad \dot{\varepsilon}_{\theta\theta}^2 = \frac{V_r}{r} \quad \dot{\varepsilon}_{rz}^2 = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial U_z}{\partial_r} + \frac{\partial V_r}{\partial_z}\right)$$

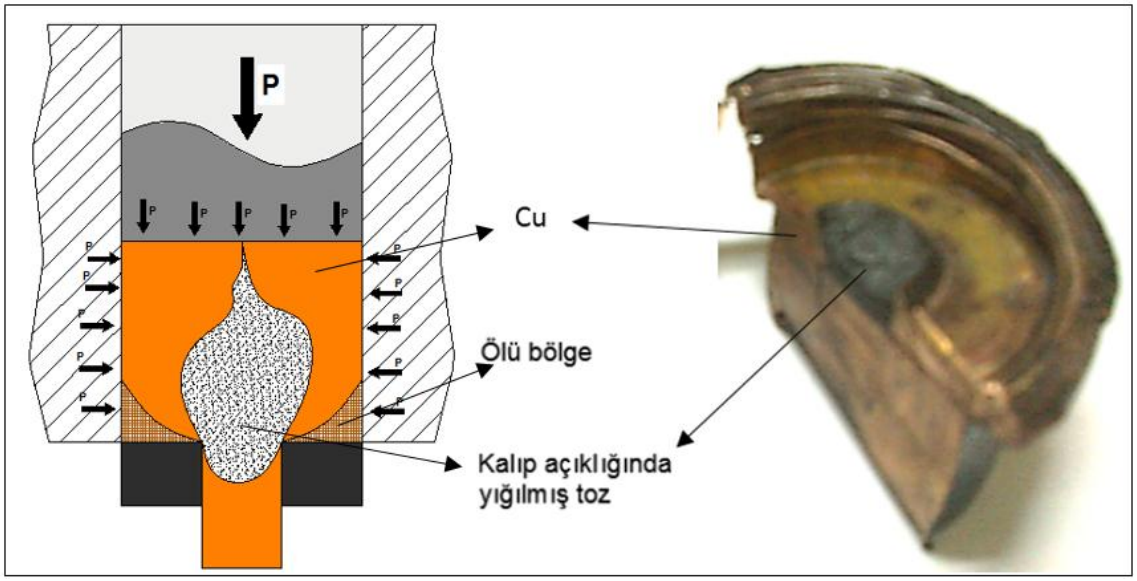
3.2.2. Cu/MgB_2 Kompozit Biletlerin Akış Davranışının İncelenmesi

İlk deneylerde Şekil 3.3' de şematik olarak görülen 30 mm çapındaki biletler kullanılmış ve direkt ekstrüzyon tekniği ile 10 mm çapındaki tek özlü Cu/MgB_2 çubukların üretimi hedeflenmiştir. Bilet içerisine 15 mm çapında delik açılmış ve MgB_2 süperiletken toz 5 MPa basınç altında delik içerisine doldurulmuştur.



Şekil 3.3. İlk deneylerde kullanılan 30 mm çapındaki Cu/MgB_2 kompozit biletin kovan içerisinde şematik görünümü

Hazırlanan Cu/MgB_2 kompozit biletlerin, R= 9 ekstrüzyon oranı kullanılarak çubuk haline dönüştürülemediği tespit edilmiştir. Bilet içerisine doldurulan MgB_2 süperiletken tozların direkt ekstrüzyon işlemi esnasında Şekil 3.4' te görüleceği üzere kalıp açıklığında yığıldığı tespit edilmiştir.



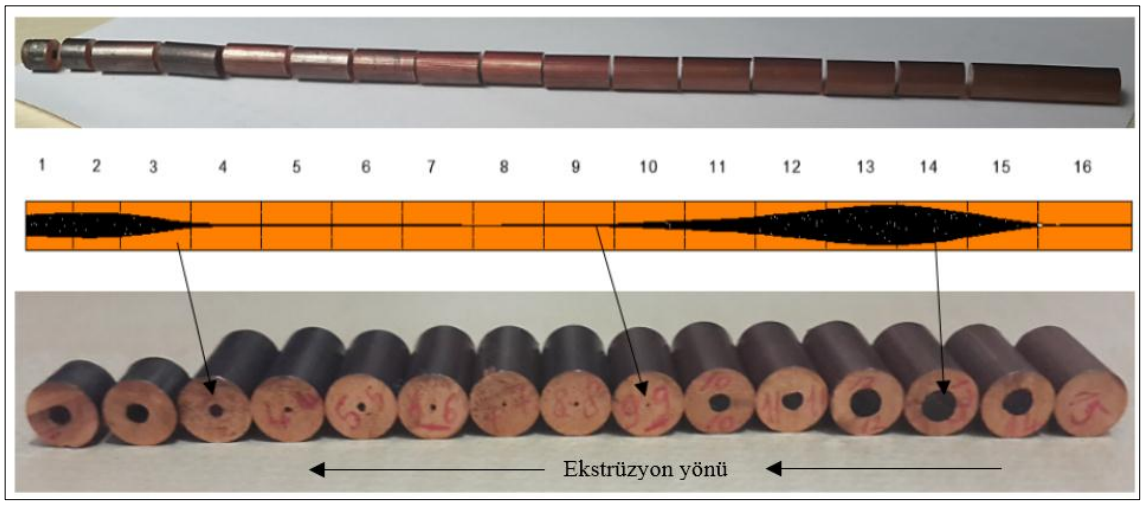
Şekil 3.4. Ekstrüzyon işlemi esnasında kalıp açıklığına yığılan MgB_2 tozun görünümü ve biletin şematik resmi

Bu durum iki şekilde açıklanmıştır. İlki, seçilen ekstrüzyon oranı ile yapılan işlemde kompozit yapıyı şekillendirmek için gereken toplam ekstrüzyon kuvveti MgB_2 tozlarını Cu ile birlikte şekil değiştiremeyecek kadar kompaklamış olmasıdır. Ekstrüzyon oranı düşürülerek toplam ekstrüzyon kuvveti azaltılabilir ve Cu/MgB_2 kompozit yapının birlikte şekil değişimi sağlanabilir.

İkincisi ise seçilen kalıp açıklığı ile bilet içerisine açılan delik çapı dikkate alındığında ekstrüzyon işlemi esnasında süperiletken tozların şekil değişim miktarıdır. Şekil değişim miktarı arttıkça tozların şekil değişimine karşı gösterdiği direnç yükselecek ve tozlar daha fazla sıkışacaktır. Şekil değişim miktarının azaltılması süperiletken tozun ve kompozit sistemin deformasyonu için gerekli toplam kuvveti düşüreceğinden kompozit yapı birlikte şekil değiştirebilecektir. Bunun için aynı ekstrüzyon oranında bilet delik çapı düşürülmelidir.

İlk deneyde elde edilen veriler dikkate alınarak Şekil 3.3' de görülen bilet içerisine açılmış delik çapı 15 mm' den, kalıp açıklığından daha küçük 6-8 mm aralığına düşürülmüştür. Böylece tozun şekil değişim miktarı azaltılarak sistemin ekstrüzyonu için gerekli ekstrüzyon kuvvetinin azaltılması ve buna paralel olarak tozların kendi içerisinde kompaklanmadan Cu ile birlikte şekil değiştirmesi hedeflenmiştir. Yeniden tasarlanan bilet içerisine açılmış deliğe 5 MPa basınç altında toz doldurulmuştur.

Hazırlanan biletler ekstrüzyon işlemi ile çubuk haline getirilebilmiştir. Ancak çubukların kesitleri incelendiğinde Şekil 3.5' te görüleceği üzere bazı noktalarda MgB_2 tozun kompaklandığı görülmüş ve çubuk boyunca toz sürekliliğinin sağlanamadığı tespit edilmiştir.

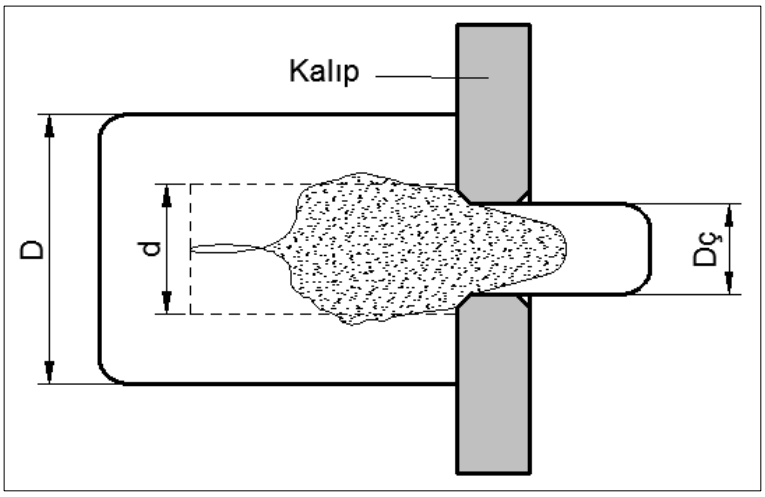


Şekil 3.5. Direkt ekstrüzyon işlemi ile üretilen tek özlü Cu/MgB_2 kompozit çubuklarda homojen olmayan öz akış davranışı

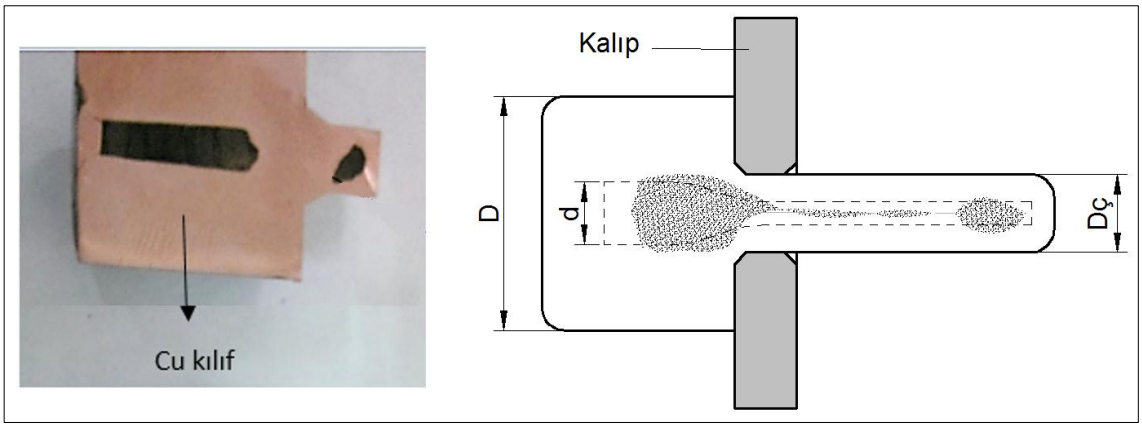
Buradan anlaşılıyorki tozların şekil değişim miktarının azaltılması kompozit yapının birlikte şekil değişimi için yeterli olmamıştır. Dolayısıyla geriye kalan son seçenek, ekstrüzyon oranını düşürmek suretiyle kompozit yapının ekstrüzyonu için gerekli olan kuvvetin azaltılmasıdır.

Şimdiye kadar R=9 ekstrüzyon oranı kullanılarak yapılan ilk deneylerde ekstrüzyon işlemi sırasında öz sürekliliğinin sağlanamadığı görülmüştür. Ekstrüzyon işlemi

sırasında özün akış davranışı, kullanılan üretim parametreleri dikkate alınarak Şekil 3.6 ve Şekil 3.7' de şematik olarak gösterilmiştir.



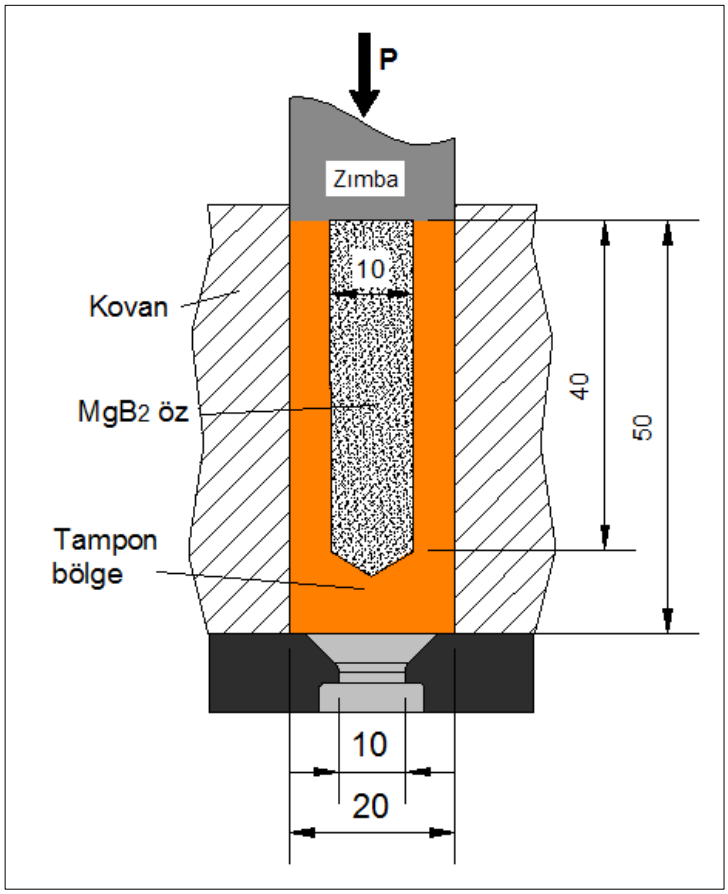
Şekil 3.6. R=9 ekstrüzyon oranı kullanılarak yapılan deneylerde bilet içerisine açılan delik çapının (d) kalıp açıklığından ($D_Ç$) daha büyük olması durumunda öz davranışı



Şekil 3.7. R=9 ekstrüzyon oranı kullanılarak yapılan deneylerde bilet içerisine açılan delik çapının (d) kalıp açıklığından ($D_Ç$) daha küçük olması durumunda öz davranışı

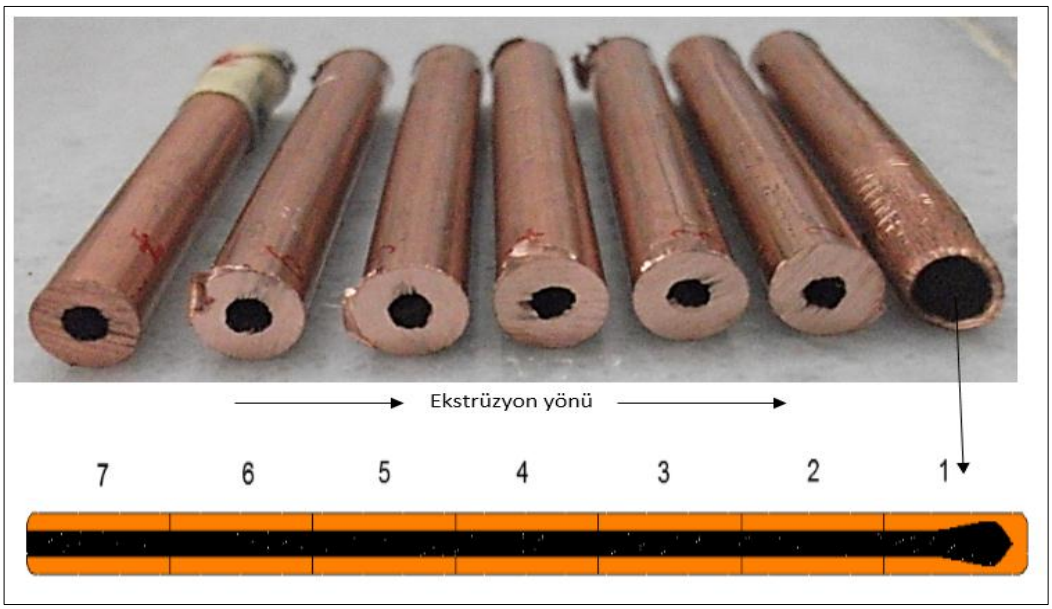
Bu aşamaya kadar yapılan deneylerde ekstrüzyon kuvvetinin Cu/MgB_2 kompozit yapının şekillendirilmesinde en önemli parametrelerden biri olduğu anlaşılmaktadır. Bu nedenle devam eden süreçte ekstrüzyon kuvvetini düşürmek amacı ile 20 mm çapında

biletler kullanılarak ekstrüzyon oranı 9'dan 4' e düşürülmüştür. Böylece ekstrüzyon kuvveti 750-900 kN aralığından 200-250 kN aralığına çekilmiştir. Kullanılan biletin şematik resmi Şekil 3.8' de verilmiştir.



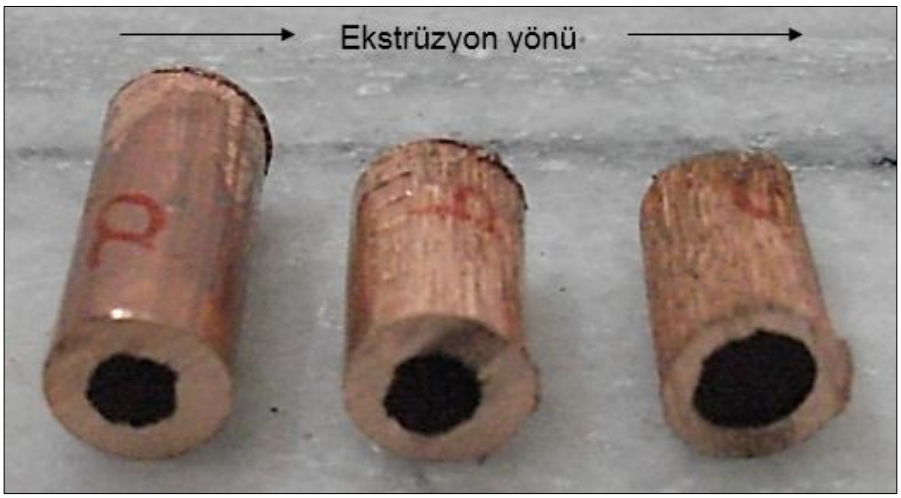
Şekil 3.8. 20 mm çapındaki Cu/MgB_2 biletlerin kovan içerisindeki şematik resmi

Şekil 3.8' de görülen kompozit bilet, ekstrüzyon işlemi ile tek özlü Cu/MgB_2 çubuk formuna dönüştürülebilmiştir. Üretilen çubuklar Şekil 3.9' da görüleceği üzere 7 eşit parçaya bölünmüş, eksenel ve radyal yönde kesit sürekliliği araştırılmıştır. Çubuk kesitleri incelendiğinde ilk parçanın başlangıç kısmı haricinde diğer tüm kesitlerde süperiletken tozun, çubukları merkezleyecek şekilde radyal ve eksenel yönde homojen bir dağılım sergilediği görülmüştür. Daha önceden öngörüldüğü üzere toplam ekstrüzyon kuvvetinin düşmesi süperiletken tozun, Cu ile birlikte kompaklamadan şekillenmesine neden olmuştur.



Şekil 3.9. R=4 ekstrüzyon oranı kullanılarak üretilmiş ve 7 eş parçaya ayrılmış Cu/MgB_2 kompozit çubuklar

Şekil 3.10' da görüleceği üzere ilk parçanın kesiti incelendiğinde başlangıçta öz çapının çubuk kesitine oranla çok büyük olduğu ve sonradan rejime girdiği anlaşılmaktadır. Böyle bir kesit Şekil 3.8' de görülen tampon bölge uzunluğunun (H-h farkının) yeterli olmaması nedeniyle gerçekleşmiştir. Ekstrüzyon işlemi sırasında Şekil 2.5' te görülen akış konisi ve ölü bölge oluşmadan yani metal akışı rejime girmeden MgB_2 tozlarının kalıp açıklığından geçtiği anlaşılmıştır.



Şekil 3.10. R=4 ekstrüzyon oranı kullanılarak üretilmiş Cu/MgB_2 kompozit çubuğun ilk parçasının kesitleri

Şekil 3.8’ de görülen 20 mm çapındaki biletler kullanılarak yapılan deneylerde çubuk uç kısmında yaşanan sıkıntılardan dolayı tampon bölgenin uzunluğu sonraki deneylerde arttırılmıştır. Bilet boyu (H) değiştirilmeden bilet içerisine açılan bilet delik boyu (h) 40 mm’den 35 mm’ ye düşürülmüştür. Bu parametreler kullanılarak yapılan ekstrüzyon işlemi ile üretilmiş, eksenel ve radyal yönde homojen kesit yapısına sahip tek özlü Cu/MgB_2 kompozit çubuk kesiti Şekil 3.11’ de verilmiştir. Şekil 3.11 incelendiğinde ekstrüzyon işlemi esnasında bilet içerisindeki toz kalıp açıklığına gelmeden akış konisinin oluştuğu ve metal akışının rejime girdiği anlaşılmıştır.



Şekil 3.11. Direkt ekstrüzyon işlemi ile üretilmiş eksenel ve radyal yönde homojen öz kesitine sahip Cu/MgB_2 çubuk kesiti

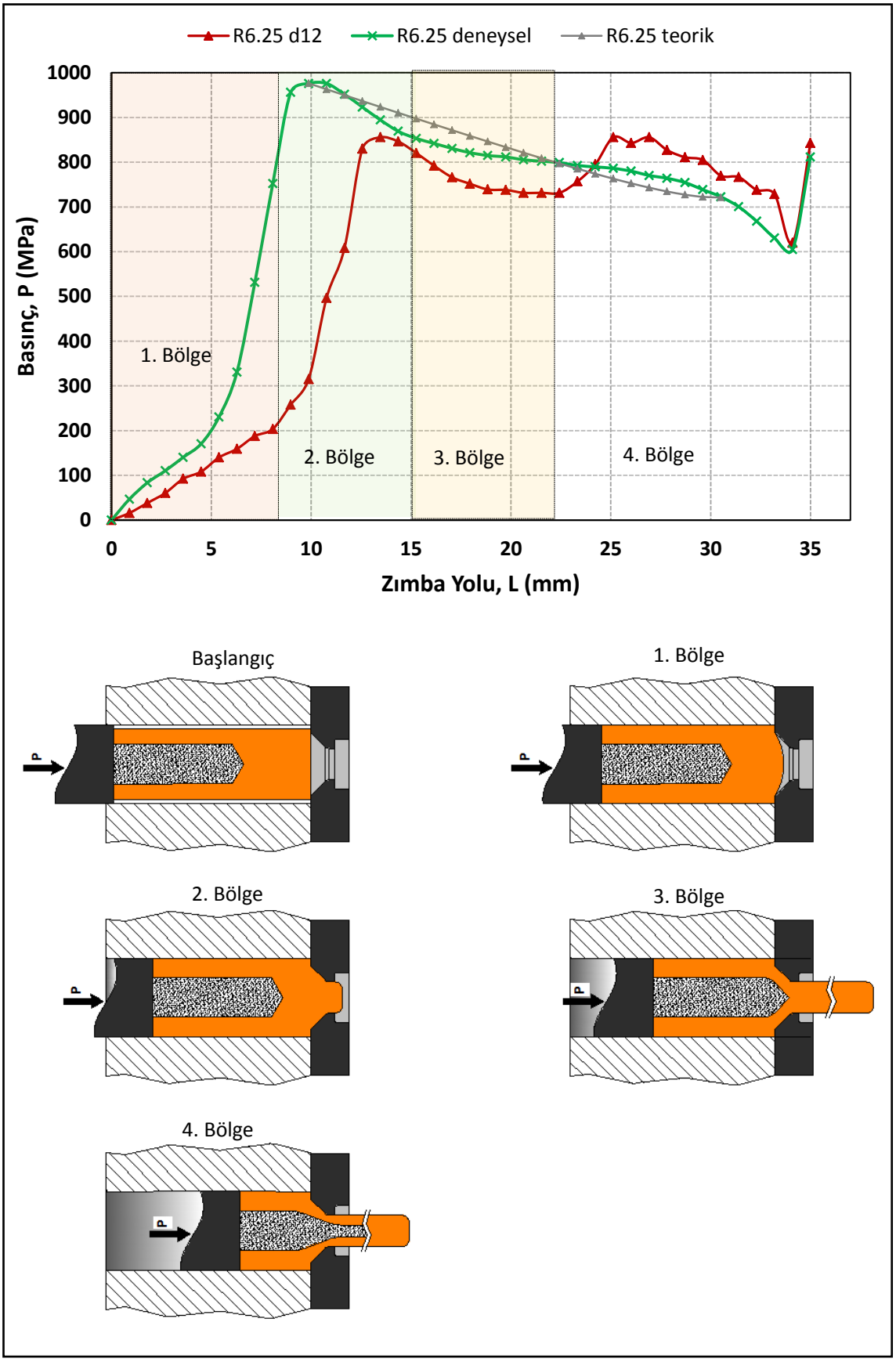
Kompozit biletlerin akış davranışının incelenmesi sürecinde, Cu/MgB_2 biletlerin ekstrüzyonu esnasında gerçekleşen zımba yolu-kuvvet grafikleride incelenmiştir. Şekil 3.12' de mevcut ekstrüzyon ünitesi kullanılarak 20 mm çapında (D=20) ve 35 mm uzunluğundaki (H=35) Cu biletin zımba yolu-basınç grafiği hem deneysel hem de teorik (Denklem 3.10) olarak çizilmiştir. Şekil 3.12' de aynı bilet içerisine 12 mm çapında (d=12) ve 20 mm derinliğinde (h= 20) delik açılmış ve 5 MPa basınçta toz doldurularak hazırlanmış Cu/MgB_2 kompozit biletin zımba yolu-basınç eğrisi de gösterilmiştir. Aynı zamanda bu eğri 4 bölgeye ayrılarak Cu/MgB_2 kompozit bilete ait akış davranışı şematik olarak gösterilmiştir.

Ekstrüzyon işlemi 350°C' de R=6.25 ekstrüzyon oranı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Hesaplamalarda ılık ekstrüzyon şartları dikkate alınmış ($0.3T_m \leq 350$, T_m; Cu' ın ergime sıcaklığı) ve mukavemet katsayısı C=225 MPa, şekil değişimine duyarlılık üsteli m=0.09 olarak belirlenmiştir. Şekil değişim hızı $\dot{\varepsilon}$' nın hesabında kullanılacak zımba hızı v=0.9 mm/sn olarak tayin edilmiştir. Gerçek şekil değişimindeki (ε) sabitler a=0.8 ve b=1.3 olarak seçilmiştir.

Şekil 3.12 incelendiğinde Cu bilet için çizilmiş teorik ve deneysel eğrilerin birbiri ile uyumlu olduğu görülmektedir. Fakat Cu/MgB_2 kompozit yapının ekstrüzyonu neticesinde çizilmiş eğrinin hem pik basıncının hem de formunun Cu bilet için çizilen eğriden farklılık gösterdiği anlaşılmaktadır.

Pik basıncın farklı olmasının nedeni Denklem 3.7' de belirtilen şekil değişim hızı ($\dot{\varepsilon}$) ile açıklanabilir. Şekil 3.12' de görüleceği üzere sabit zımba hızında Cu/MgB_2 kompozit yapının daha uzun sürede pik basınca ulaştığı anlaşılmaktadır. Bu durum kompozit yapının şekil değişim hızının Cu bilete kıyasla daha düşük olduğunu göstermektedir.

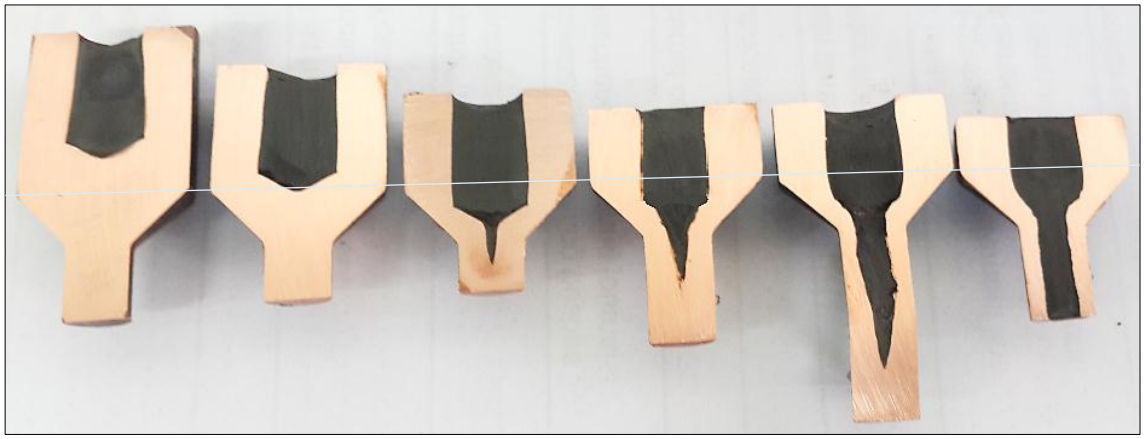
Diğer dikkat çeken önemli bir nokta ise Şekil 3.12' de görüleceği üzere tampon bölgenin (3. bölge) ekstrüzyonundan sonra Cu/MgB_2 kompozit yapının sergilediği eğrinin formu olmuştur. Dikkat edileceği üzere bu noktadan sonra ekstrüzyon için gerekli basınç zımba yoluna bağlı olarak yükselmiştir. Çünkü Cu ile birlikte MgB_2 tozda şekil değiştirmeye başlamıştır. Bu duruma, Cu biletin ekstrüzyonunda gerekli olan kuvvetlere ilave olarak Denklem 3.11' de belirtilen bileşenler arasındaki (Cu ve MgB_2 toz) kayma kuvveti ve tozu şekillendirmek için harcanan kuvvetin eklenmesi neden olmuştur.



Şekil 3.12. Cu ve Cu/MgB_2 kompozit bilete ait zımba yolu-basınç grafiği ve kompozit biletin akış davranışının şematik gösterimi

Şekil 3.12’ de zımba yolu-kuvvet grafiği dört bölgeye ayrılarak kompozit biletin akış davranışı incelenmiştir. Birinci bölgede bilet, kovan içerisindeki boşluğu doldurduğundan ekstrüzyon basıncındaki artış yavaştır. İkinci bölgede bilet kalıp açıklığından geçmeye başlaması ile birlikte ekstrüzyon basıncı hızla artmıştır. Ürün kalıp açıklığından çıkmaya başladığı andan itibarende ekstrüzyon basıncı bu aşamaya kadar ki en yüksek değerini göstermiştir. Üçüncü kısımda tampon bölgenin ekstrüzyonu gerçekleşmiş ve azalan bilet boyuna bağlı olarak ekstrüzyon kuvveti düşmüştür. Dördücü bölgede ise MgB_2 tozun bulunduğu kısım kalıp açıklığına girmeye başlamıştır. Azalan bilet boyuna rağmen ekstrüzyon basıncının azalmadığı aksine önemli bir ölçüde arttığı görülmektedir.

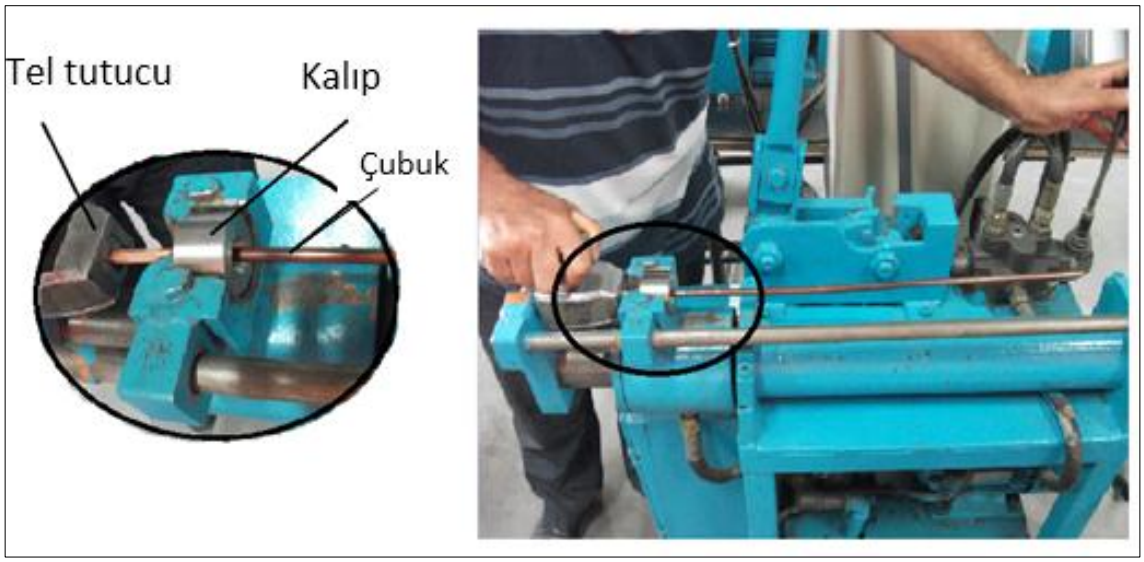
Şekil 3.13’ te Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyon işlemi esnasında akış davranışını gösteren farklı kademelerde alınmış eksenel kesitler de verilmiştir. Şekil incelendiğinde MgB_2 özün kalıp açıklığına gelene kadar herhangi bir şekil değişimine uğramadığı görülmektedir. MgB_2 öz, kalıp açıklığına giridiği andan itibaren Cu ile birlikte şekil değiştirmeye başlamıştır.



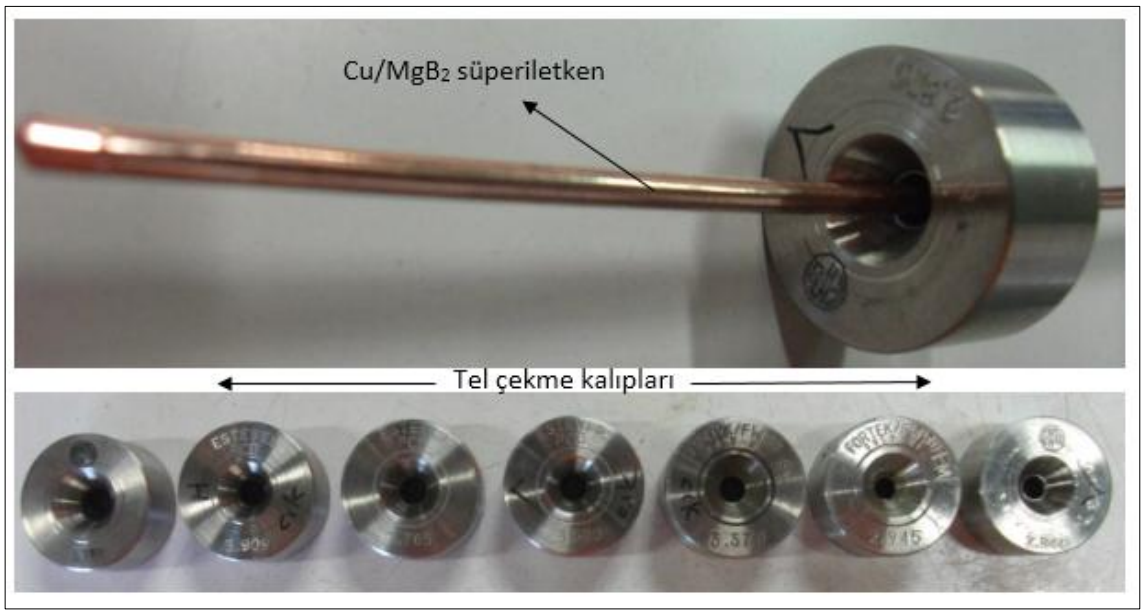
Şekil 3.13. Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyon işlemi esnasında farklı kademelerde alınmış eksenel kesitleri

Bu aşamaya kadar yapılan deneylerde Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyon işleminde akış davranışı incelenmiş ve çubuk üretimi için temel parametreler tespit edilmiştir. Temel parametrelerle üretilen Cu/MgB_2 kompozit çubuklar Şekil 3.14’ te görülen tel çekme makinesi ile tek özlü Cu/MgB_2 süperiletken tellere dönüştürülmüştür.

Şekil 3.15’ te tel çekme makinesinde kullanılan kalıp ve Şekil 3.16’ da tel çekme işlemi ile üretilen farklı çaplardaki tel kesitleri verilmiştir.



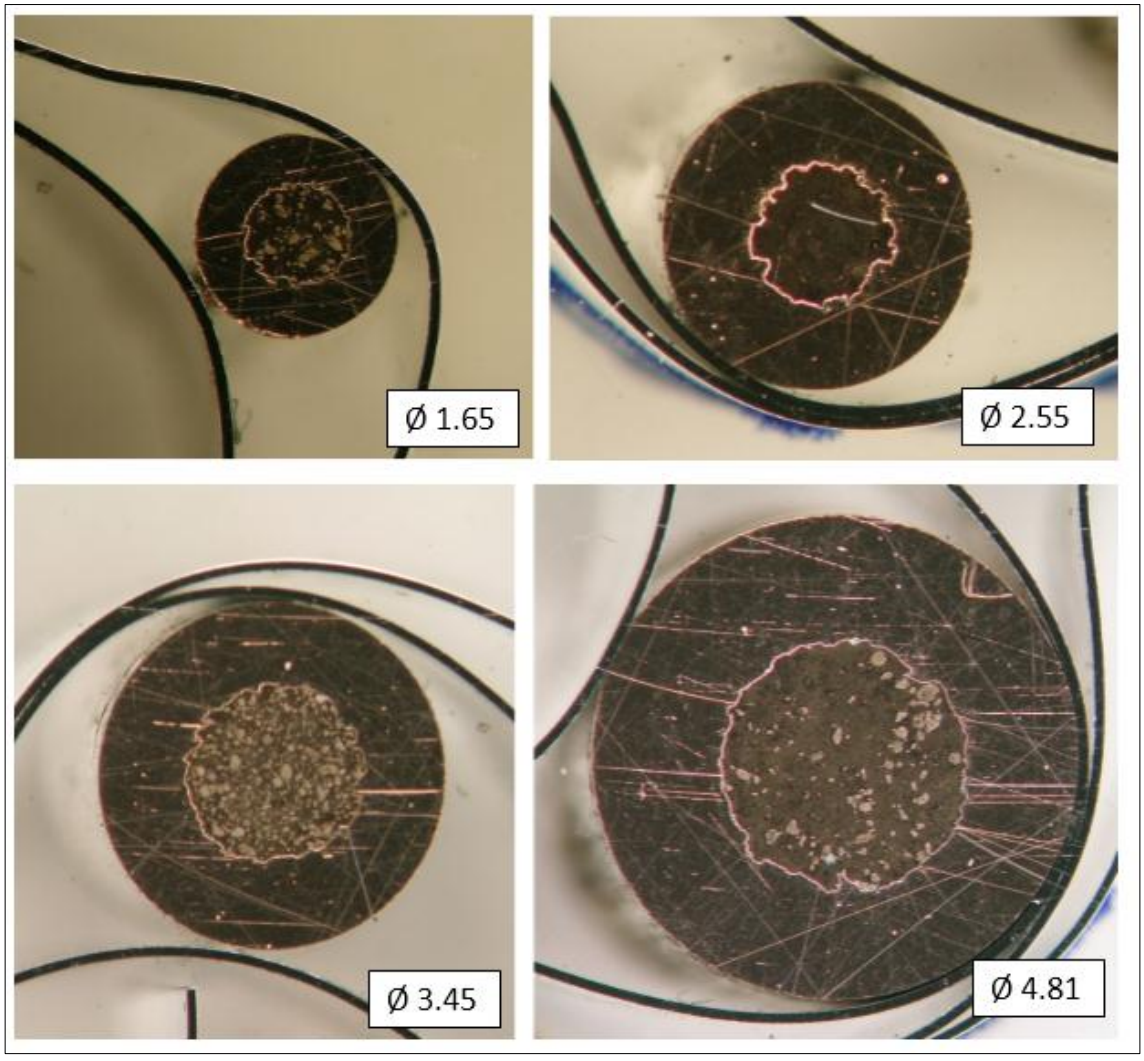
Şekil 3.14. Tel çekme makinesi (HES Kablo, Kayseri)



Şekil 3.15. Tel çekme işleminde kullanılan farklı çaplardaki tel çekme kalıpları

Şekil 3.16’ da görüleceği üzere tel çekme işlemi ile homojen kesite sahip süperiletken teller üretilebilmiştir. Ancak kullanılan tel çekme makinesinin kurs boyunun kısa

olmasından dolayı 100 cm' den daha uzun tek özlü Cu/MgB_2 süperiletken tel üretilememiş ve bu nedenle tel sürekliliği araştırılamamıştır. Aynı zamanda tel çekme işlemi esnasında eksenel yönde sürekli bir kuvvetin etkimesi tellerin kopmasına neden olmuştur.



Şekil 3.16. Tel çekme işlemi ile üretilen farklı çaplardaki Cu/MgB_2 süperiletken tel kesitleri

Belirtilen nedenlerden dolayı tel çekme süreci devre dışı bırakılmış, onun yerine TÜBİTAK 1002 programından faydalanılarak Şekil 2.13' te görülen kalibreli haddeleme makinesi alınmış ve sürece dâhil edilmiştir. Haddeleme makinesi

kullanılarak metrelerce tel üretimi gerçekleştirilmiş ve üretilen tellerin sürekliliği kontrol edilebilmiştir.

3.3. Bilet Tasarımının Çubuk ve Tel Kesitine Etkisi

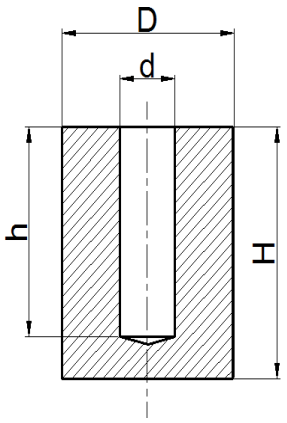
Bilet tasarımının çubuk ve tel kesitine etkisinin incelenmesinde bilet boyu ve çapı, bilet içerisine açılan delik boyu ve çapı üzerinde durulmuştur. Bilet boyu daha çok toplam ürün uzunluğunu ve ekstrüzyon kuvvetini, bilet delik boyu ise içerisinde süperiletken toz bulunan tel uzunluğunu etkilemektedir. Yapılan ön denemeler ve kullanılacak olan ekstrüzyon ünitesinin kapasitesi dikkate alınarak Tablo 3.2' de görüleceği üzere bilet boyu (H) 35 mm, bilet delik boyu (h) 20 mm ve tampon bölge uzunluğu (H-h) 15 mm olarak seçilmiştir.

Bilet çapının (D) seçiminde ön denemelerde elde edilen veriler dikkate alınmış ve yüksek ekstrüzyon oranının (R= 9) ekstrüzyon kuvvetini arttırdığı, buna paralel olarakta çubuk öz sürekliliğinin sağlanamadığı tespit edilmişti. Ekstrüzyon oranını düşürmek amacıyla daha büyük çaplı çubuklar üretilebilir veya bilet çapı düşürülebilir. Ancak mevcut deney şartlarında üretilecek çubukların maksimum çapı 11 mm olarak Şekil 2.14' te görülen kalibreli hadde silindirleri tarafından sınırlanmaktadır. Bu nedenle sadece bilet çapı değiştirilebilir. Ön denemelerde 20 mm çapındaki biletler kullanılarak çubukların başarılı bir şekilde üretilmesinden dolayı bilet çapı (D) 20 mm olarak seçilmiştir.

Bilet tasarımında geriye kalan son parametre bilet delik çapının seçimidir. Bilet delik çapı seçimi iki açıdan çok önemlidir. İlki, Şekil 3.12' de görüleceği üzere Cu bilet içerisine açılan deliğe yerleştirilen tozların ekstrüzyon kuvvetini etkilemesidir. Herhangi bir ekstrüzyon oranı için artan delik çapına bağlı olarak süperiletken tozun şekil değişim miktarı artacağından Cu/MgB_2 kompozit yapının şekil değişimi için daha fazla ekstrüzyon kuvvetine ihtiyaç duyulacaktır. Ekstrüzyon kuvvetindeki artış Cu/MgB_2 kompozit yapının birlikte şekil değişimini engelemeyecek bir büyüklükte olmalıdır. İkinci nokta ise bilet delik çapının üretilecek süperiletken tel kesitinde öz çapını etkileyen en önemli parametre olmasıdır.

Neticede Cu bilet içerisine açılacak delik çapı, tel kesitinde maksimum öz alanını sağlarken aynı zamanda ekstrüzyon işleminde Cu/MgB_2 kompozit yapının birlikte şekil değişimine engel olmayacak bir büyüklükte olmalıdır. Bu öngörüler dikkate alınarak dört ayrı deney yapılmıştır. Tablo 3.2' de belirtilen boyutsal parametreler kullanılmış ve Tablo 3.3' de verilen şartlarda deneyler gerçekleştirilmiştir.

Tablo 3.2. Bilet tasarımının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan Cu/MgB_2 tek özlü kompozit biletlerin boyutsal parametreleri

Deney No	**Ekstrüzyon Öncesi Bilet Özellikleri**				
	Bilet Boyu, H	**Bilet Çapı, D**	**Bilet Delik Boyu, h**	**Bilet Delik Çapı, d**	
1	35	20	20	**8**	
2	35	20	20	**10**	
3	35	20	20	**12**	
4	35	20	20	**14**	

Tablo 3.3. Bilet tasarımının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan deney şartları

Deney Şartları	**Deney No**			
	1	**2**	**3**	**4**
Ekstrüzyon Oranı	6.25	6.25	6.25	6.25
Kovan Sıcaklığı, °C	350	350	350	350
Kompaklama, %k	60	60	60	60

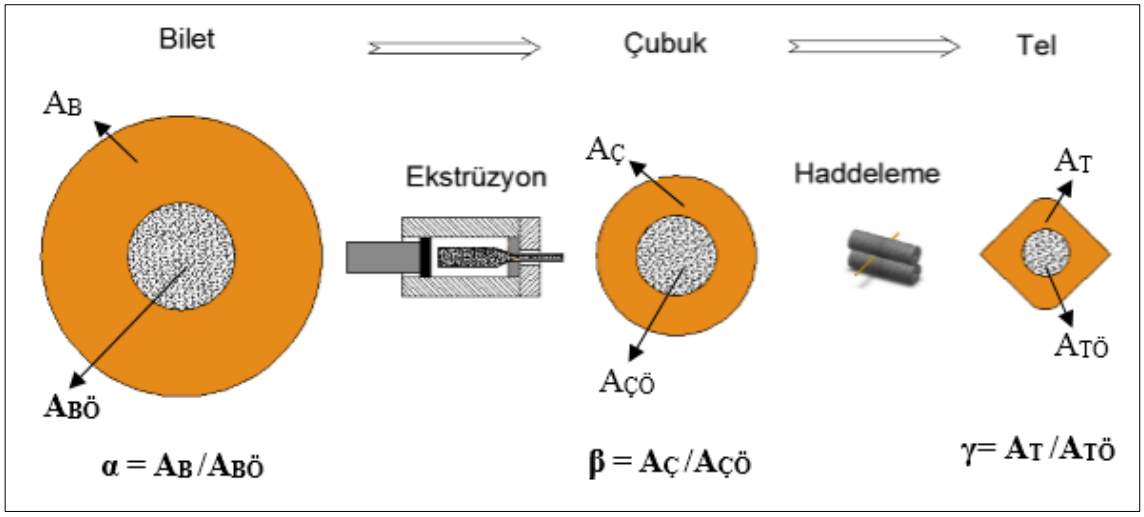
Bilet içerisine açılan deliğe MgB_2 tozları 5 MPa basınç altında doldurulmuş ve bu şartlarda tozların %60 oranında kompaklandığı tespit edilmiştir. Kompaklama, ağırlıkça bilet içerisine açılmış deliğe doldurulan toz miktarının (m_t) aynı deliğin alabileceği maksimum toz miktarına (m_{max}) göre yüzde oranı şeklinde tanımlanabilir ve kompaklama (%k) aşağıdaki şekilde ifade edilebilir. Burada d bilet delik çapı, h bilet

içerisine açılmış deliğin yüksekliği ve ρ_t ise MgB_2 süperiletken bileşiğinin yoğunluğudur.

$$\%k = \frac{m_t}{m_{max}} x100 \qquad 3.15$$

$$m_{max} = V_d . \rho_t, \qquad V_d = \left(\frac{\pi . d^2}{4}\right) . h, \qquad \rho_t = 2.57 \left(\frac{g}{cm^3}\right)$$

Ekstrüzyon ve haddeleme işlemine tabi tutulan numunelerin ekstrüzyon öncesi kesiti, ekstrüzyon sonrası çubuk kesiti ve haddeleme işleminde belirli aralıklarla alınmış tel kesitleri incelenerek bilet tasarımının ürün kesitine etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla α, β ve γ parametreleri aşağıdaki şekilde tanımlanmış ve Şekil 3.17' de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.17. α, β ve γ parametrelerinin şematik olarak gösterimi

α, ekstrüzyon öncesi bilet kesit alanının (A_B) bilet öz alanına ($A_{BÖ}$) oranıdır.

$$\alpha = \frac{A_B}{A_{Bö}}$$

β, ekstrüzyon sonrası çubuk kesit alanının ($A_Ç$) çubuk öz alanına ($A_{ÇÖ}$) oranıdır.

$$\beta = \frac{A_Ç}{A_{ÇÖ}}$$

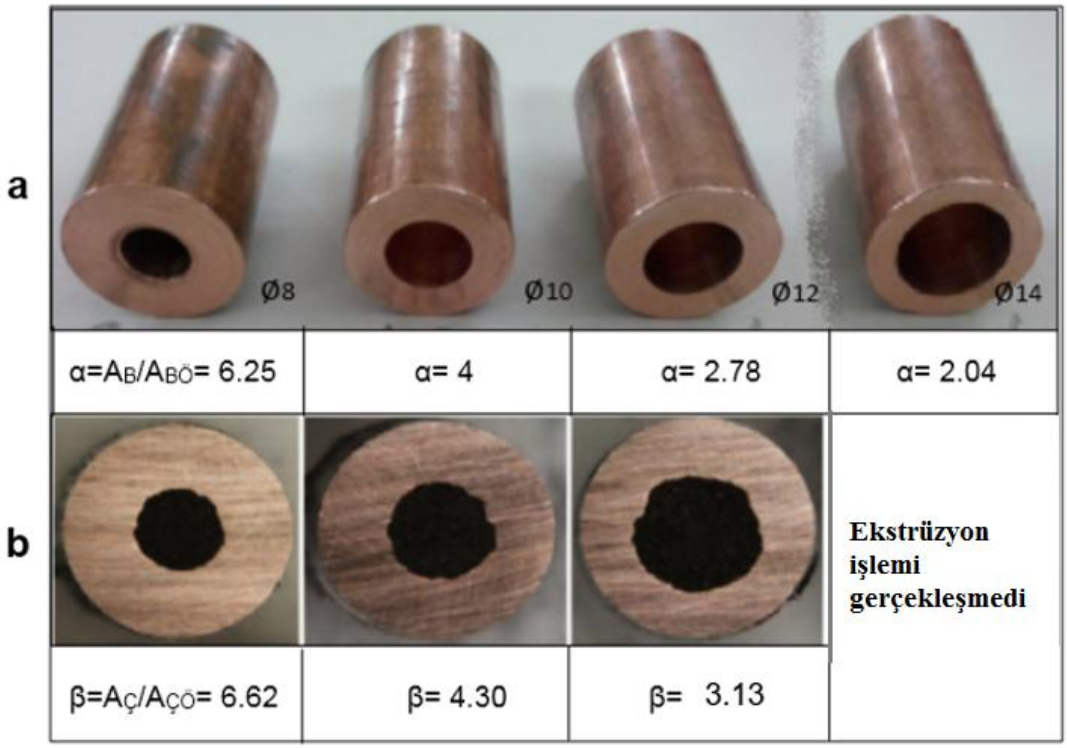
γ, tel haddeleme işleminde tel kesit alanının (A_T) tel öz alanına ($A_{TÖ}$) oranıdır.

$$\gamma = \frac{A_T}{A_{T\ddot{O}}}$$

Aynı zamanda ekstrüzyon sonrası çubuk kesit alan oranı ile (β) ile bilet kesit alan oranı (α) arasındaki fark ($\%F_{\beta-\alpha}$) ve tel haddeleme işlemi sonrası tel kesit alan oranı ile (γ) ile çubuk kesit alan oranı (β) arasındaki fark ($\%F_{\gamma-\beta}$) tespit edilerek Tablo 3.4' te belirtilmiştir. Bu ifadeler matematiksel olarak aşağıdaki şeklinde gösterilmiştir.

$$\%F_{\beta-\alpha} = \frac{\beta-\alpha}{\alpha}x100, \qquad \%F_{\gamma-\beta} = \frac{\gamma-\beta}{\beta}x100$$

Bilet tasarımının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde Şekil 3.18a' da görülen biletler kullanılmıştır. Hazırlanan biletlerin ekstrüzyonu sonrasında elde edilmiş Cu/MgB_2 kompozit çubukların radyal kesitleri Şekil 3.18b' de gösterilmiştir.



Şekil 3.18. a) Ekstrüzyon işleminde kullanılan 8, 10, 12 ve 14 mm delik çapına sahip biletler ve b) bu biletlerin ekstrüzyonu ile üretilmiş çubuk kesitleri

Şekil 3.19' da ise Cu/MgB_2 kompozit çubuklar ve bu çubukların eksenel kesitleri alınarak akış konileri verilmiştir. Şekil 3.19' da görüleceği üzere α=2.04 kesit alan

oranına sahip kompozit biletin ekstrüzyonu sırasında Cu kılıfın koptuğu tespit edilmiş ve ilk olarak bunun nedeni araştırılmıştır.

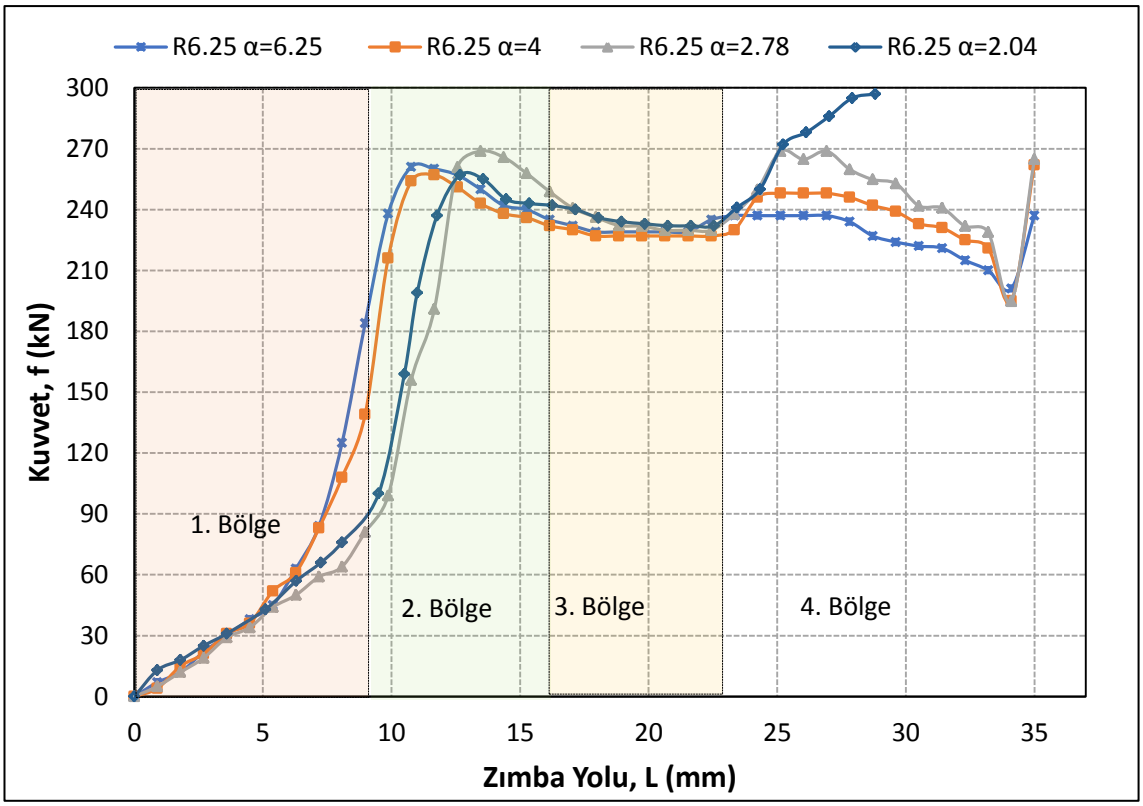


Şekil 3.19. Farklı α değerlerine sahip biletlerin ekstrüze edilmesi ile üretilmiş Cu/MgB_2 çubuklar ve eksenel kesitleri

Şekil 3.20' de Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyonuna ait zımba yolu-ekstrüzyon kuvveti grafiği gösterilmiştir. Çizilen grafikten açıkça görülüyor ki MgB_2 süperiletken toz kalıp açıklığına girdiği andan itibaren (4. bölge) artan bilet delik çapına paralel olarak ekstrüzyon kuvveti artmıştır. Biletlerin ekstrüzyon kuvveti ortalama 230 kN' dan sırasıyla 237, 248, 269 ve 297 kN' a ulaşmıştır. Ekstrüzyon kuvveti 297 kN' a ulaştığı anda α=2.04 kesit alan oranına sahip kompozit bilet şekil değiştiremeyerek deforme olmuştur. Dolayısıyla α=2.04 kesit alan oranına sahip kompozit biletin ekstrüze olamayışı daha çok ekstrüzyon kuvvetindeki artış ile ilişkili olduğu anlaşılmaktadır.

İki veya daha çok tabakalı metalik malzemelerin ekstrüzyonu için gerekli kuvvet bileşenlerin şekil değişimi, kılıf ile kalıp arasındaki sürtünme ve bileşenler arasındaki kaymalar nedeniyle harcanan kuvvetin toplamına eşittir (Denklem 3.11). Bileşenlerin şekil değişimi için harcanan kuvvet ise malzemenin mukavemet katsayısına, şekil değiştirme hızına ve şekil değiştirme hızına duyarlılık üsteline bağlıdır.

İncelediğimiz kompozit yapıda Cu kılıf için bahsedilen niceliklere bağlı olarak gerekli ekstrüzyon kuvveti veya basıncı yazılabilse de toz tabakanın kristal bir yapıya sahip olmamasından dolayı direkt bir ifade yazmak mümkün değildir. Ancak toz formdaki yapılarda toz taneciklerinin, metalik malzemelerde ise kayma düzlemindeki atomların birbiri üzerinden kayarak şekil değiştirmesi bakımından benzerlik kurulabilir.



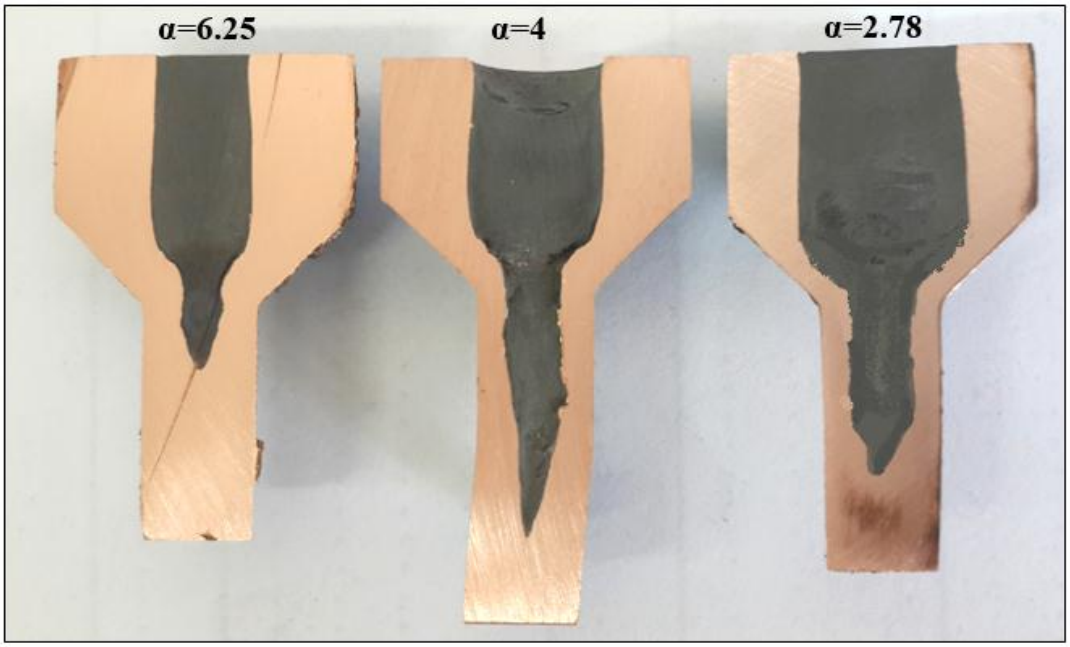
Şekil 3.20. Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyonuna ait zımba yolu-ekstrüzyon kuvveti grafiği

MgB_2 toz tabakanın şekil değişim miktarı metalik malzemelerin ekstrüzyonundaki gerçek şekil değişim ifadesine benzer bir ifade ile aşağıdaki şekilde tanımlanabilir. Burada $A_{B\ddot{O}}$ bilet öz alanını, $A_{\text{Ç}\ddot{O}}$ çubuk öz alanını, d bilet öz çapını ve $d_{\text{Ç}\ddot{O}}$ çubuk öz çapını ifade etmektedir.

$$\varepsilon_{toz} = \ln\left(\frac{A_{B\ddot{O}}}{A_{\text{Ç}\ddot{O}}}\right) = ln\left(\frac{d^2}{d_{\text{Ç}\ddot{O}}^2}\right) \qquad 3.16$$

Toz tabakanın şekil değişim miktarları (ε_{toz}) Tablo 3.4' den alınan $d_{ÇÖ}$ değerleri ve Denklem 3.16 yardımıyla sırasıyla α=6.25 için ε_{toz}=1.89, α=4 için ε_{toz}=1.90 ve α=2.78 için ε_{toz}=1.95 olarak hesaplanmıştır. Artan delik çapına bağlı olarak MgB_2 süperiletken toz tabakanın şekil değişim miktarının arttığı görülmektedir. Ekstrüzyon kuvvetindeki yükselişe tozların şekil değişim miktarındaki artışın neden olduğu açıktır. Aynı zamanda artan ekstrüzyon kuvvetine bağlı olarak delik içerisindeki tozların kompaklanma miktarıda nispeten artacaktır. Yani şekil değişim miktarı arttıkça ekstrüzyon kuvveti artacak, artan ekstrüzyon kuvvetine bağlı olarak tozlar daha fazla kompaklanacak ve bu çevrim kompozit yapı birlikte şekil değiştiremez hale gelene kadar devam edecektir. Bilet delik çapının 14 mm olması durumunda kompozit yapının ekstrüzyonu sırasında ulaşılan kuvvet Cu/MgB_2 kompozit yapının birlikte şekil değiştirmesini engellemiştir.

Şekil 3.21' de farklı α değerlerine sahip kompozit biletlerin ekstrüzyonu sırasında MgB_2 tozun şekil değişimini gösteren eksenel kesitler verilmiştir. Tablo 3.4' te α, β ve γ değerleri ile birlikte tellerden alınan kesit sayısı ve hadde silindiri kanal numaraları verilmiştir. Tel haddeleme işleminde çubuk çapına uygun olarak 6 nolu kanaldan ilk kesit alınıp üçer kanal atlanarak 30 nolu kanala kadar 9 adet tel kesiti incelenmiştir.

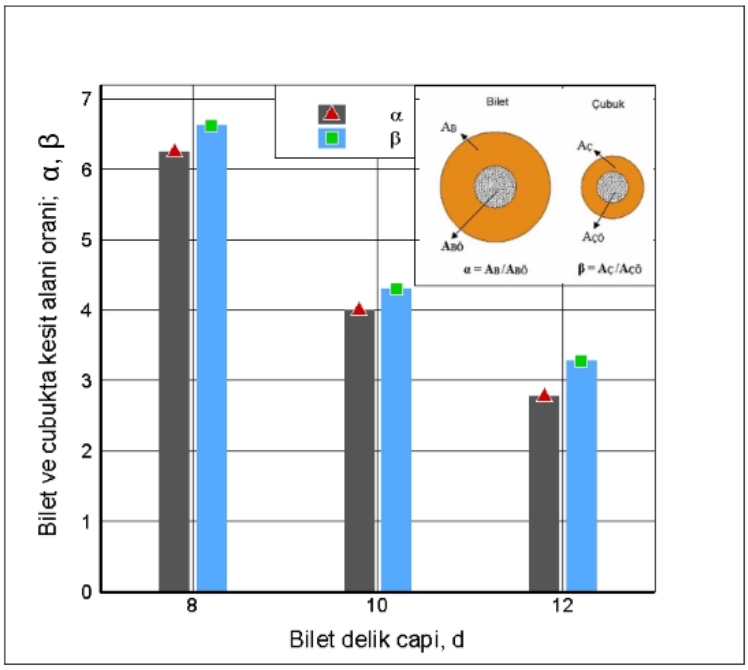


Şekil 3.21. Farklı α değerlerine sahip kompozit biletlerin ekstrüzyon işleminde MgB_2 tozun şekil değişimi

Tablo 3.4. Ekstrüzyon öncesi bilet, ekstrüzyon sonrası çubuk ve haddeleme aşamasındaki tel kesitleri boyutsal değerleri

Deney No	Başlangıç			Ekstrüzyon Sonrası Çubuk				Haddeleme İşlemi						
	Bilet çapı D (mm)	Öz çapı d (mm)	α (AB/ABÖ)	Çubuk çapı Dç (mm)	Çubuk öz çapı dçÖ (mm)	β Aç/AçÖ	%Fβ-α	Kesit Sayısı	Kanal numarası	Tel alanı Aт (mm2)	Tel öz alanı AтÖ (mm2)	γ Aт/AтÖ	Ortalama γ	%Fγ-β
1	20	8	6.25	8	3.11	6.62	5.87	1	6	23.75	3.15	7.54	6.64	0.29
								2	9	11.64	1.79	6.51		
								3	12	7.18	0.81	8.86		
								4	15	3.80	0.58	6.54		
								5	18	2.75	0.44	6.24		
								6	21	1.86	0.31	5.96		
								7	24	1.15	0.20	5.81		
								8	27	0.61	0.10	6.11		
								9	30	0.24	0.04	6.15		
2	20	10	4.00	8	3.86	4.30	7.39	1	6	23.75	6.10	3.90	4.34	0.98
								2	9	11.64	2.72	4.29		
								3	12	7.18	1.43	5.01		
								4	15	3.80	0.86	4.41		
								5	18	2.75	0.62	4.46		
								6	21	1.86	0.40	4.61		
								7	24	1.15	0.27	4.24		
								8	27	0.61	0.15	3.95		
								9	30	0.24	0.06	4.17		
3	20	12	2.78	8	4.52	3.13	12.77	1	6	23.75	7.29	3.26	3.16	0.95
								2	9	11.64	3.69	3.15		
								3	12	7.18	2.19	3.28		
								4	15	3.80	1.17	3.25		
								5	18	2.75	0.88	3.13		
								6	21	1.86	0.60	3.11		
								7	24	1.15	0.38	3.04		
								8	27	0.61	0.19	3.23		
								9	30	0.24	0.08	3.01		

Bilet delik çapının çubuk kesitine etkisini gösteren grafik Şekil 3.22' de verilmiştir. Grafikten de anlaşılacağı üzere çubuk kesit alan oranının (β) bilet kesit alan oranından (α) daha büyük olduğu görülmektedir. Örneğin 1 nolu deneyde α=6.25 iken β=6.62; 3 nolu deneyde ise α=2.78 iken β=3.13 olmuştur. Bu durum bilet içerisine belli bir oranda kompaklanarak (%k=60) doldurulan tozların ekstrüzyon işlemi sırasında toz akışını engellemeyecek ölçüde kompaklanmaya devam ettiğini göstermektedir. Hacim eşitliği kabulü ve kesit alan oranları dikkate alındığında α=6.25 için %k=63.55 ve α=2.78 için %k=67.55 olarak gerçekleştiği tespit edilmiştir.

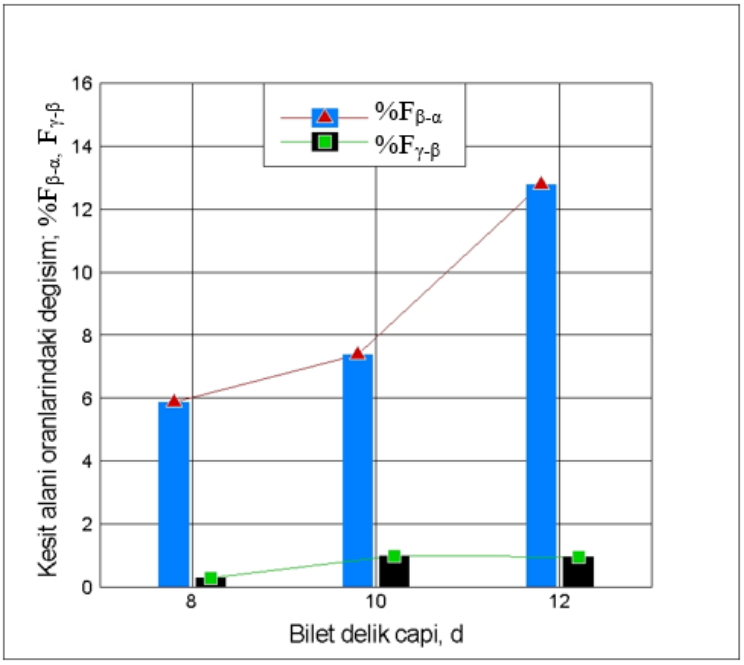


Şekil 3.22. Bilet delik çapının çubuk kesitine etkisi

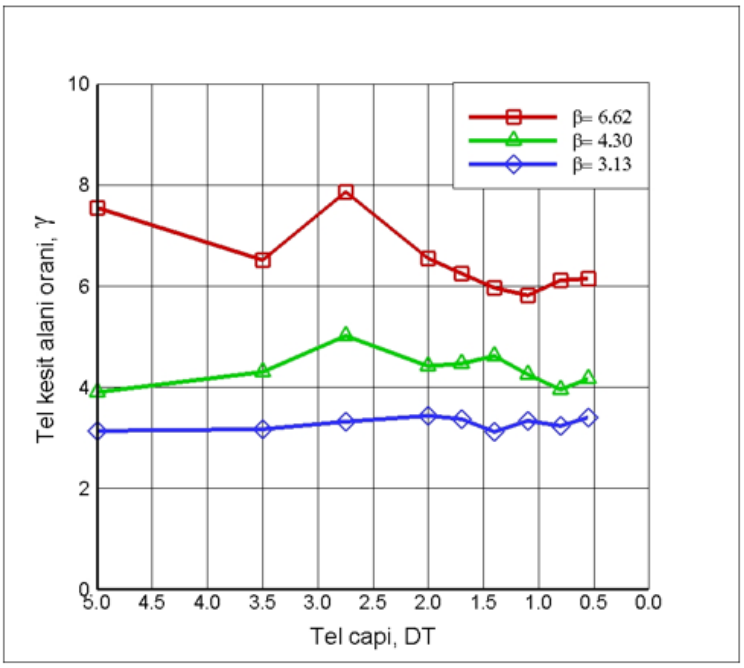
Ekstrüzyon sürecinde dikkat çeken diğer bir nokta ise çubuk kesit alan oranı (β) ile bilet kesit alan oranı (α) arasındaki farkın ($\%F_{\beta-\alpha}$) değişimidir. Şekil 3.23' te görüleceği üzere bilet içerisine yerleştirilen tozların artan bilet öz çapına paralel olarak daha fazla kompaklandığı ve kesit alan oranları arasındaki değişim miktarının ($\%F_{\beta-\alpha}$) arttığı anlaşılmaktadır. Çünkü artan delik çapı ekstrüzyon işlemi sırasında tozların şekil değişim miktarını arttırmıştır. Şekil değişim miktarındaki artış ekstrüzyon kuvvetini arttırmış ve artan ekstrüzyon kuvveti tozları daha fazla kompaklamıştır.

Tel haddeleme sürecinin ürün kesitine etkisini gösteren grafik Şekil 3.24' te verilmiştir. Şekil incelendiğinde tel kesit alan oranının (γ) fazla değişmediği görülmektedir. Ürün kesit alan oranı ile çubuk kesit alan oranı arasındaki farkın ($\%F_{\gamma-\beta}$) oldukça küçük

olduğu Şekil 3.23' te görülmektedir. Yani haddeleme işleminin tel kesit alan oranı (γ) üzerinde önemli bir etkisinin olmadığı ve ekstrüzyon sonrası elde edilen çubuk kesit alan oranının (β) tel haddeleme süreci boyunca korunduğu anlaşılmaktadır.

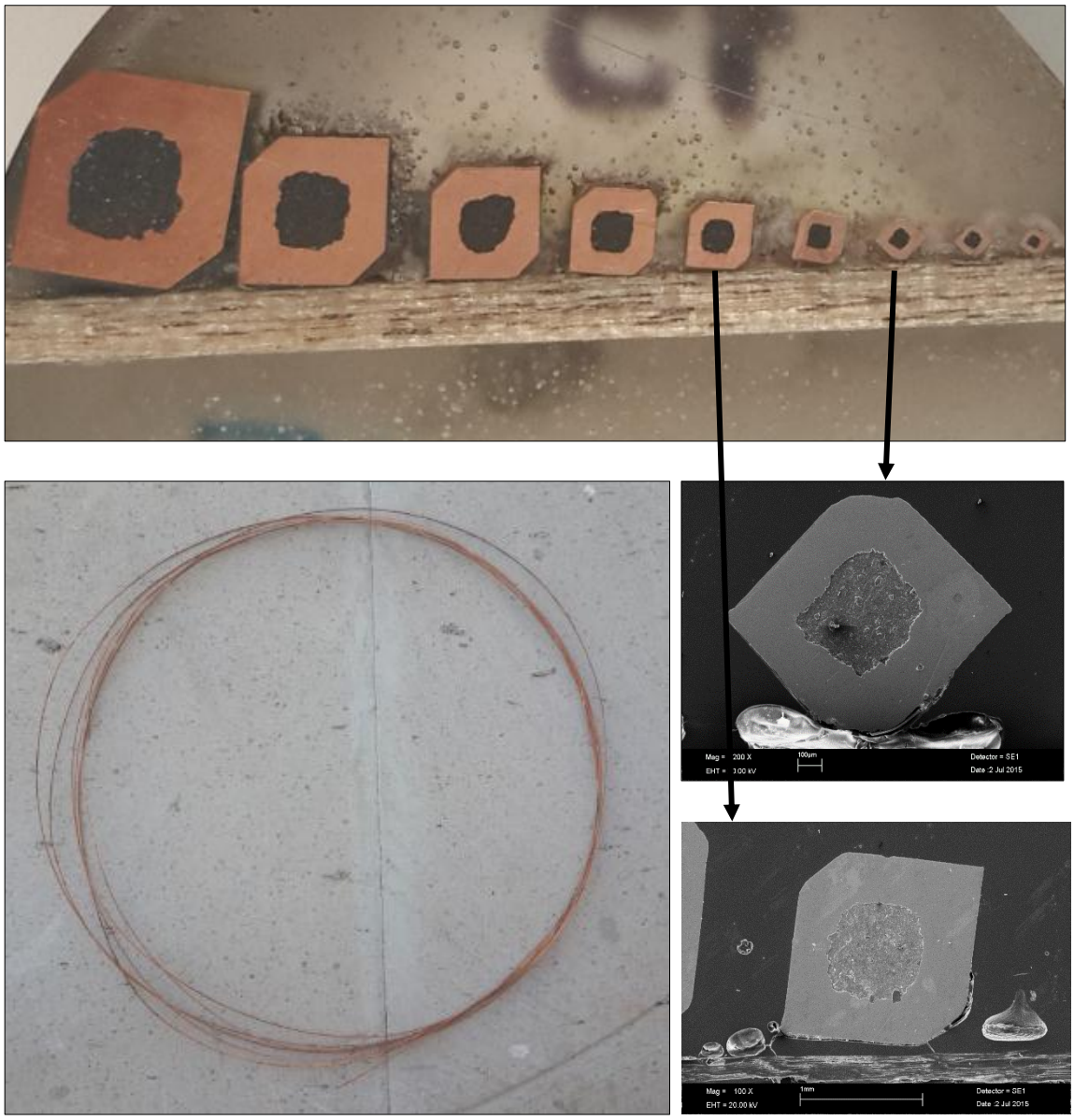


Şekil 3.23. Bilet delik çapının bilet-çubuk ve çubuk-ürün kesit alan oranları arasındaki farka etkisi



Şekil 3.24. Haddeleme işleminin tel kesit alan oranına (γ) etkisi

Şekil 3.25’ te Tablo 3.2’ de 2 nolu deney parametreleri kullanılarak üretilmiş çubukların haddelenmesiyle elde edilen tellerden farklı redüksiyonlarda alınmış tel kesitleri ve yaklaşık 40 m boyunda üretilmiş 0.5 mm çapındaki tek özlü Cu/MgB_2 süperiletken tel verilmiştir. Süperiletken telin radyal kesitinden alınmış SEM resimleri incelendiğinde MgB_2 özün telleri merkezlediği görülmektedir.



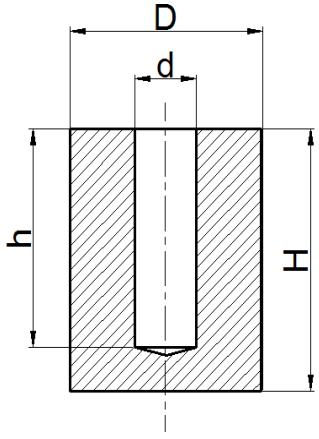
Şekil 3.25. Kalibreli haddeleme esnasında farklı redüksiyonlarda alınmış Cu/MgB_2 süperiletken tel kesitleri ve 0.5 mm çapında yaklaşık 40 m uzunluğundaki tek özlü Cu/MgB_2 süperiletken tel

3.4. Bilet İçerisine Doldurulan MgB_2 Tozun Kompaklanma Oranının Çubuk ve Tel Kesitine Etkisi

Kompaklama (%k), bilet içerisine açılmış deliğe doldurulan toz miktarının aynı deliğin alabileceği maksimum toz miktarına göre yüzde oranı şeklinde tanımlanmıştır (Denklem 3.15). Ekstrüzyon ve tel haddeleme süreçleri sonunda üretilen tel kesitleri incelendiğinde öz çapının, delik içerisine yerleştirilen toz miktarı arttıkça artması beklenir. Ancak yerleştirilen toz miktarının artması deformasyon aşamalarında süperiletken tozun şekil değiştirme kabiliyetini etkileyecektir.

Ekstrüzyon işleminden önce bilet içerisine açılan deliğe doldurulan toz miktarının ürün kesitine etkisini belirlemek amacı ile üç adet deney yapılmıştır. Deneylerde sırası ile %45, %55 ve %65 kompaklama oranları kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan parametreler Tablo 3.5' te, deney şartları da Tablo 3.6' da verilmiştir.

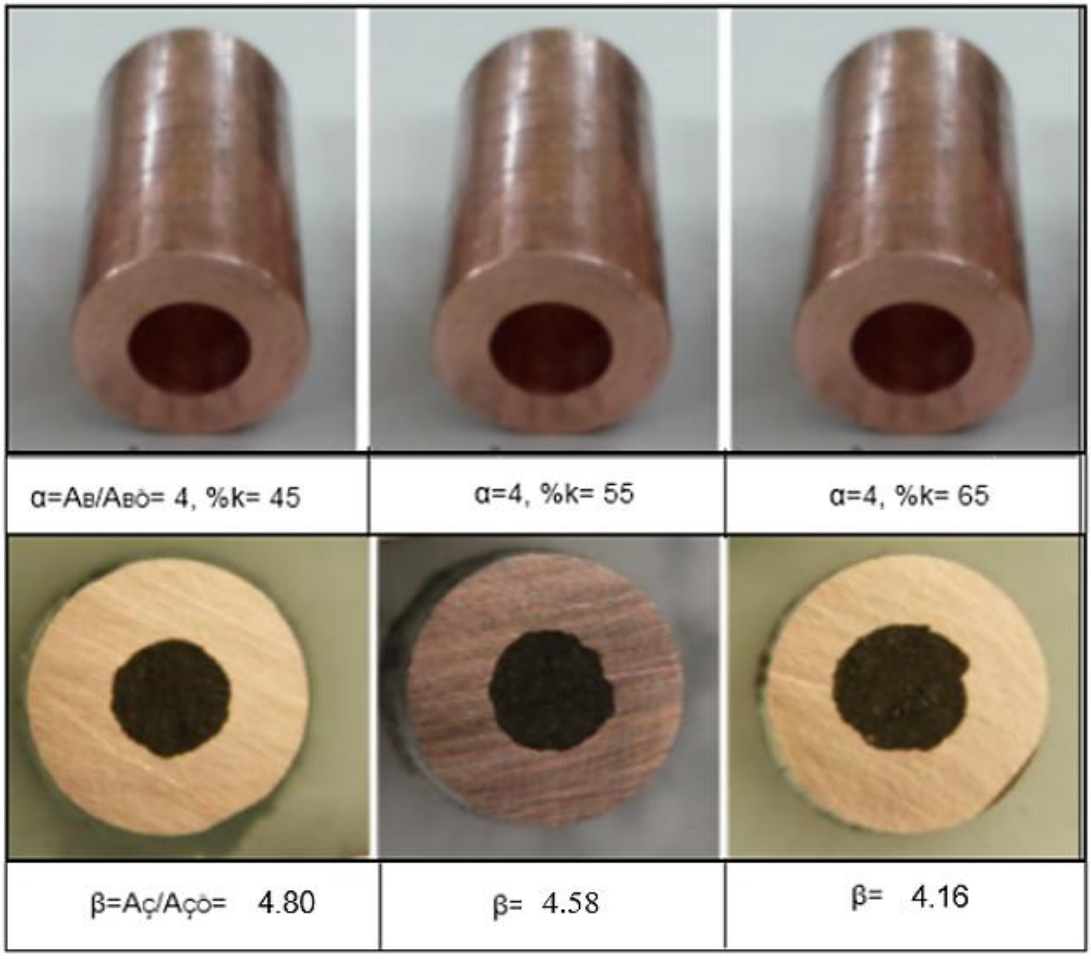
Tablo 3.5. Kompaklama oranının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan Cu/MgB_2 tek özlü kompozit biletlerin boyutsal parametreleri

Deney No	**Ekstrüzyon Öncesi Bilet Özellikleri**				
	Bilet Boyu, H	**Bilet Çapı, D**	**Bilet Delik Boyu, h**	**Bilet Delik Çapı, d**	
1	35	20	20	10	
2	35	20	20	10	
3	35	20	20	10	

Tablo 3.6. Kompaklama oranının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan deney şartları

Deney Şartları	**Deney No**		
	1	**2**	**3**
Ekstrüzyon Oranı	6.25	6.25	6.25
Kovan Sıcaklığı, °C	350	350	350
Kompaklama, %k	**45**	**55**	**65**

Direkt ekstrüzyon işleminde kullanılan bilet ve bu biletlerin ekstrüzyonu sonucu elde edilen çubukların kesitleri Şekil 3.26' da gösterilmiştir. Ekstrüzyon öncesi bilet, ekstrüzyon sonrası çubuk ve tel haddeleme aşamasında tel kesitlerinden alınmış değerler Tablo 3.7' da verilmiştir.

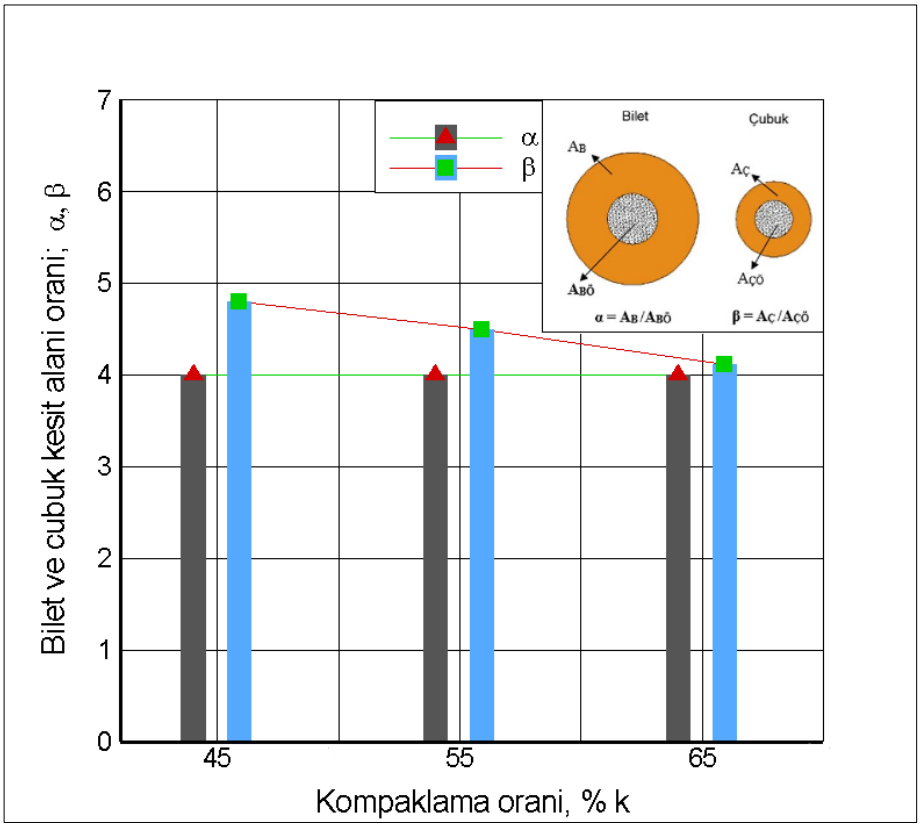


Şekil 3.26. Farklı oranlarda kompaklanmış biletlerin ekstrüzyonu sonucu elde edilen çubukların kesitleri

Tablo 3.7. Ekstrüzyon öncesi bilet, ekstrüzyon sonrası çubuk ve haddeleme aşamasında tel kesitleri boyutsal değerleri

Deney No	Başlangıç				Ekstrüzyon Sonrası Çubuk				Haddeleme İşlemi						
	Bilet çapı D (mm)	Öz çapı d (mm)	% k	α (AB/ABÖ)	Çubuk çapı Dç (mm)	Çubuk öz çapı dçÖ (mm)	β Aç/AçÖ	%Fα-β	Kesit Sayısı	Kanal numarası	Tel alanı AT (mm2)	Tel öz alanı ATÖ (mm2)	γ AT/ATÖ	Ortalama γ	%Fβ-γ
1	20	10	45	4,00	8	3,65	4,80	20,10	1	6	23,75	4,99	4,76	4,91	2,22
									2	9	11,64	2,62	4,45		
									3	12	7,18	1,33	5,41		
									4	15	3,80	0,71	5,32		
									5	18	2,75	0,56	4,88		
									6	21	1,86	0,39	4,72		
									7	24	1,15	0,22	5,22		
									8	27	0,61	0,13	4,68		
									9	30	0,24	0,05	4,75		
2	20	10	55	4,00	8	3,74	4,58	14,39	1	6	23,75	6,10	3,90	4,59	0,35
									2	9	11,64	2,72	4,29		
									3	12	7,18	1,38	5,21		
									4	15	3,80	0,86	4,41		
									5	18	2,75	0,61	4,50		
									6	21	1,86	0,40	4,61		
									7	24	1,15	0,25	4,60		
									8	27	0,61	0,12	5,07		
									9	30	0,24	0,05	4,75		
3	20	10	65	4,00	8	3,92	4,16	4,12	1	6	23,75	5,72	4,15	4,20	0,85
									2	9	11,64	2,71	4,29		
									3	12	7,18	1,62	4,43		
									4	15	3,80	0,91	4,18		
									5	18	2,75	0,64	4,30		
									6	21	1,86	0,43	4,33		
									7	24	1,15	0,28	4,11		
									8	27	0,61	0,15	4,05		
									9	30	0,24	0,06	3,96		

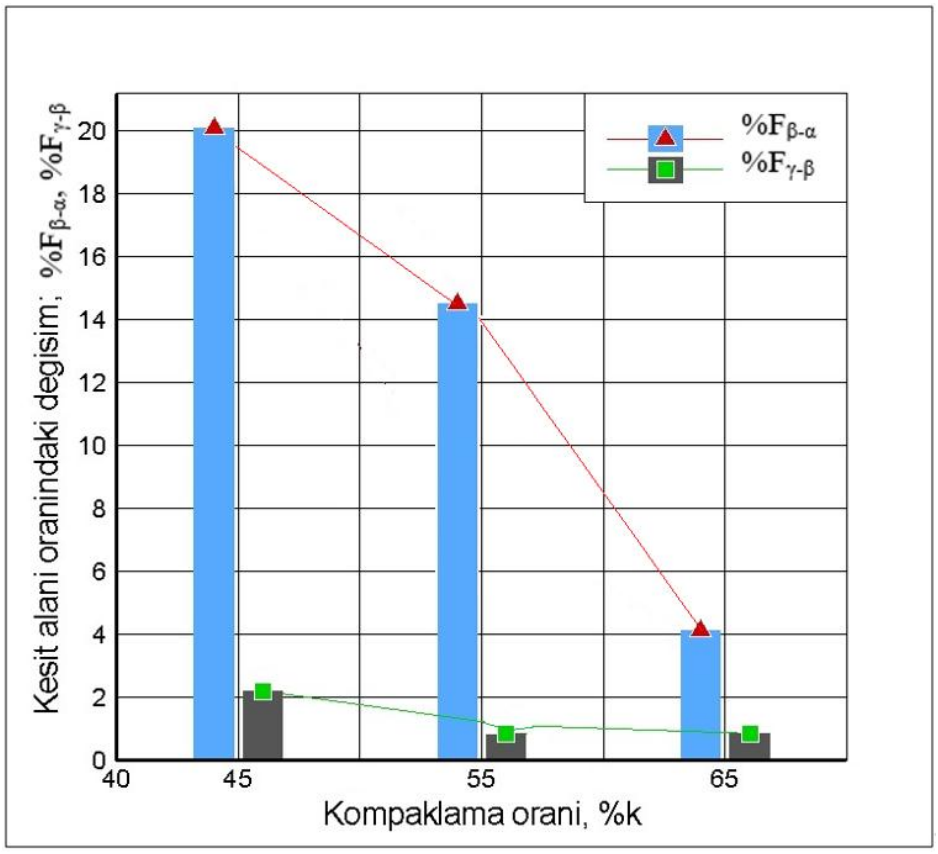
Şekil 3.27' de kompaklama oranının çubuk kesit alan oranına (β) etkisi görülmektedir. Başlangıçta bilet kesit alan oranı (α) 4 iken ekstrüzyon sonrasında β değerleri %45 kompaklama için 4.80, %55 kompaklama için 4.58, %65 kompaklama için 4.12 olmuştur. Yani artan kompaklama oranına bağlı olarak ürün öz çapının arttığı azalan β değerlerinden anlaşılmaktadır. Ekstrüzyon sonrası kompaklama oranlarıda sırasıyla %67.5, %63 ve %66.95 olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 3.27.Kompaklama oranının çubuk kesitine etkisi

Aynı kesit alan oranına (α) sahip biletlerin ekstrüze edilmesi ile üretilen çubuklarda, artan kompaklamaya bağlı olarak çubuk öz çapının artması, yani çubuk kesit alan oranının (β) azalması öngörülebilen bir durumdur. Burada asıl dikkat çeken nokta biletlerin mevcut üretim şartlarında en fazla ne kadar kompaklanabileceğinin tespit edilmesidir. Şekil 3.28' de çubuk kesit alan oranı (β) ile bilet kesit alan oranı (α) arasındaki fark ($\%F_{\beta-\alpha}$) verilmiştir. %65 kompaklamanın yapıldığı üç nolu deneyde $\%F_{\beta-\alpha}$ değerinin oldukça küçük olduğu görülmektedir. Ekstrüzyon işlemi sırasında biletin tüm yönlerden yüksek bir basınca maruz kalmasına rağmen değişimin bu denli

küçük olması biletlerin herhangi bir yöntemle daha fazla kompaklanmaması gerektiğini göstermektedir.



Şekil 3.28. Kompaklama oranının bilet-çubuk ve çubuk-ürün kesit alan oranları arasındaki farka etkisi

Şekil 3.28 incelendiğinde haddeleme işleminin ürün kesitini fazla etkilemediği, tel kesit alan oranı (γ) ile çubuk kesit alan oranı (β) arasındaki farkın ($\%F_{\gamma-\beta}$) oldukça küçük olduğu görülmektedir. Yani, haddeleme işlemi neticesinde elde edilen ürünlerin kesit alan oranı ile çubuk kesit alan oranı arasında ciddi bir farkın olmadığı anlaşılmıştır.

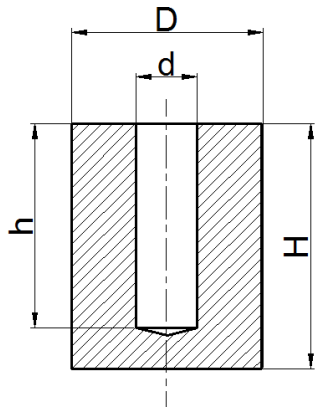
3.5. Ekstrüzyon Oranının Çubuk ve Tel Kesitine Etkisi

Ekstrüzyon oranı, Cu/MgB_2 kompozit biletlerin ekstrüzyonu ile üretilen çubukların özelliklerini etkileyen en önemli parametrelerden bir tanesidir. Ekstrüzyon oranı (R) bilet kesit alanının, ekstrüzyon ürünü (çubuk) kesit alanına oranı olarak tanımlanır ve aşağıdaki şekilde ifade edilir.

$$R = \frac{A_B}{A_Ç}$$

Bilet çapının 20 mm olduğu deneylerde R=11.11, R=6.25 ve R=4 ekstrüzyon oranları kullanılarak ekstrüzyon oranının çubuk ve tel kesitine etkisi araştırılmıştır. Deneylerde kullanılan parametreler Tablo 3.8' de, deney şartları Tablo 3.9' da verilmiştir.

Tablo 3.8. Ekstrüzyon oranının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan Cu/MgB_2 tek özlü kompozit biletlerin boyutsal parametreleri

Deney No	**Ekstrüzyon Öncesi Bilet Özellikleri**				
	Bilet Boyu, H	**Bilet Çapı, D**	**Bilet Delik Boyu, h**	**Bilet Delik Çapı, d**	
1	35	20	20	10	
2	35	20	20	10	
3	35	20	20	10	

Tablo 3.9. Ekstrüzyon oranının ürün kesitine etkisinin incelenmesinde kullanılan deney şartları

Deney Şartları	**Deney No**		
	1	**2**	**3**
Ekstrüzyon Oranı	**4**	**6.25**	**11.11**
Kovan Sıcaklığı, °C	350	350	350
Kompaklama, (%k)	60	60	60

Ekstrüzyon öncesi bilet, ekstrüzyon sonrası çubuk ve tel haddeleme aşamasında tel kesitlerinden alınmış değerler Tablo 3.10' da verilmiştir. Yapılan deneylerde R=4 ve R=6.25 ekstrüzyon oranı ile Cu/MgB_2 tek özlü çubuklar üretilebilmiştir. Ancak R=11.11 ekstrüzyon oranı ile üretilen çubukların kesiti incelendiğinde homojen öz dağılımının sağlanamadığı görülmüştür.

Tablo 3.10. Ekstrüzyon öncesi bilet, ekstrüzyon sonrası çubuk ve haddeleme aşamasında tel kesitleri değerleri

Deney No	Başlangıç				Ekstrüzyon Sonrası Çubuk			Haddeleme İşlemi						
	Bilet çapı D (mm)	Öz çapı d (mm)	Ekstrüzyon oranı R	α (AB/ABÖ)	Çubuk çapı DÇ (mm)	Çubuk öz çapı dÇÖ (mm)	β AÇ/AÇÖ	%Fβ-α	Kesit Sayısı	Kanal numarası	Tel alanı AT (mm2)	Tel öz alanı ATÖ (mm2)	γ AT/ATÖ	Ortalama γ	%Fγ-β
1	20	10	**4.00**	4.00	10	4.85	4.25	6.28	1	6	23.75	5.18	4.59	4.27	0.46
									2	9	11.64	2.75	4.24		
									3	12	7.18	1.74	4.13		
									4	15	3.80	0.90	4.23		
									5	18	2.75	0.64	4.31		
									6	21	1.86	0.43	4.34		
									7	24	1.15	0.29	3.91		
									8	27	0.61	0.14	4.32		
									9	30	0.24	0.05	4.38		
2	20	10	**6.25**	4.00	8	3.86	4.30	7.39	1	6	23.75	6.10	3.90	4.34	0.98
									2	9	11.64	2.72	4.29		
									3	12	7.18	1.43	5.01		
									4	15	3.80	0.86	4.41		
									5	18	2.75	0.62	4.46		
									6	21	1.86	0.40	4.61		
									7	24	1.15	0.27	4.24		
									8	27	0.61	0.15	3.95		
									9	30	0.24	0.06	4.17		
3	20	10	**11.11**	4.00	Ekstrüzyon işlemi gerçekleştirilemedi										

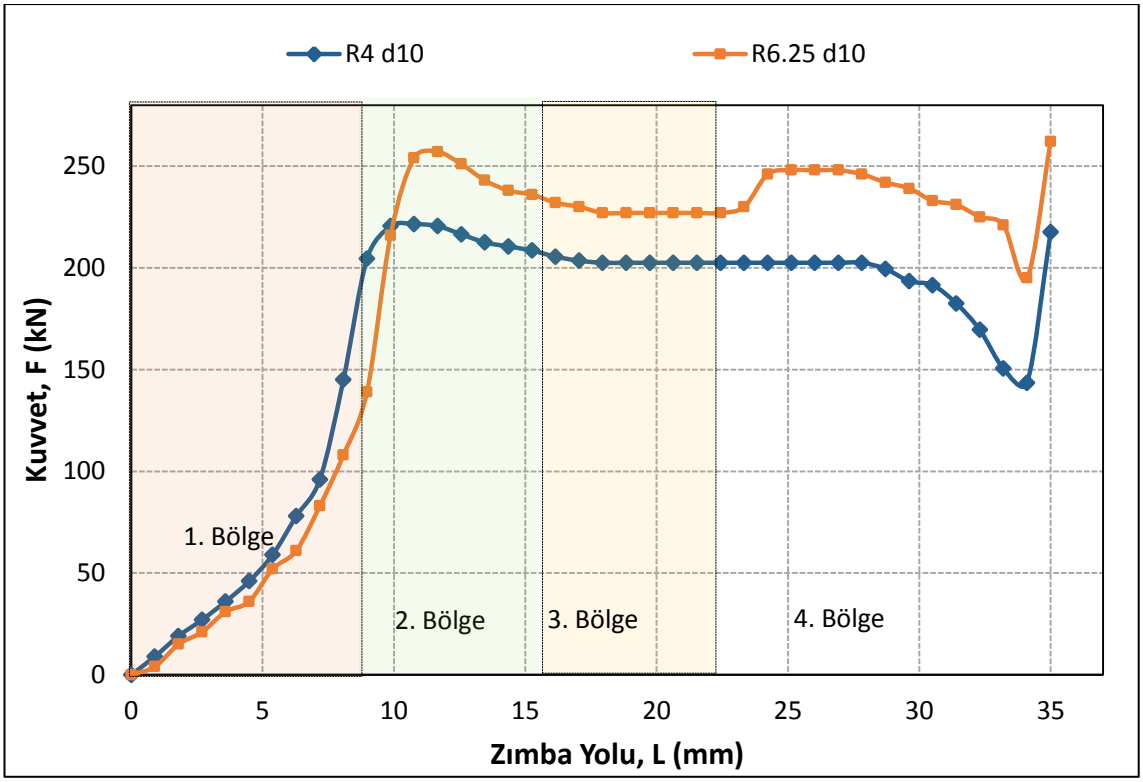
R=11.11 ekstrüzyon oranı ile yapılan deneylerde üretilen çubuklarda Şekil 3.29' da görüleceği üzere radyal ve eksenel kesitte düzenli bir öz dağılımı yakalanamamıştır. Bu oranda yapılan deneyde ekstrüzyon kuvveti 350 kN' a ulaşarak süperiletken tozların Cu ile birlikte şekil değiştirme kabiliyetini düşürmüştür.



Şekil 3.29. R=11.11 ekstrüzyon oranı ile üretilmiş çubuk kesitleri

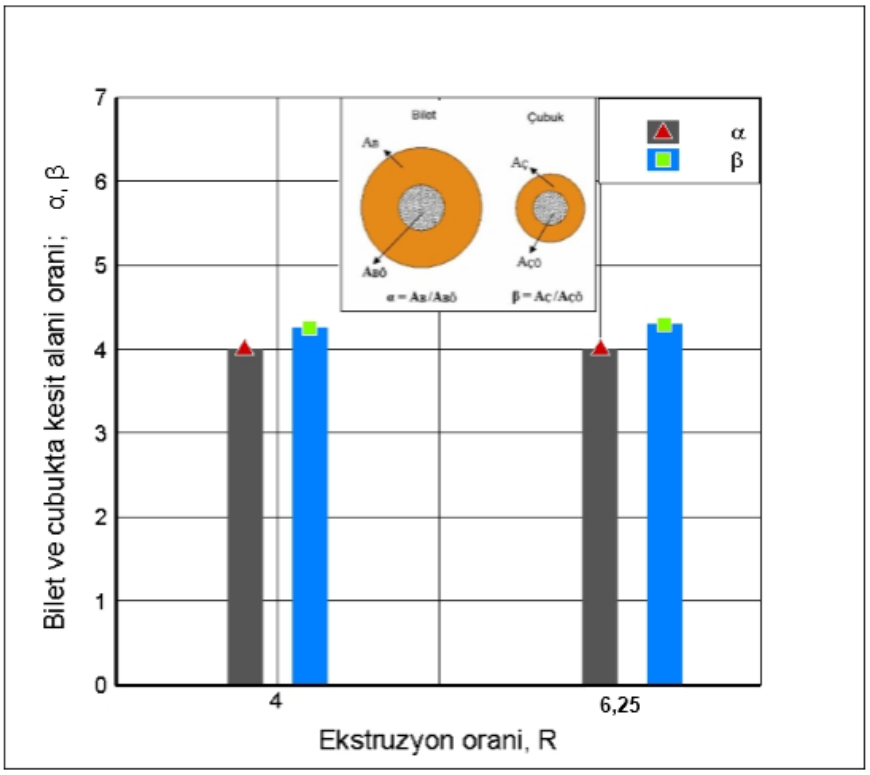
Şekil 3.30' da R=4 ve R=6.25 ekstrüzyon oranı kullanılarak yapılan ekstrüzyon işlemi neticesinde çizilmiş zımba yolu-kuvvet grafiği verilmiştir. Doğal olarak ekstrüzyon oranındaki artışa paralel olarak ekstrüzyon kuvvetinde yaklaşık olarak 50 kN artış olduğu görülmektedir. Burada dikkat çeken nokta R=6.25 ekstrüzyon oranıyla yapılan ekstrüzyon işleminde MgB_2 tozun kalıp açıklığına girdiği andaki (4. Bölge) kuvvet artışının R=4 ekstrüzyon oranında gerçekleşen kuvvet artışından daha fazla olmasıdır. Örneğin 10 mm delik çapına sahip biletin R=6.25 ekstrüzyon oranı ile ekstrüze edilmesi neticesinde ekstrüzyon kuvveti 230 kN' dan 248 kN' a çıkmış ve %7.8' lik bir artış gerçekleşmiştir. Aynı delik çapına sahip biletin R=4 ekstrüzyon oranı ile ekstrüze edilmesi neticesinde ekstrüzyon kuvveti 202 kN' dan 202.5 kN' a çıkmış ve %0.24' lük

küçük bir artış gerçekleşmiştir. Bunun nedenide R=6.25 ekstrüzyon oranı ile yapılan ekstrüzyon işleminde MgB_2 özün şekil değişim miktarının daha fazla olmasıdır. Denklem 3.16 ve Tablo 3.10' dan alınan değerler kullanılarak, R=4 ekstrüzyon oranı için MgB_2 tozun şekil değişimi 1.44, R=6.25 ekstrüzyon oranı için 1.9 olarak hesaplanmıştır.

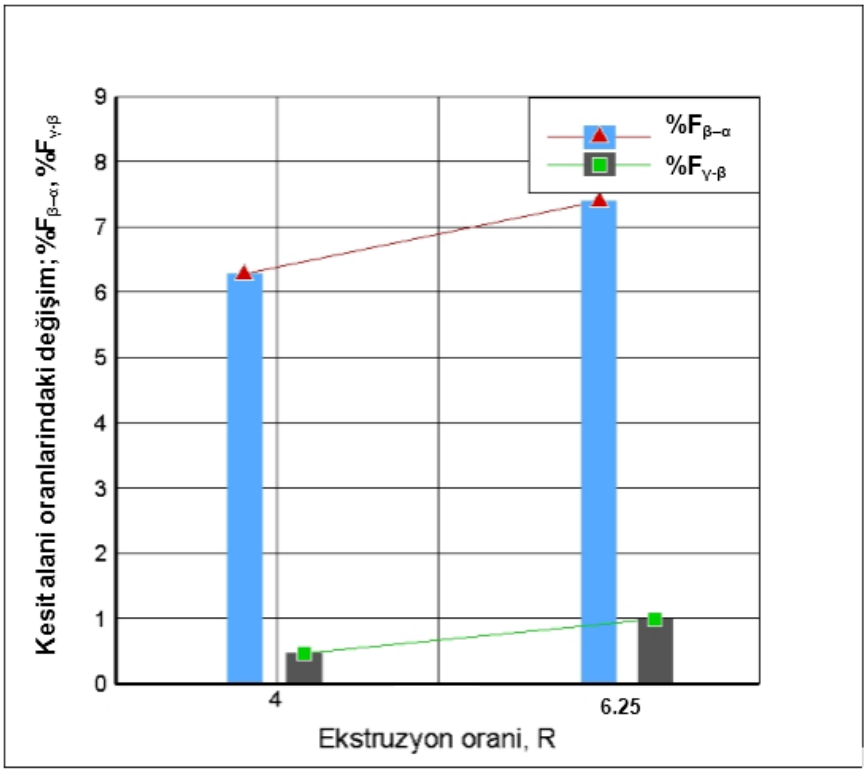


Şekil 3.30. R=4 ve R=6.25 ekstrüzyon oranı için çizilmiş zımba yolu-kuvvet grafiği

Bu iki ekstrüzyon oranı dikkate alınarak çubuk kesitleri incelendiğinde artan ekstrüzyon oranına bağlı olarak çubuk kesit alan oranının (β) arttığı Şekil 3. 31' de görülmektedir. Ekstrüzyon oranının çubuk kesit alan oranı ile bilet kesit alan oranı arasındaki ($\%F_{\beta-\alpha}$) ve tel kesit alan oranı ile çubuk kesit alan oranı arasındaki farka ($\%F_{\gamma-\beta}$) etkisi Şekil 3.32' de gösterilmiştir. Artan ekstrüzyon oranına bağlı olarak $\%F_{\beta-\alpha}$ değerinin arttığı, ilk deneyde 6.28 ikinci deneyde ise 7.39 olarak gerçekleştiği görülmektedir. $\%F_{\beta-\alpha}$ değerindeki bu artışın ekstrüzyon kuvvetindeki artışla orantılı olduğu görülmektedir. Şekil 3.32' de $\%F_{\gamma-\beta}$ değerlerinin oldukça küçük olduğu ve haddeleme işleminin tel kesit alan oranı (γ) üzerinde fazla bir etkisi olmadığı görülmüştür.



Şekil 3. 31. Ekstrüzyon oranının çubuk kesitine etkisi

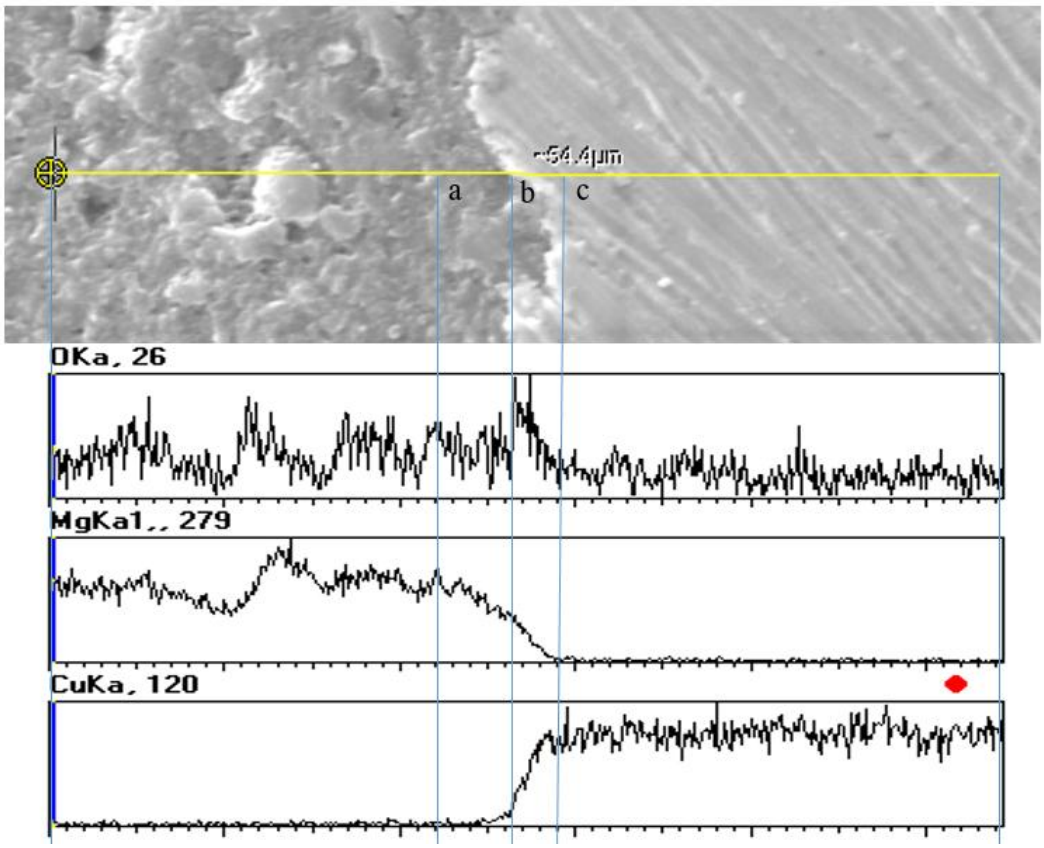


Şekil 3.32. Ekstrüzyon oranının bilet-çubuk ve çubuk-ürün kesit alan oranları arasındaki farka etkisi

3.6. Bariyer Malzemeli Süperiletken Tel Üretimi

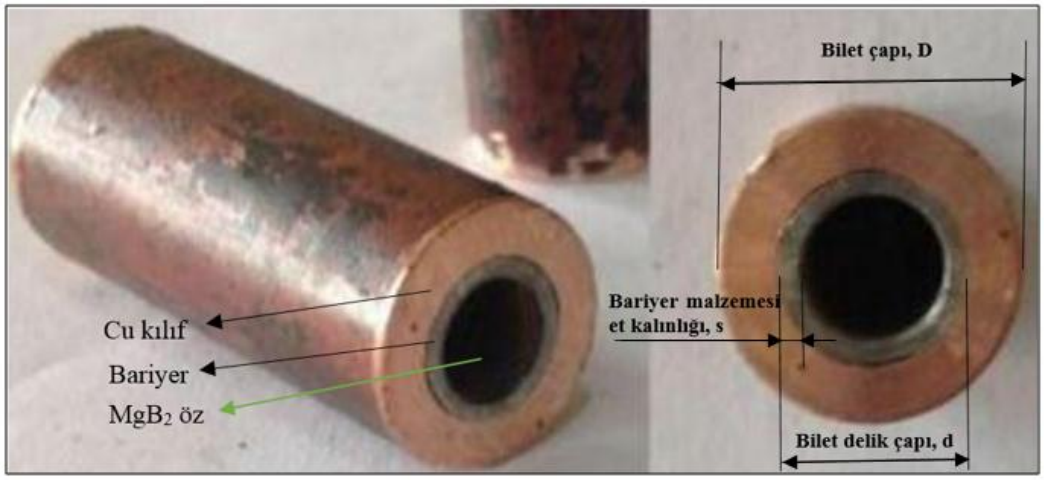
Tüp içinde toz tekniği kullanılarak Cu/MgB_2 süperiletken tellerin üretiminde, özellikle MgB_2 tozların sinterlenmesi için yapılan ısıl işlem safhasında Cu kılıf ile MgB_2 süperiletken tozun reaksiyona girdiği bilinmektedir. Reaksiyon gerçekleşen bölgede süperiletkenlik özelliklerinin kaybolmasının yanı sıra öz kesit alanı azalmakta ve taşınan akım miktarını da düşmektedir. Bu nedenle azalan kesit alanına paralel olarak kritik akım yoğunluğunu yükseltmekte ve süperiletkenlik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir.

Bu durum Şekil 3. 33' te Tablo 3.2' de 2 nolu deney şartlarında üretilmiş ve 700°C' de 60 dk. ısıl işlem uygulanmış tek özlü süperiletken tel kesitinde MgB_2 ve Cu ara yüzeyini içerisinde bulunduran bir hat boyunca element miktarı sayılarak gösterilmiştir. Şekilde görüleceği üzere özellikle Mg' un a ve b noktaları arasında azalarak Cu içerisine difüze olduğu görülmektedir.



Şekil 3. 33. 700ºC' de 60 dk. ısıl işlem uygulanmış tek özlü Cu/MgB_2 süperiletken tel ara yüzeyinde belirlenen bir hat üzerinde bulunan element sayısı analizi

Bu nedenle yaptığımız deneylerde Cu ve MgB_2 'e kimyasal olarak ilgisiz SAE 1008, SAE 1020 çelik ve ASTM 304 paslanmaz çelik kullanarak bariyer malzemeli tek özlü süperiletken tellerin üretimi ve üretim parametrelerinin tespit edilmesine çalışılmıştır. Deneylerde kullandığımız bariyer malzemeli biletin genel yapısı Şekil 3.34' te görülmektedir.



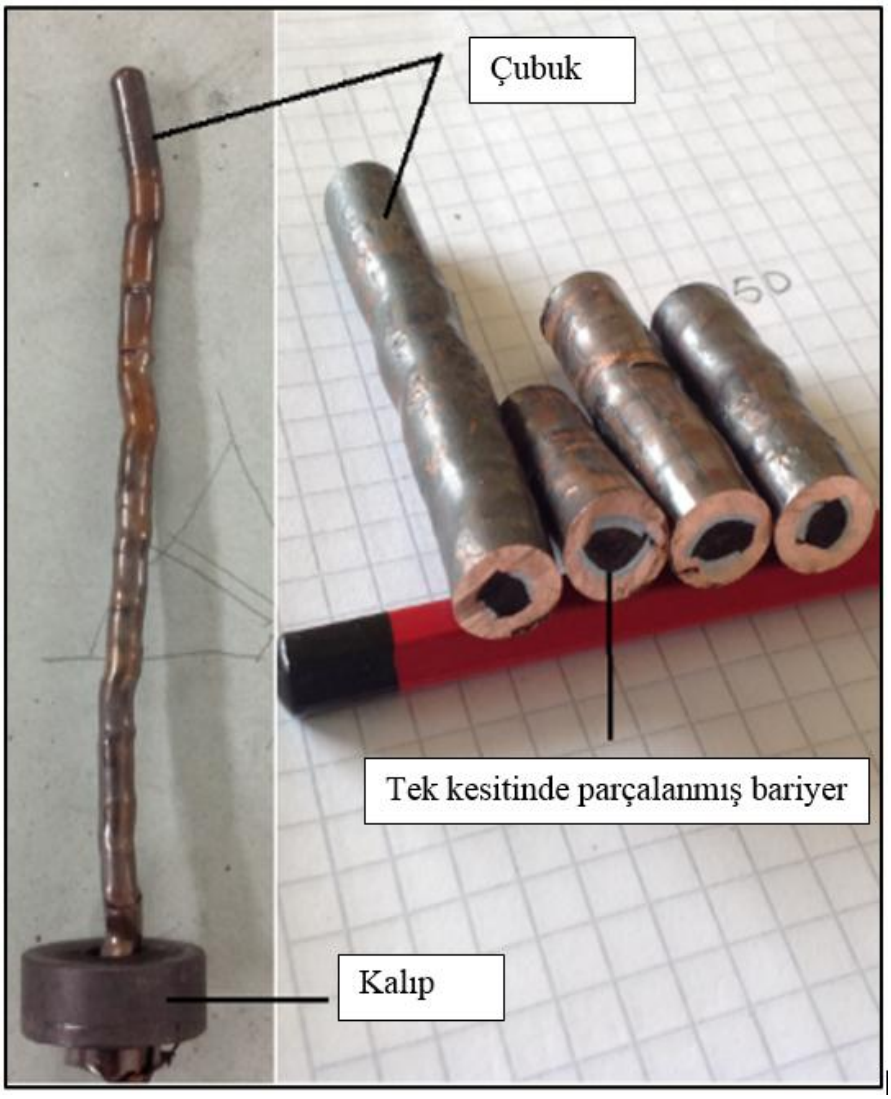
Şekil 3.34. Bariyer malzemesi kullanılarak hazırlanmış biletlerin genel resmi

SAE 1008, SAE 1020 çelik ve ASTM 304 paslanmaz çelik kullanarak hazırlanan bilet kesitinde alan olarak Cu/Bariyer malzeme oranı 3.5-4.5 aralığında seçilmiştir. Bu oran seçilirken malzemelerin sertlik değerleri dikkate alınmıştır. Yumuşatma tavına tutulan malzemelerin sertlik değerleri Tablo 3.11' de verilmiştir.

Tablo 3.11. Bariyer malzemeli süperiletken tel üretiminde kullanılan malzemelere uygulanan ısıl işlem ve sertlik değerleri

Malzeme Cinsi	**Sertlik Değeri HRA**		Isıl İşlem Şartları
	Önce	Sonra	
Cu	39	16	600 ºC' de 45 dakika
SAE 1008 Çelik	42	42	950 ºC' de 120 dakika
SAE 1020 Çelik	44	43	950 ºC' de 120 dakika
Paslanmaz Çelik	59	46	1130 ºC' de 120 dakika

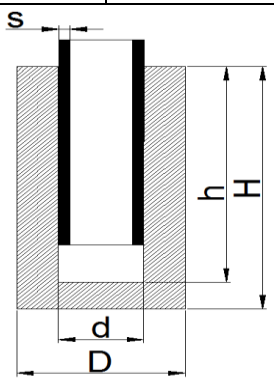
Hazırlanan bariyer malzemeli biletlerin ekstrüzyonunda Şekil 3.35' te görüleceği üzere homojen kesite sahip bariyer malzemeli çubuklar üretilememiştir. Bariyer malzemesi ekstrüzyon sırasında sürekliliğini koruyamayarak parçalanmıştır. Bunun nedeni yüksek deformasyona maruz kalan bariyer malzemesinin Cu' a kıyasla daha fazla deformasyon sertleşmesine maruz kalmasıdır. 20 mm den 8-10 mm çapa bir kademede düşen yapıda bariyer malzemesinin mekanik özellikleri artarak sünekliliği düşmüş ve yapı birlikte şekil değiştiremez hale gelmiştir. Üç farklı bariyer malzemesi ile yapılan ekstrüzyon işleminde hemen hemen aynı netice alınmış ve Şekil 3.35' tekine benzer çubuklar üretilebilmiştir.



Şekil 3.35. Bariyer malzemeli biletlerin ekstrüze edilmesi ile elde edilen çubuğun görünümü ve kesiti

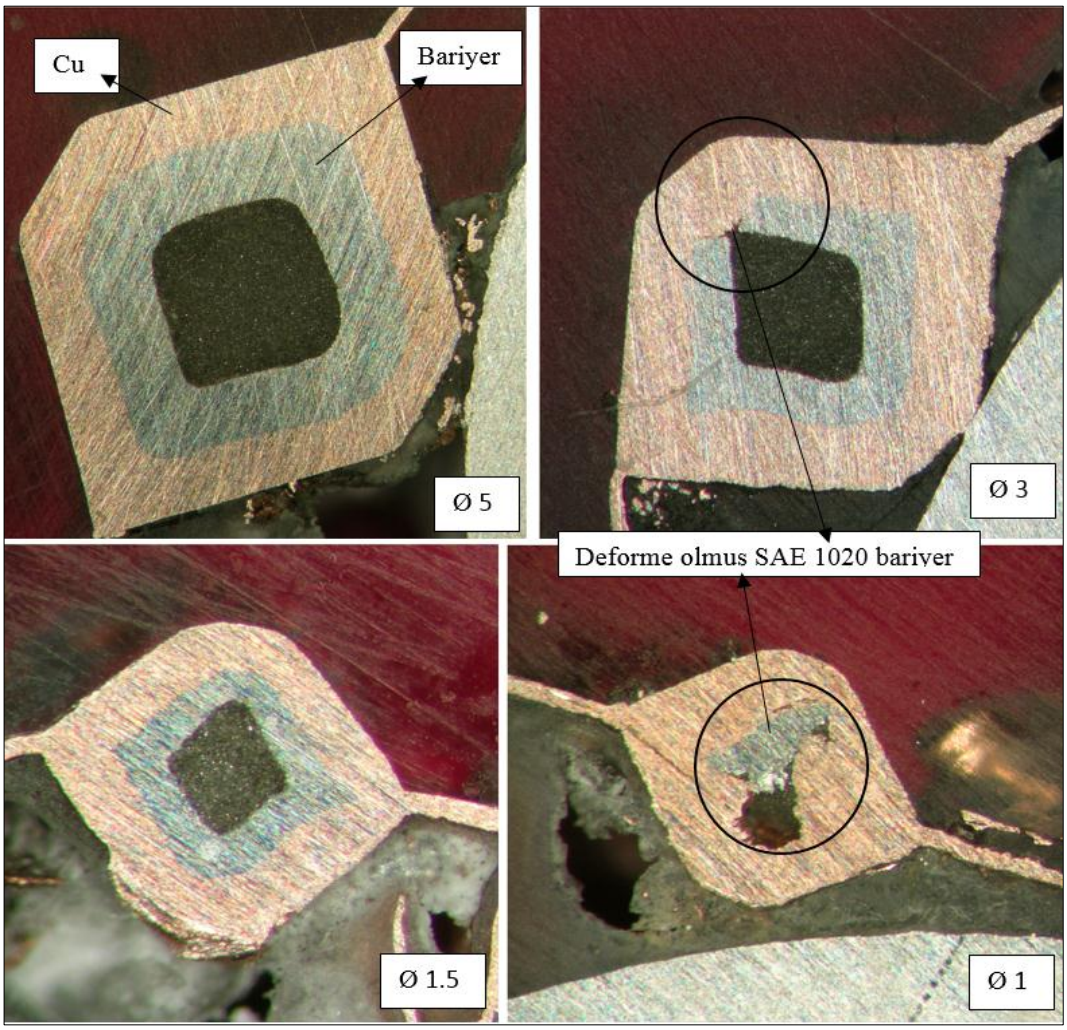
Direkt ekstrüzyon işlemini kullanarak çubuk üretilemeyince bu safhadan vazgeçilerek sadece haddeleme işlemi yapılarak bariyer malzemeli süperiletken teller üretilmeye çalışılmıştır. Haddeleme işleminde daha düşük redüksiyonlarda işlem yapmak mümkündür. Bu sayede daha az deformasyon sertleşmesi gerçekleşebilir ve malzemeler sürekliliğini koruyarak şekillenebilir. Küçük redüksiyonlarda işlem yapılsa da paslanmaz çeliğin hem karbon hem de alaşım elementleri bakımından diğer bariyer malzemelerine göre daha zengin olması plastik deformasyon işlemini zorlaştıracaktır. Bu açıdan ilk etapta paslanmaz çelik kullanılmamıştır. Belirlenen bu kriterler ışığında Tablo 3.12' de belirtilen parametreler kullanılarak haddeleme işleminde kullanılacak bariyer malzemeli biletler hazırlanmıştır.

Tablo 3.12. Bariyer malzemeli biletlerin hazırlanmasında kullanılan parametreler

Deney No	**Haddeleme Öncesi Bilet Özellikleri**					
	Bilet Boyu, H	**Bilet Çapı, D**	**Bilet Delik Boyu, h**	**Bilet Delik Çapı, d**	**Bariyer Malzemesi**	**Bariyer malzemesi et kalınlığı, s**
1	40	10	35	6	SAE 1008	1
2	40	10	35	6	SAE 1020	1
						

Yapılan haddeleme işlemlerinde SAE 1020 çelik ile hazırlanan biletlerin kesitleri incelendiğinde hedeflenen özellikte süperiletken tellerin üretilemediği görülmüştür. Şekil 3.36' da görüleceği üzere bariyer ekstrüzyon işlemindeki gibi hemen parçalanmasa da ilerleyen kademelerde sürekliliğini koruyamamıştır. Şekilden de anlaşılacağı üzere bariyer malzemesi belli bir bölgeden yırtıldığı ve süperiletken tozu

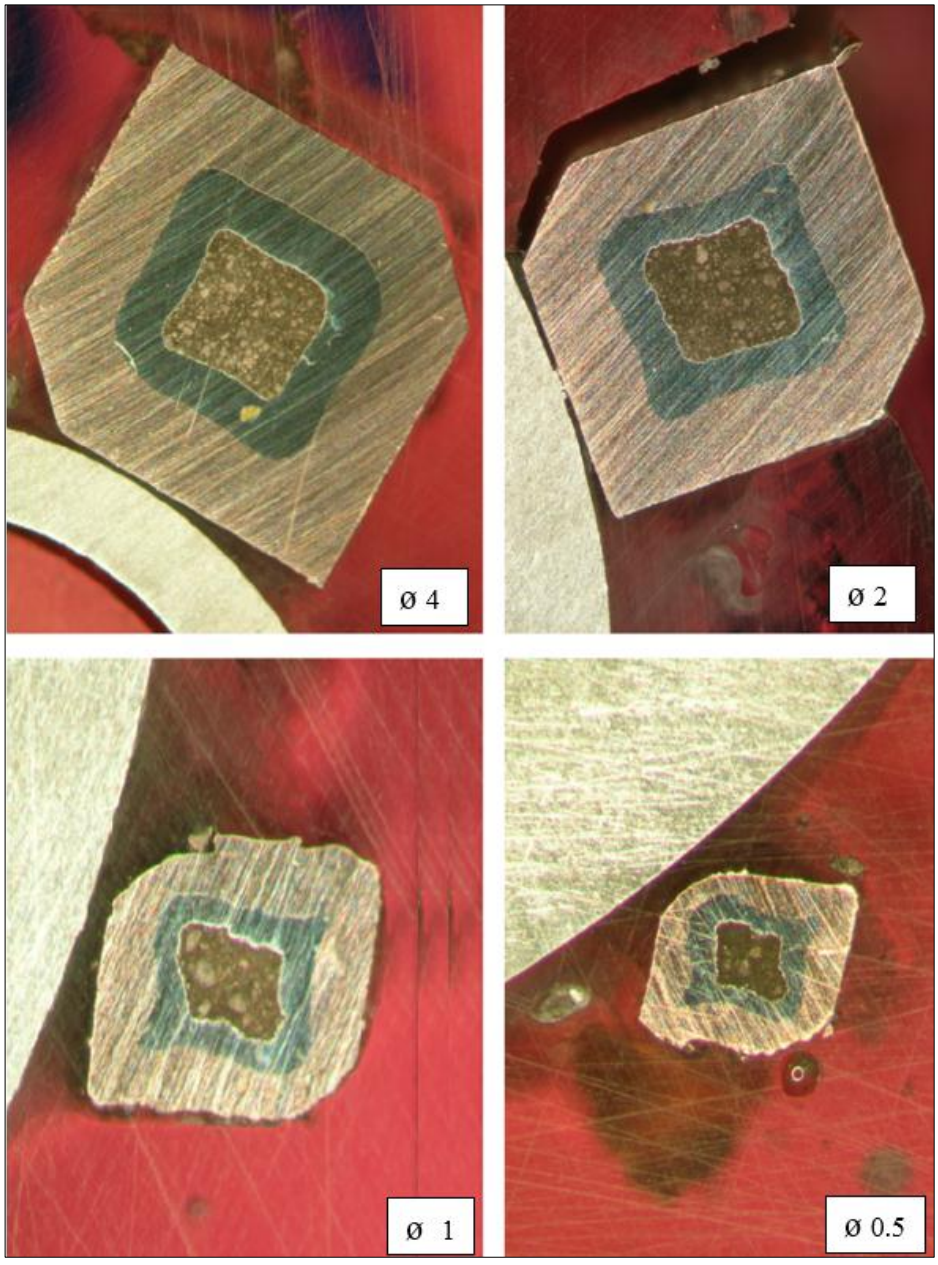
tamamen çevreleyemediği görülmektedir. SAE 1020 çeliğin böyle bir davranış sergilemesinin nedeni artan deformasyon sayısına ve içerdiği karbon miktarına bağlı olarak sertliğinin artması ve sünekliliğinin düşmesidir. Şekil değiştirme kabiliyeti düşen bu malzeme herhangi bir nedenle bazı noktalardan rahatlıkla kırılmakta ve sürekliliğini kaybetmektedir. Bu durumu engellemek için normalizasyon tavlaması düşünülebilir ancak malzemenin tavlama sıcaklığı bu aşamada sinterlenmesi istenmeyen süperiletken tozların sinterlenmesine neden olacağından devre dışı bırakılmıştır.



Şekil 3.36. SAE 1020 çelik kullanılarak haddeleme işlemi ile üretilmiş tel kesitleri ve deforme olmuş bariyer

SAE 1008 çelik ile yapılan deneylerde ise haddeleme işlemi esnasında bariyer malzemesinin sürekliliğini koruduğu ve 0.5 mm çapında süperiletken tellerin

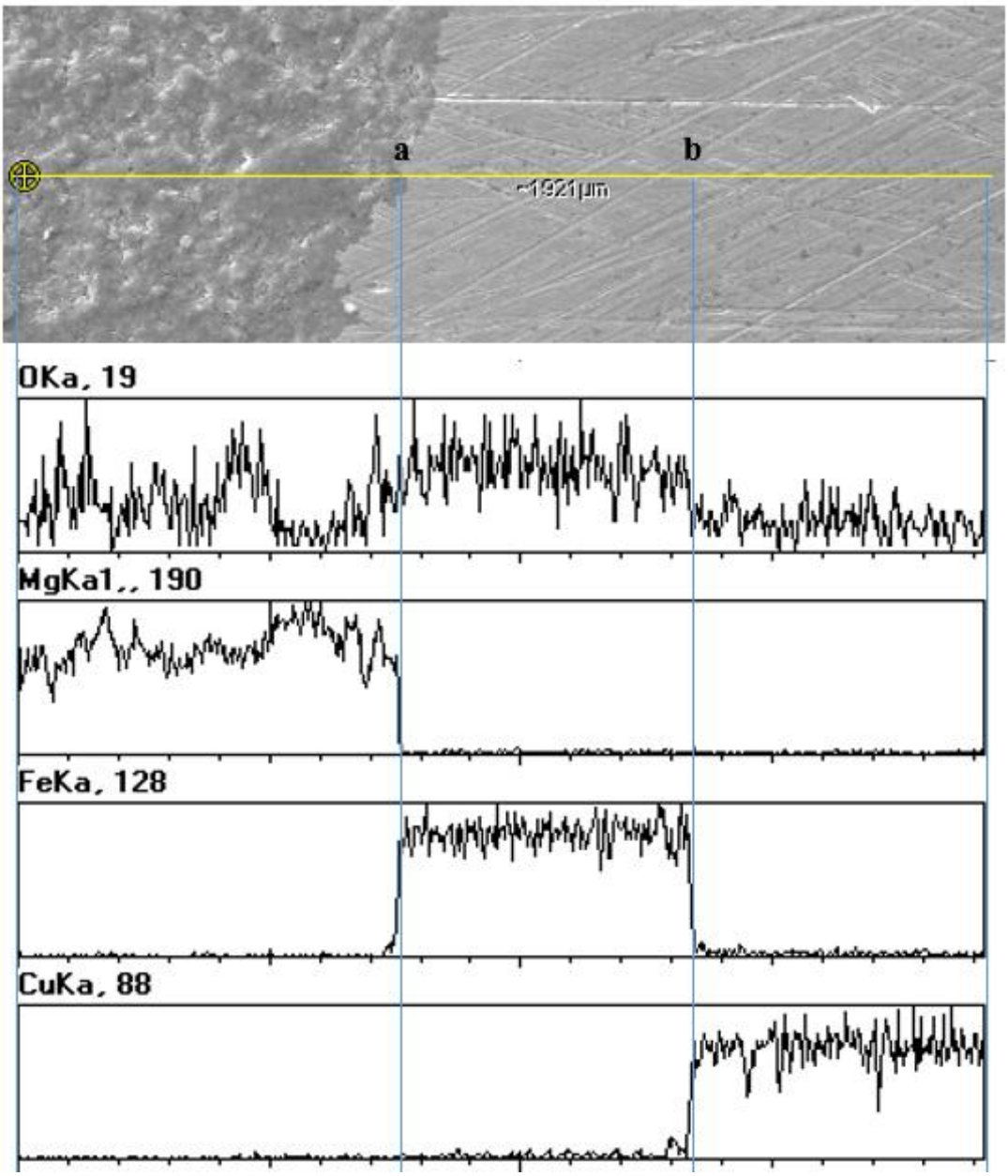
üretilebildiği tespit edilmiştir. Farklı çaplardan alınan tel kesitleri Şekil 3.37' de verilmiştir. Bu durum diğer bariyer malzemelerine göre daha düşük karbon oranına sahip SAE 1008 çeliğin deformasyon esnasında daha az pekleştiğini göstermektedir.



Şekil 3.37. SAE 1008 çelik ile üretilmiş bariyer malzemeli tel kesiti

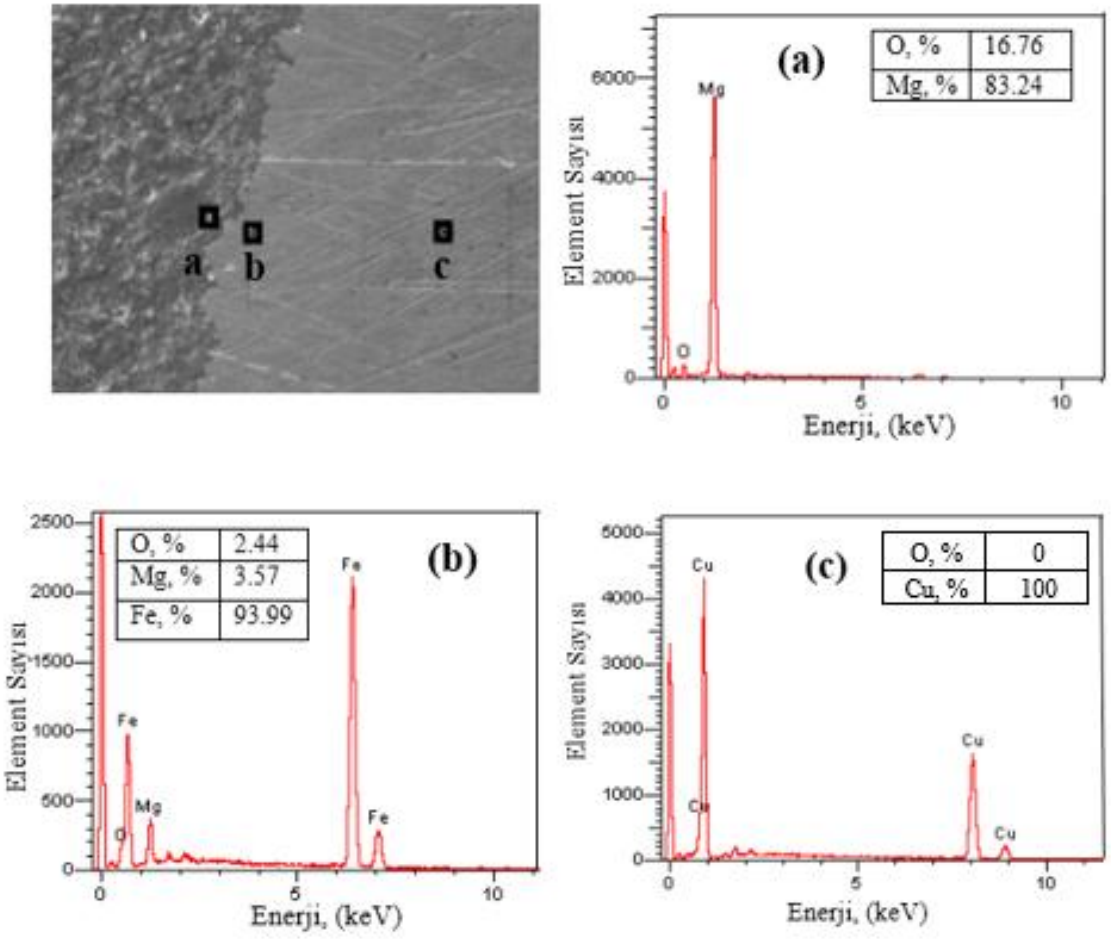
Şekil 3. 38' de görülen 700°C' de 60 dk. ısıl işlem uygulanmış 1 mm çapındaki Cu/Fe/MgB_2 süperiletken telin kesiti bir hat boyunca incelenmiştir. Süperiletken toz,

bariyer ve kılıf tabakalarını içerisinde bulunduran bu hat boyunca element miktarları sayılarak tabakalar arasında önemli bir difüzyonun olmadığı tespit edilmiştir. Şekilde MgB_2' ten Fe' e (a noktası) ve Fe' den Cu' a (b noktası) geçişler incelendiğinde tabakalar arasında herhangi bir etkileşimin olmadığı görülmektedir. Aynı zamanda tel kesitinin tüm tabakalarında yapı içerisinde bulunan veya atmosferden yapıya giren düşük sayıda oksijenin mevcut olduğu görülmektedir.



Şekil 3. 38. 700ºC' de 60 dk. ısıl işlem uygulanmış tek özlü Cu/Fe/MgB_2 süperiletken tel ara yüzeyinde belirlenen bir hat üzerinde bulunan element sayısı analizi

Şekil 3. 39’ da Cu/Fe/MgB_2 süperiletken tel kesitindeki her bir tabaka için bölgesel olarak element miktarı ve yüzde oranları verilmiştir. MgB_2 öz içerisindeki a bölgesi incelendiğinde yapının %83.24 Mg ve %16.76 O elementlerinden oluştuğu görülmektedir. Fe bariyer içerisindeki b bölgesi incelendiğinde yapıda %93.99 Fe, %3.57 Mg ve % 2.44 O olduğu görülmektedir. Cu kılıf içerisindeki c bölgesi incelendiğinde bölgenin tamamen Cu elementinden oluştuğu görülmektedir.



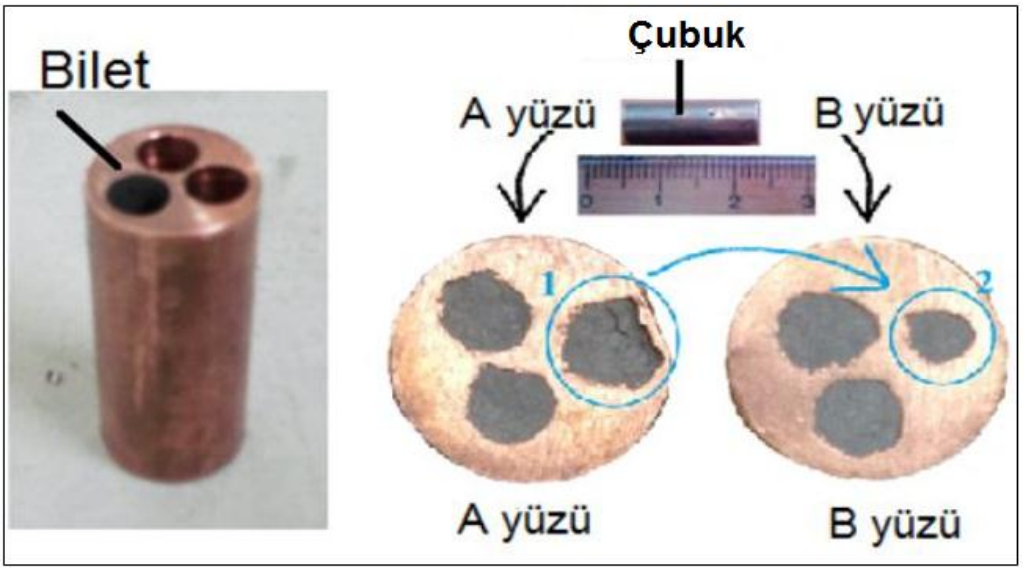
Şekil 3. 39. Cu/Fe/MgB_2 süperiletken tel kesitinde öz (a), bariyer (b) ve kılıf (c) tabakalarından alınmış element alalizleri

3.7. Çok Özlü Süperiletken Tel Üretimi

PIT tekniği ile üretilen süperiletken tellerde özün en yüksek seviyede kompaklanması telin elektrik ve manyetik özelliklerini iyileştirmektedir. Ekstrüzyon gibi yüksek basıncın kullanıldığı imalat yöntemlerinin yanı sıra tel tasarımı üzerinde de çalışılmalar

yapılarak yüksek yoğunlukta öze sahip teller üretilmeye çalışılmaktadır. Bu çalışmalarda amaç, toz ile temas eden kılıf veya bariyer yüzeyini arttırarak yüzeyden toza daha fazla basınç aktarımı sağlamaktır. Böylece telin başlangıçtaki kompaklama miktarı korunacak veya tozun akılcılığı engellenmeyecek seviyede artacaktır. Aynı zamanda toz ile temas eden kılıf yüzeyinin artması öz içerisindeki ısının daha kolay ortamdan uzaklaşmasını sağlamaktadır. Bu bilgiler ışığında birden fazla öze sahip süperiletken tellerin üretimi üzerinde çalışmalar yapılmıştır.

Çok özlü tel üretiminde iki temel yöntem üzerinde çalışılmıştır. Bunlardan birincisi Şekil 3.40' ta görülen çok özlü biletten ekstrüzyon işlemi ile çok özlü çubuk üretimi ve üretilen tellerin kalibreli haddeleme ile tel formuna dönüştürülmesidir. Ancak bu yöntemle Şekil 3.40' ta görüleceği üzere ekstrüze edilen çubuk kesitinde stabil bir öz dağılımı sağlanamamıştır. Ekstrüzyon işlemi öncesinde az kompaklanan bölgeler ekstrüzyon işlemi sırasında yüksek basınçtan dolayı küçülerek kesitte düzgünsüzlüğe neden olmuştur.

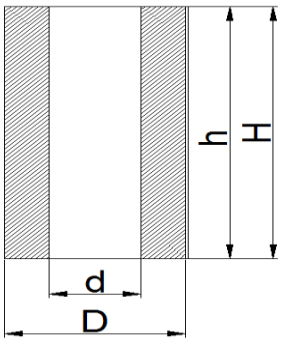


Şekil 3.40. Ekstrüzyon işleminde kullanılan çok özlü bilet ve üretilen çubuk kesiti

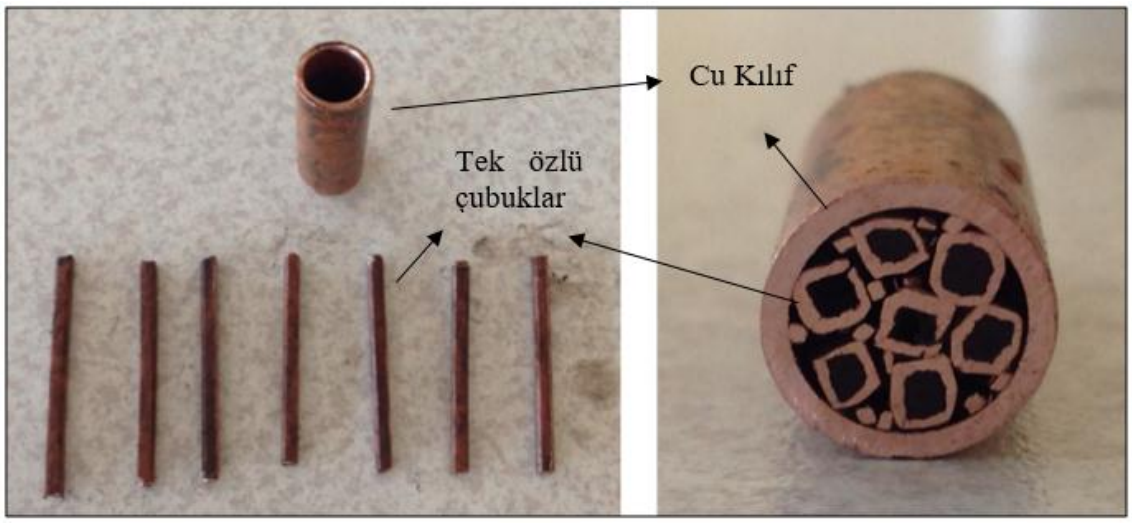
İkinci yöntem ise, Tablo 3.13' de görülen parametreler kullanılarak 3, 4 ve 7 adet öze sahip süperiletken tellerin haddeleme tekniği ile üretilmesidir. Çok özlü teller Tablo 3.2'

deki 3 nolu deney şartları ile üretilen tek özlü çubukların bir kılıf içerisinde bir araya getirilip şekillendirilmesi ile üretilmiştir.

Tablo 3.13. Çok özlü tel üretiminde haddeleme öncesi bilet boyutları

Deney No	Haddeleme Öncesi Bilet Özellikleri					
	Bilet Boyu, H	Bilet Çapı, D	Bilet Delik Boyu, h	Bilet Delik Çapı, d	Öz sayısı	
1	50	6	50	4	**3**	
2	50	6	50	4	**4**	
3	50	6	50	4	**7**	

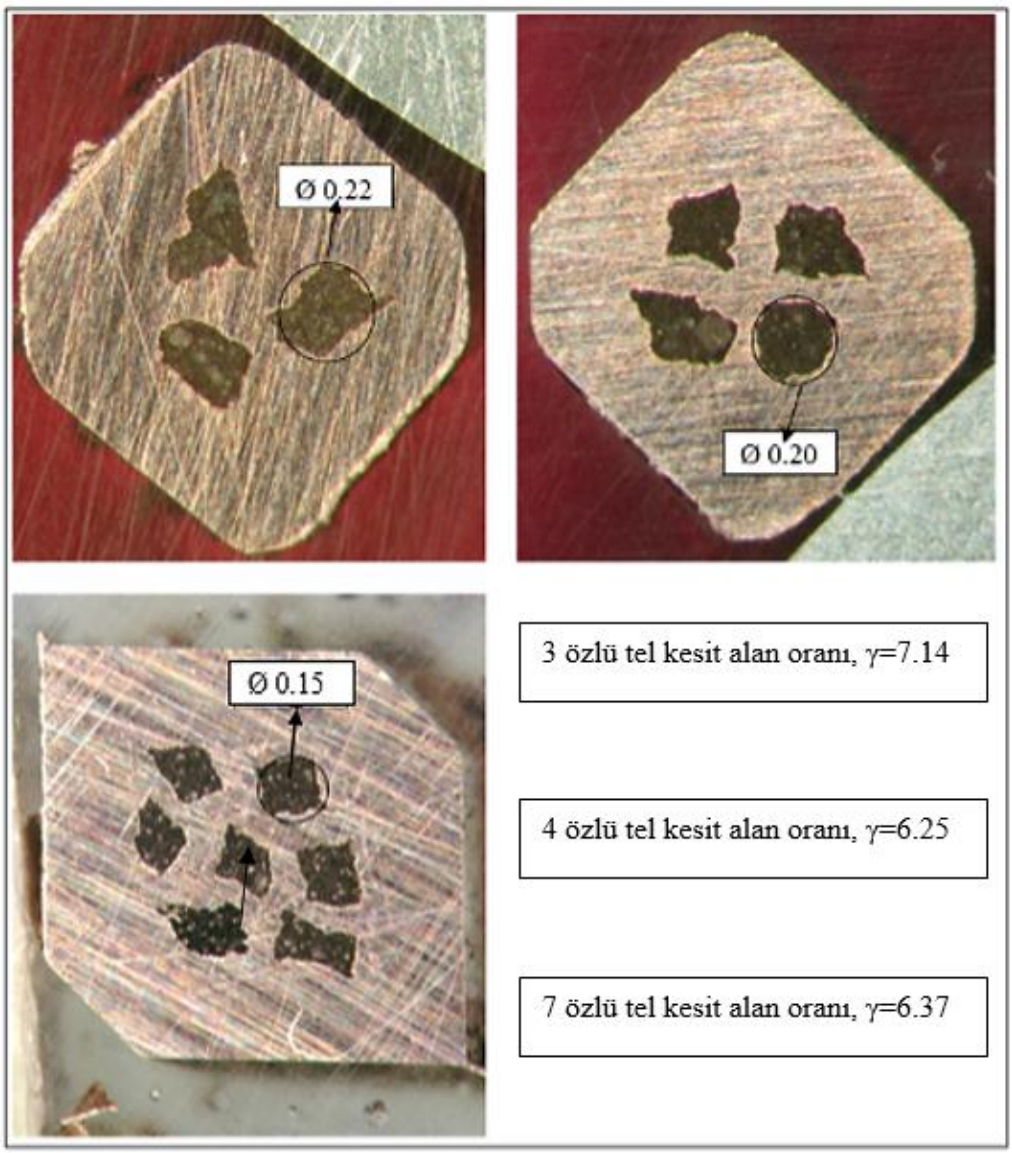
Cu kılıf içerisine tek özlü çubukların yerleştirilmesi ile elde edilen bilet haddelenerek çok özlü tel formuna dönüştürülmüştür. Şekil 3.41' de görülen genel yapı ekstrüzyon işlemi ile üretilen tek özlü çubukların Cu kılıf içerisine yerleştirilmesi ve arada kalan boşluklara Cu tozu doldurulmasıyla hazırlanmıştır.



Şekil 3.41. Haddeleme işleminde kullanılan çok özlü biletin genel resmi

Şekil 3.42' de 1 mm çapındaki çok özlü süperiletken tellerin kesitleri verilmiştir. Başlangıçta kılıf ve tek özlü teller haddeleme işlemi öncesi ısıl işleme tabi tutulmuş,

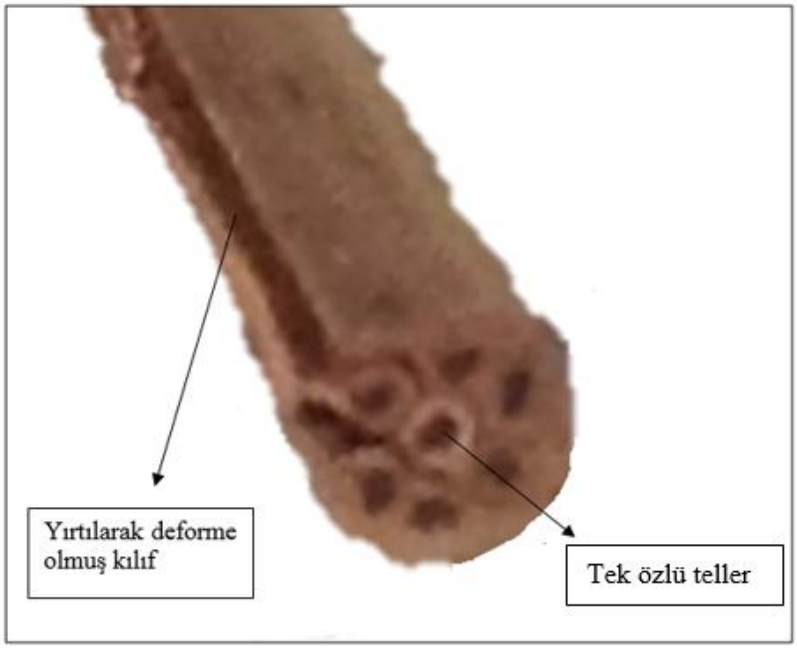
haddeleme işlemi esnasında herhangi bir ara tavlama yapılmamıştır. Isıl işlemler 450ºC' de 15 dakika beklenerek yapılmıştır.



Şekil 3.42. Haddeleme işlemi kullanılarak üretilen 1 mm çapındaki çok özlü tellerin kesitleri

Şekil 3.42 incelendiğinde tel kesit alan oranın tek özlü tel kesit alan oranına kıyasla oldukça yüksek olduğu anlaşılmaktadır. Tek özlü tellerde Şekil 3.24' de görüldüğü üzere tel kesit alan oranı (γ) 3.29 olarak elde edilmesine karşın çok özlü tellerde bu oranın en düşük 6.25 olarak dört özlü tellerde elde edilebildiği görülmüştür. Artan tel kesit alan oranı tel kesitindeki toplam MgB_2 öz alanının azaldığını göstermektedir. Bu nedenle çok özlü tel kesitinde öz alanının arttırılması gerekmektedir.

Tel kesitinde toplam öz alanı, daha büyük öz çapına sahip tek özlü tel kullanarak veya kılıf et kalınlığını azaltarak büyütülebilir. Mevcut deney şartlarında en büyük öz alanına sahip tek özlü çubuklar çok özlü tel üretiminde kullanıldığından geriye sadece kılıf et kalınlığının azaltılması kalmaktadır. Bu bilgiler ışığında kılıf et kalınlığı 1 mm den 0.75 mm' ye düşürülerek ve Tablo 3.13' deki 3 nolu deney şartlarında hazırlanmış biletler haddelenerek çok özlü teller üretilmeye çalışılmıştır. Şekil 3.43' te görüleceği üzere kılıf, et kalınlığının yetersiz olması nedeniyle haddeleme esnasında yırtılmıştır.



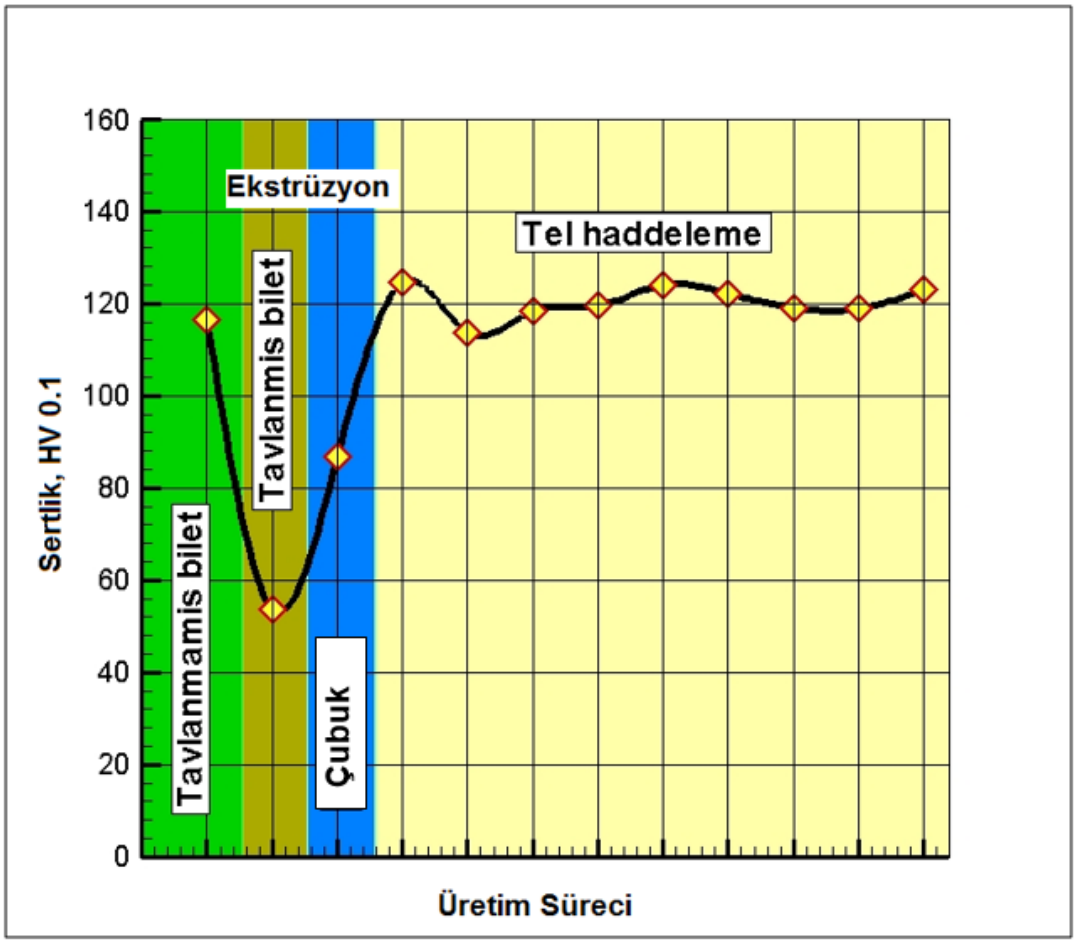
Şekil 3.43. Çok özlü tel üretiminde haddeleme esnasında deforme olmuş kılıf

3.8. Üretilen Süperiletken Tellerin Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

3.8.1. Süperiletken Tellerde Mikrosertlik Ölçümü

Ekstrüzyon ve tel haddeleme safhalarından geçerek bilet halinden tel formuna dönüştürülen ürünler, üretim süreci boyunca yüksek deformasyona maruz kalmakta ve ürün özelliklerine en fazla etki eden parametrelerden biri olan pekleşme olayı meydana gelmektedir. Bu bakımdan pekleşmenin hangi aşamalarda ne kadar gerçekleştiği ve ürün özelliklerini nasıl etkilediğini tespit etmek amacı ile mikrosertlik taraması yapılmıştır. Sertlik taraması, Tablo 3.2' deki 2 nolu deney parametreleri kullanılarak üretilen bilet, çubuk ve tel kesitleri üzerinde yapılmıştır.

Süperiletken tel üretiminde ekstrüzyon öncesi biletler 600°C de 1 saat süre ile tavlanmıştır. Ekstrüzyon işlemi, 350°C kovan sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Haddeleme işlemi boyunca herhangi bir ara tavlama işlemi yapılmamıştır. Bu durum dikkate alınarak ısıl işlem öncesi ve sonrası bilet, ekstrüzyon sonrası çubuk ve haddeleme sonrası tel kesitinin sertlik taraması yapılarak aralarındaki ilişki tespit edilmiştir. Tel kesitinin incelenmesinde hadde makinesindeki 6 nolu kanaldan başlanarak 30 nolu kanala kadar üçer kademe aralıkla alınmış 9 adet kesit kullanılmıştır. Elde edilen sonuçları gösteren grafik Şekil 3.44' te verilmiştir.



Şekil 3.44. Üretim sürecinin ürünün mekanik özelliklerine etkisi

Şekil 3.44' te görüleceği üzere ekstrüzyon öncesi bilet tavlanarak sertlik önemli ölçüde düşürülmüştür. Bu sayede ekstrüzyon işlemi daha düşük kuvvetle yapılmış ve tozların aşırı derece kompaklanması engellenmiştir. Devam eden süreçte biletler çubuk formuna dönüştürülmüştür. Ekstrüzyon işlemi 350ºC' de yapıldığından dolayı bakırın sertliği

kısmen yükselmiş ancak tavlanmamış bilet değerine kadar çıkmamıştır. Üretilen çubuklar tel haddeleme safhasında herhangi bir ısıl işlem uygulamadan 0.5 mm çapındaki tellere dönüştürülmüştür. Bu safhada bakır plastik deformasyonlardan dolayı ulaşabileceği maksimum sertlik değerine ulaşmış ve hadde boyunca sabit kalmıştır.

Elde edilen sonuçların tek özlü tel üretimde tespit edilen α, β ve γ oranları ile benzerlik sergilediği görülmektedir. Ekstrüzyon işlemi neticesinde elde edilen çubuk kesit alan oranının (β) ekstrüzyon öncesi bilet kesit alan oranından (α) daha büyük olduğu tespit edilmiş ve ekstrüzyon işleminin tozları kompakladığı söylenmişti. Şekil 3.44' te görüleceği üzere bilet çubuk haline dönüşürken sertliği artmıştır. Deformasyon sırasında sertleşen çubuğun toz yoğunluğunu arttırarak β' nın artmasına katkı sağladığı anlaşılmaktadır. Tek özlü tel üretiminde haddeleme işleminin tel kesit alan oranı (γ) üzerinde fazla bir etkisi olmadığı tespit edilmişti. Grafik incelendiğinde haddelenen tellerin sertlik değerinin haddeleme işlemi boyunca değişmediği görülmektedir. Dolayısıyla haddeleme işlemi boyunca teller mevcut toz yoğunluğunu korumuşlardır.

3.8.2. Süperiletken Tellerin Gerilme-Şekil Değiştirme Davranışının İncelenmesi

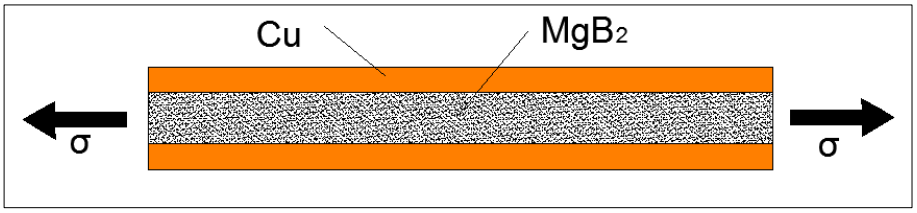
Çekme deneylerinde Tablo 3.2' de 2 nolu deney şartlarında üretilmiş 0.5, 1 ve 1.5 mm çapındaki tek özlü, Tablo 3.12' de 1 nolu deney şartlarında üretilmiş 1 mm çapında bariyer malzemeli ve Tablo 3.13' de 2 nolu deney şartlarında üretilmiş 1 mm çapında çok özlü Cu/MgB_2 süperiletken teller kullanılmıştır.

Deneylerde, saf Cu tel ile tek özlü süperiletken tellerin gerilme-yüzde uzama özellikleri karşılaştırılmıştır. Tek özlü süperiletken tellerde tel çapının ve ısıl işlemin gerilme-şekil değiştirme davranışına etkisi araştırılmıştır. Bariyer malzemeli ve çok özlü süperiletken tellerin gerilme şekil değiştirme davranışları da incelenmiştir. Aynı zamanda kompozit tellerin çekme işlemi esnasındaki elastik davranışı teorik olarak araştırılmıştır.

3.8.2.1 Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Çekme İşleminde Elastik Davranışının Teorik Olarak İncelenmesi

Gerilme-şekil değiştirme davranışı incelenen Cu/MgB_2 kompozit telin eksenel kesiti ve gerilme durumu şematik olarak Şekil 3.45' te verilmiştir. Gösterilen yükleme durumu

ile elyaf takviyeli kompozit malzemelerin boyuna yükleme durumundaki elastik davranışı arasında benzerlik kabulü yapılarak Cu/MgB_2 kompozit yapıların gerileme davranışının analitik incelemesi yapılmıştır.



Şekil 3.45. Gerilme-şekil değiştirme davranışı incelenecek kompozit telin eksenel kesiti ve yükleme durumu

Cu/MgB_2 kompozit telin taşıdığı toplam kuvvet (f_t), Cu'ın taşıdığı kuvvet (f_{Cu}) ile MgB_2 tabakanın taşıdığı kuvvetin (f_{MgB2}) toplamına eşittir. Bu eşitlik aşağıdaki şekilde tanımlanır.

$$f_t = f_{Cu} + f_{MgB2} \qquad 3.17$$

Gerileme tanımından faydalanarak Denklem 3.17' deki ifadeyi aşağıdaki şekilde düzenleyebiliriz.

$$\sigma_t . A_t = \sigma_{Cu} . A_{CU} + \sigma_{MgB2} . A_{MgB2} \qquad 3.14$$

Burada σ_t tel üzerindeki toplam gerilme, A_t telin toplam kesit alanı, σ_{Cu} bakır üzerindeki gerilme, A_{CU} bakırın kesit alanı, σ_{MgB2} süperiletken toz üzerindeki gerilme ve A_{MgB2} süperiletken tozun kesit alanını ifade etmektedir. Denklem 3.18' de eşitliğin her iki tarafıda A_t' ye bölünürse aşağıdaki eşitlik yazılabilir.

$$\sigma_t = \sigma_{Cu} . \frac{A_{Cu}}{A_t} + \sigma_{MgB2} . \frac{A_{MgB2}}{A_t} \qquad 3.19$$

Cu ve MgB_2 öz tabakanın uzunluklarının eşit olduğu göz önünde bulundurularak Cu ve MgB_2 tabakanın hacim oranlarıda sırasıyla $V_{Cu} = \frac{A_{Cu}}{A_t}$ ve $V_{MgB2} = \frac{A_{MgB2}}{A_t}$ şeklinde tanımlanabilir. Böylece Denklem 3.19 aşağıdaki şekilde düzenlenebilir.

$$\sigma_t = \sigma_{Cu}.V_{Cu} + \sigma_{MgB2}.V_{MgB2} \qquad 3.20$$

Cu/MgB_2 kompozit yapının çekme testi esnasında Cu ve MgB_2 tabakanın eş birim şekil değişimi kabulü $(\varepsilon_t = \varepsilon_{Cu} = \varepsilon_{MgB2})$ ile Denklem 3.20 aşağıdaki şekilde yazılabilir.

$$\frac{\sigma_t}{\varepsilon_t} = \frac{\sigma_{Cu}}{\varepsilon_{Cu}}.V_{Cu} + \frac{\sigma_{MgB2}}{\varepsilon_{MgB2}}V_{MgB2} \qquad 3.21$$

Kompozit yapı elastik durumda olduğu zaman $\frac{\sigma_t}{\varepsilon_t} = E_t$, $\frac{\sigma_{Cu}}{\varepsilon_{Cu}} = E_{Cu}$ ve $\frac{\sigma_{MgB2}}{\varepsilon_{MgB2}} = E_{MgB2}$ şeklinde yazılabilir. Bu ifadeler Denklem 3.21' de çekme kuvvetinin MgB_2 özle aynı doğrultuda olması koşuluyla yerine yazılırsa Cu/MgB_2 kompozit yapının elastisite modülü aşağıdaki şekilde tanımlanabilir.

$$E_t = E_{Cu}.V_{Cu} + E_{MgB2}V_{MgB2} \qquad 3.22$$

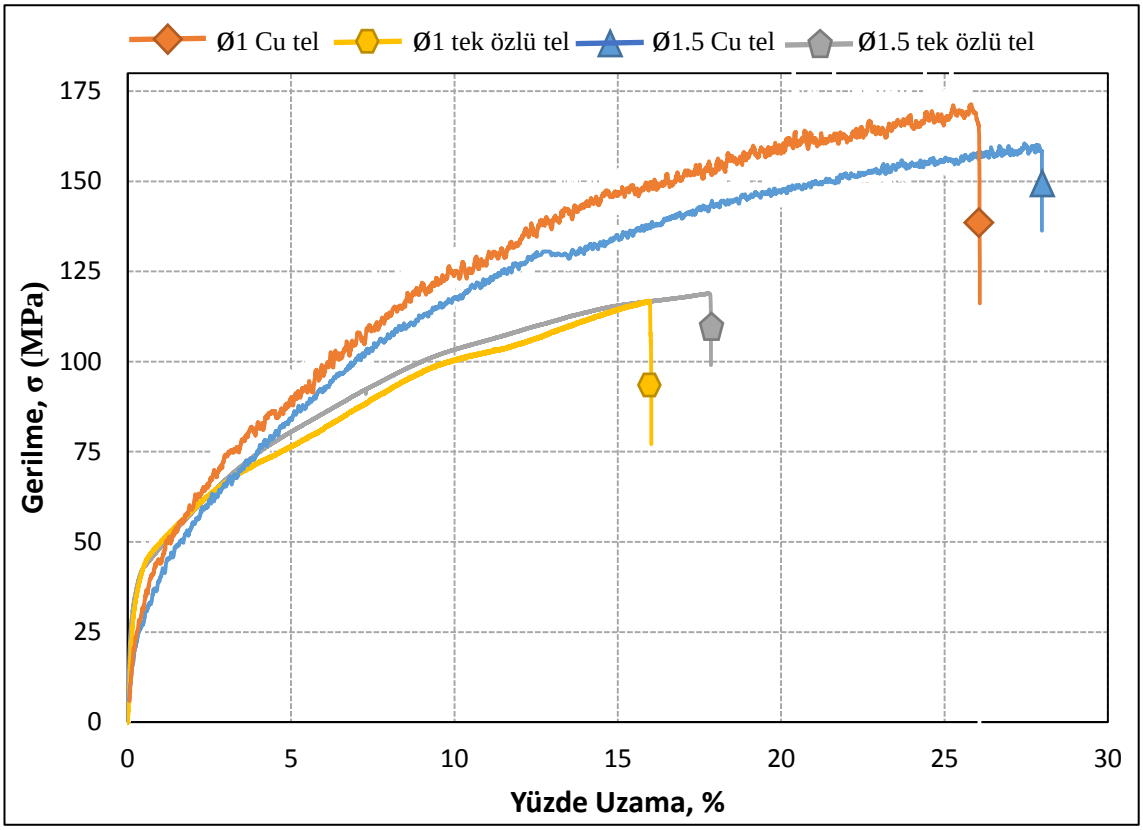
3.8.2.2 Cu Tel ile Tek Özlü Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Gerilme-Şekil Değiştirme Özelliklerinin İncelenmesi

İncelenecek olan teller 450ºC' de 15 dakika ısıl işleme tabi tutulmuştur. Bu sıcaklık ve süre seçilirken hem MgB_2 süperiletken tozun sinterlenmemesi hemde plastik deformasyon sertleşmesine uğramış Cu'ın rekristalize olması dikkate alınmıştır. Cu ve tek özlü Cu/MgB_2 süperiletken tellerin çekme testlerinden elde edilen gerilme-yüzde uzama grafiği Şekil 3.46' da gösterilmiştir.

Grafikler incelendiğinde ilk dikkat çeken nokta tellerin sergiledikleri yüzde uzama miktarları olmuştur. Cu tellerin yüzde uzama miktarının tek özlü süperiletkenlerden daha fazla olduğu görülmektedir. Örneğin 1 mm çapındaki Cu tel kopana kadar % 26 uzamışken, tek özlü Cu/MgB_2 telde bu oranın % 17 olduğu görülmektedir. Aynı zamanda elastik bölgede Cu/MgB_2 kompozit tellerin elastisite modülünün Cu tellere kıyasla daha yüksek olduğu grafiklerin eğiminden anlaşılmaktadır.

MgB_2 toz tabaka plastik deformasyonlar neticesinde kompaklanmış seramik bir yapıda olması nedeniyle kristal bir malzeme gibi düşünülebilir. Şekil 3.46' da görüleceği üzere kompozit yapının elastisite modülünün Cu tellerden daha büyük olması, Denklem 3.22

gereği MgB_2 tabakanın elastisite modülünün Cu' a kıyasla daha büyük olmasını gerektirir. Aynı zamanda kompozit yapı içerisinde seramik yapıda bir malzeme olması kompozit telin Cu' a kıyasla yüzde uzama miktarını düşürmüştür.



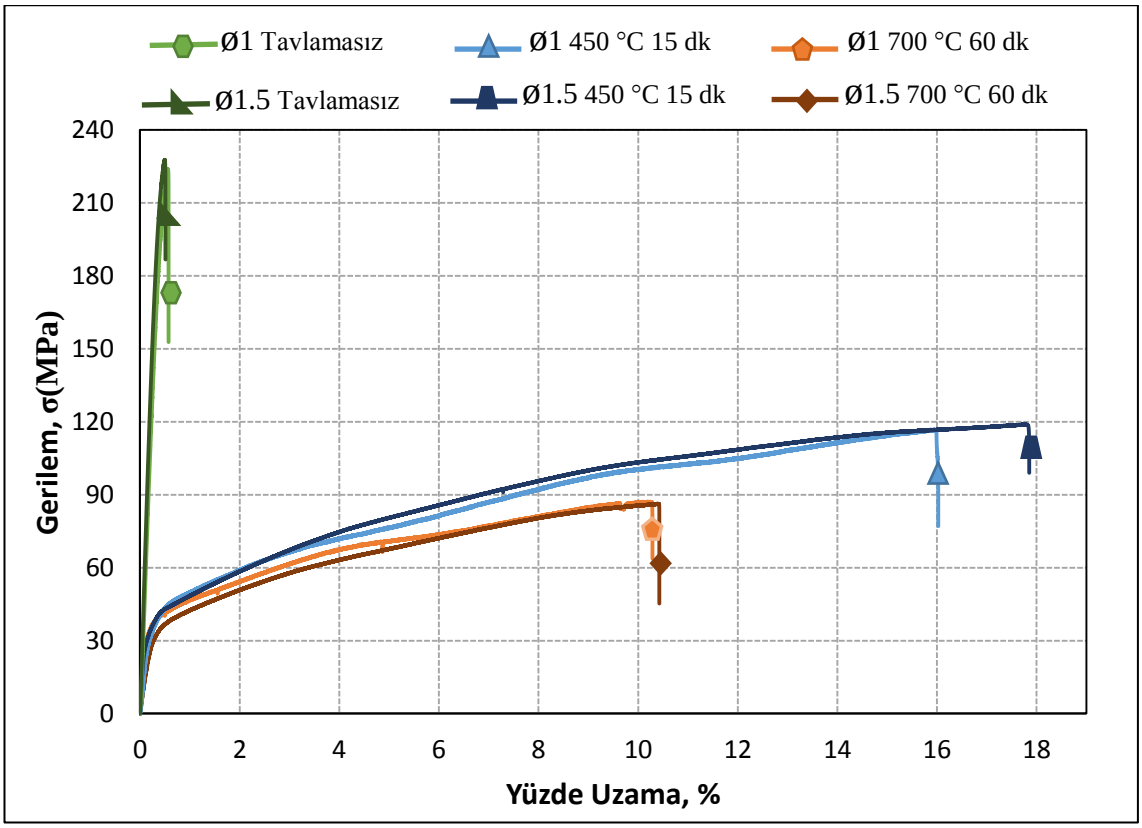
Şekil 3.46. Farklı çaplardaki tek özlü Cu/MgB_2 ve Cu tellere ait gerilme-yüzde uzama grafiği

3.8.2.3. Tek Özlü Süperiletken Tellerde Isıl İşlemin Gerilme-Şekil Değiştirme Davranışına Etkisinin İncelenmesi:

Isıl işlemin gerileme-şekil değiştirme davranışına etkisini göstermek amacıyla 1 ve 1.5 mm çapındaki tek özlü Cu/MgB_2 teller kullanılarak üç farklı deney yapılmıştır. Deneyler tellere sırasıyla herhangi bir ısıl işlem yapılmadan, 450ºC' de 15 dakika ve 700ºC' de 60 dakika ısıl işlem uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Elde edilen grafikler Şekil 3.47' de gösterilmiştir.

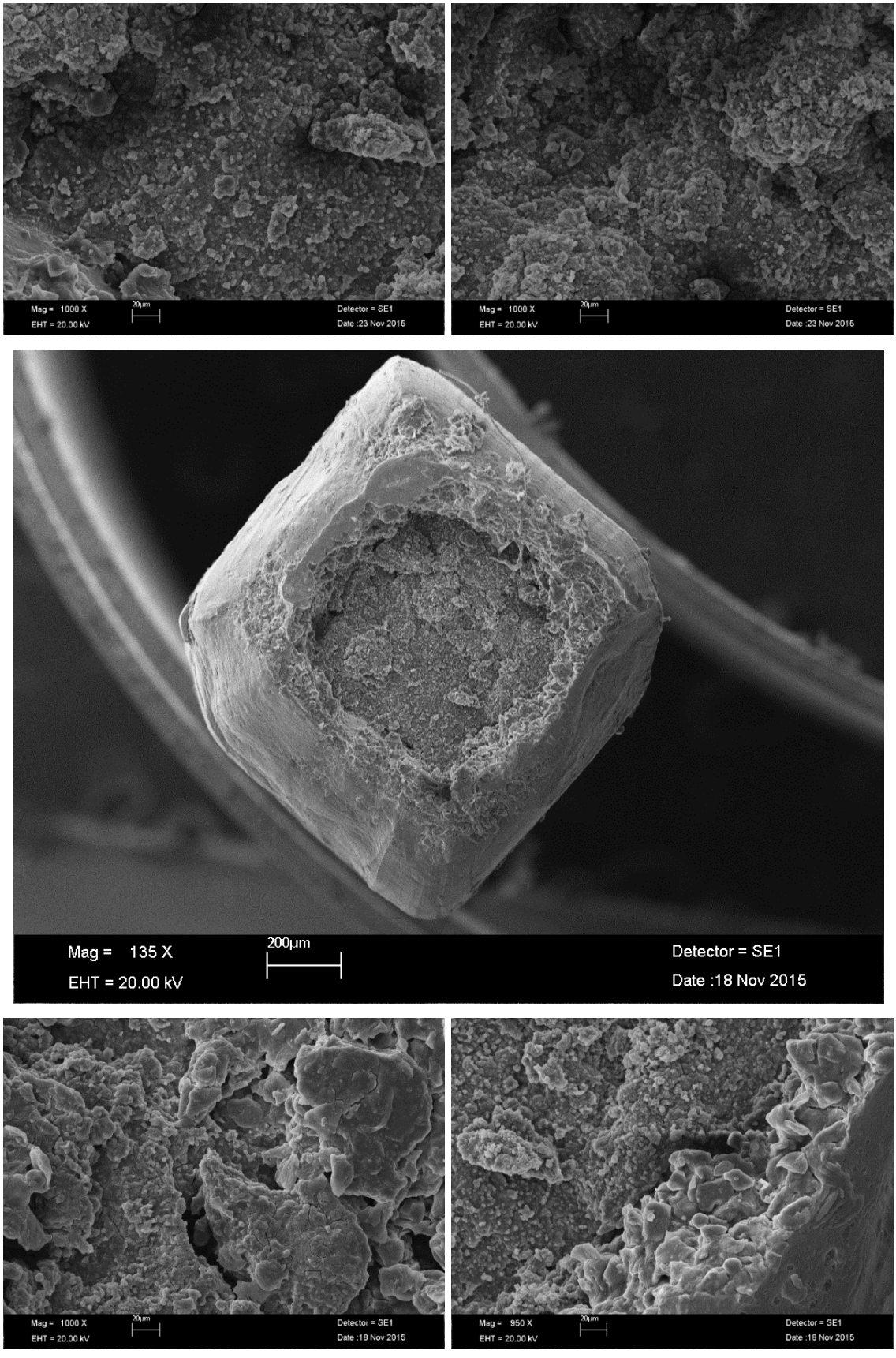
Şekil 3.47 incelendiğinde herhangi bir ısıl işlem yapılmamış tek özlü tellerin maksimum gerilme değerine ve minimum yüzde uzama değerine sahip olduğunu görüyoruz. Çünkü

plastik deformasyon sonrası pekleşen süperiletken tellerin şekil değiştirme kabiliyeti düşmüştür.

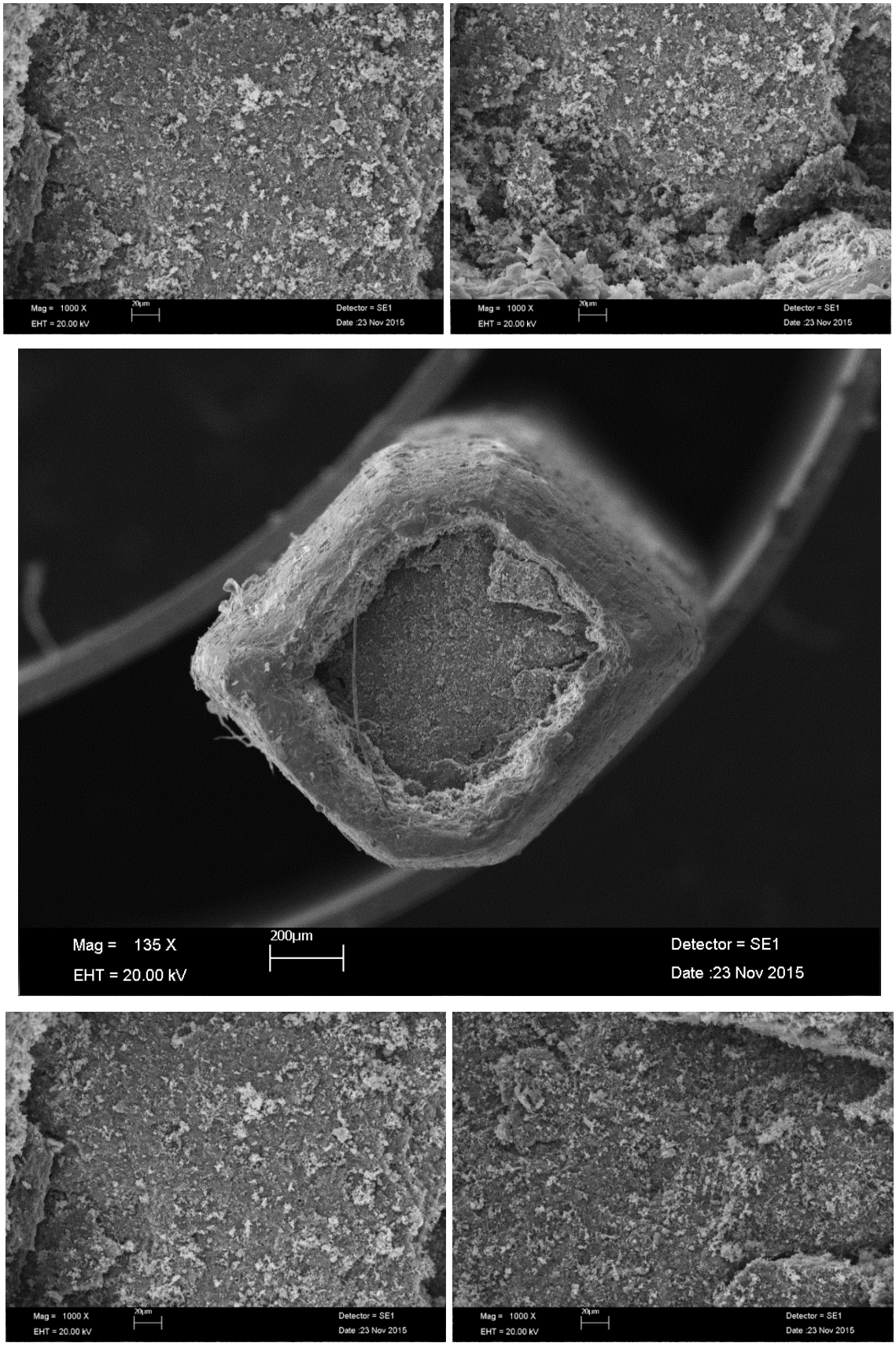


Şekil 3.47. Isıl işlemin 1 ve 1.5 mm çapındaki tek özlü tellerin gerilme-şekil değiştirme özelliklerine etkisi

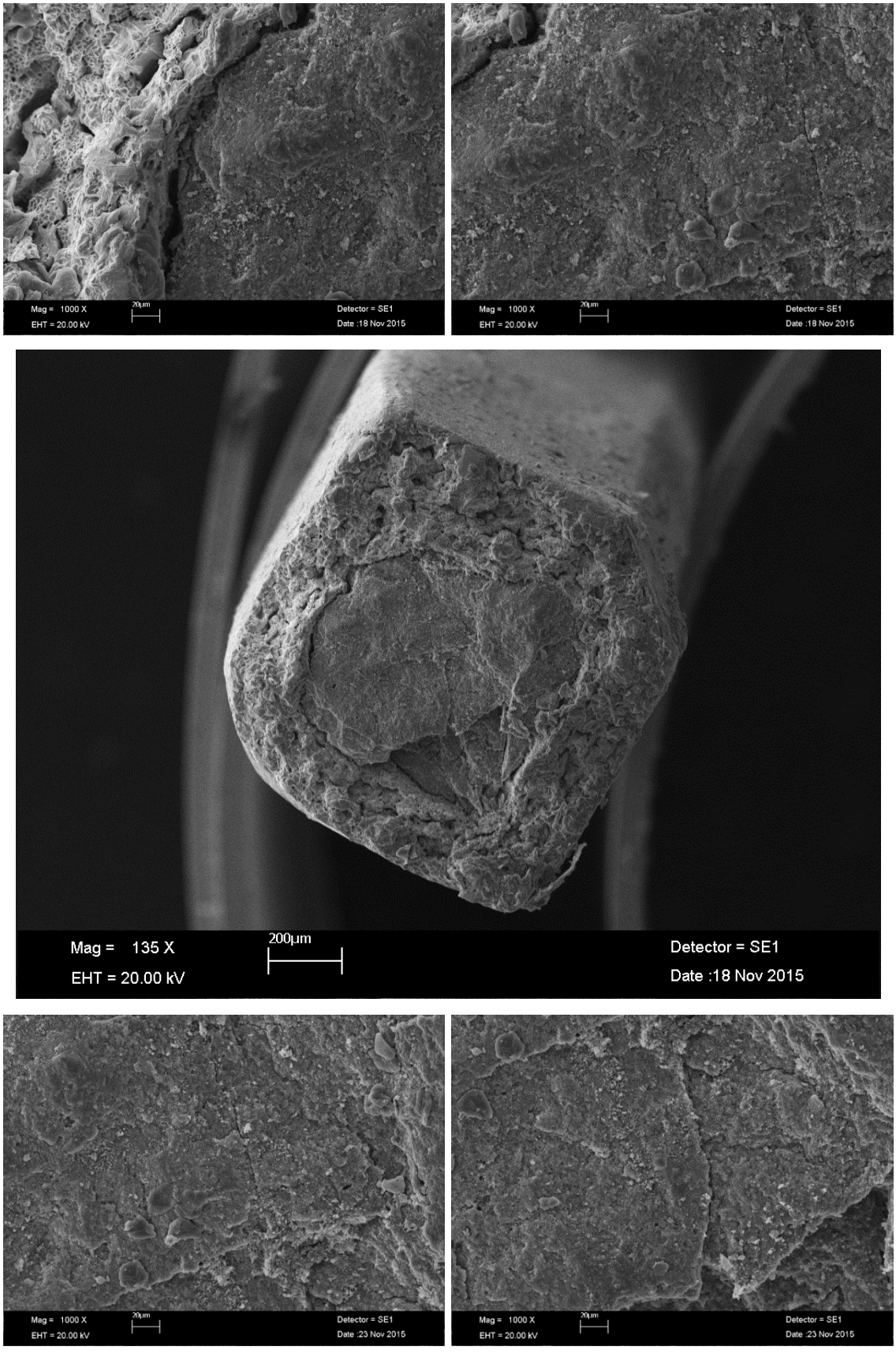
Grafikler incelendiğinde en dikkat çekici noktanın 450ºC' de 15 dakika ve 700ºC' de 60 dakika ısıl işlem uygulanmış tellerde olduğu görülmektedir. Bu tellerde 700ºC' de 60 dakika ısıl işlem uygulanmış tellerin daha düşük yüzde uzama ve gerilme değerine sahip olduğu görülmektedir. Örneğin 1 mm çapındaki teller dikkate alındığında 450ºC' de 15 dakika ısıl işleme maruz kalmış tel yüzde 17 uzarken, 700ºC' de 60 dakika ısıl işlem uygulanmış telin sadece yüzde 11 uzayabildiği görülmektedir. Bu durum artan ısıl işlem sıcaklığına ve süresine bağlı olarak tel içerisinde toz formdaki MgB_2 bileşiğinin sinterlenerek tozlar arasında daha fazla bağın oluşmasına bağlanmıştır. Bu durum çekme testine tabi tutulan tellerin kopma yüzeylerinin SEM resimleri alınarak Şekil 3.48, Şekil 3.49 ve Şekil 3.50' de gösterilmiştir.



Şekil 3.48. Herhangi bir ısıl işlem uygulanmamış tek özlü Cu/MgB_2 telin kopma yüzeyinden alınmış SEM resmi ve farklı bölgelerden alınmış toz yüzeyleri



Şekil 3.49. 450°C' de 15 dk. ısıl işlem uygulanmış tek özlü Cu/MgB_2 telin kopma yüzeyinden alınmış SEM resmi ve farklı bölgelerden alınmış toz yüzeyleri

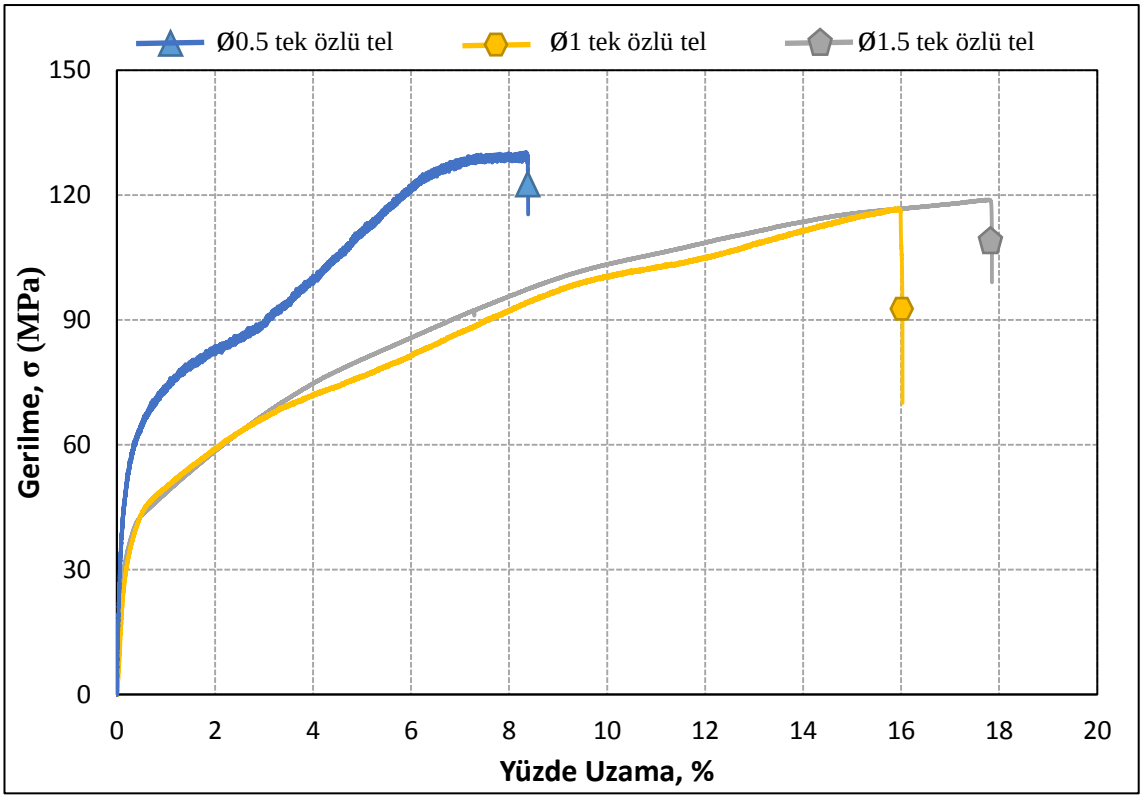


Şekil 3.50. 700°C' de 60 dk. ısıl işlem uygulanmış tek özlü Cu/MgB_2 telin kopma yüzeyinden alınmış SEM resmi ve farklı bölgelerden alınmış toz yüzeyleri

3.8.2.4. Tek Özlü Süperiletken Tellerde Tel Çapının Gerilme-Şekil Değiştirme Davranışına Etkisinin İncelenmesi

Tel çapındaki değişimin gerileme-şekil değiştirme davranışına etkisini göstermek amacı ile 0.5, 1 ve 1.5 mm çapındaki tellere 450°C' de 15 dakika ısıl işlem uygulayarak çekme testleri yapılmıştır. Elde edilen veriler Şekil 3.51' de gösterilmiştir.

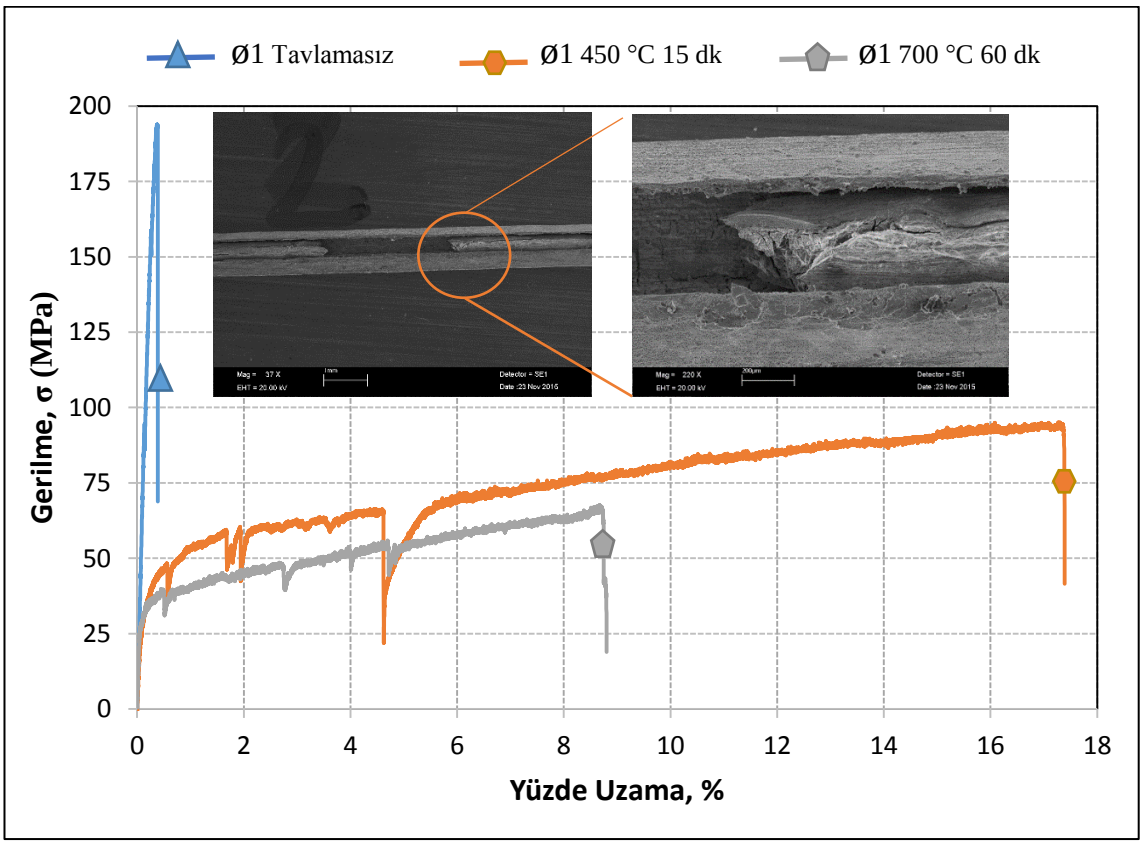
Grafik incelendiğinde 0.5 mm çapındaki teller hariç diğer tellerin kendi içerisinde hemen hemen aynı yüzde uzama ve gerilme değerine sahip olduğu 0.5 mm çapındaki tellerin ise nispeten daha yüksek gerilme ve daha düşük yüzde uzama değerine sahip olduğu görülmektedir. Örneğin 450°C' de 15 dakika ısıl işlem yapılmış tek özlü tellerin genel olarak gerilme değerinin 118 MPa, yüzde uzama değerinin ise %17 civarında olduğu; 0.5 mm çapındaki tek özlü telin ise gerilme değerinin 130 MPa ve yüzde uzama değerinin %9 olduğu görülmektedir. Buradan anlaşılıyor ki kullanılan üretim süreci dikkate alınarak Cu/MgB_2 kompozit tellerin şekillendirilmesinde tel çapının en az 1 mm veya daha üstü olması gereklidir.



Şekil 3.51. 450 °C' de 15 dakika ısıl işlem uygulanmamış tek özlü tellerde tel çapının gerilme-yüzde uzama özelliklere etkisi

3.8.2.5. Bariyer Malzemeli ve Çok Özlü Süperiletken Tellerin Gerilme-Şekil Değiştirme Davranışının İncelenmesi

Tablo 3.12' de 1 nolu deney şartlarında üretilmiş 1 mm çapında bariyer malzemeli telin gerilme şekil değiştirme ilişkisi Şekil 3.52' de gösterilmiştir. Grafikler incelendiğinde bazı noktalarda gerilme değerlerinin anlık olarak düştüğü görülmektedir. Bunun nedeni bariyer malzemeli tellerin eksenel kesitinden SEM resimleri alınarak gösterilmiştir. Şekil incelendiğinde gerileme değerlerinin anlık olarak düştüğü noktalarda bariyer malzemesinin koptuğu görülmektedir.

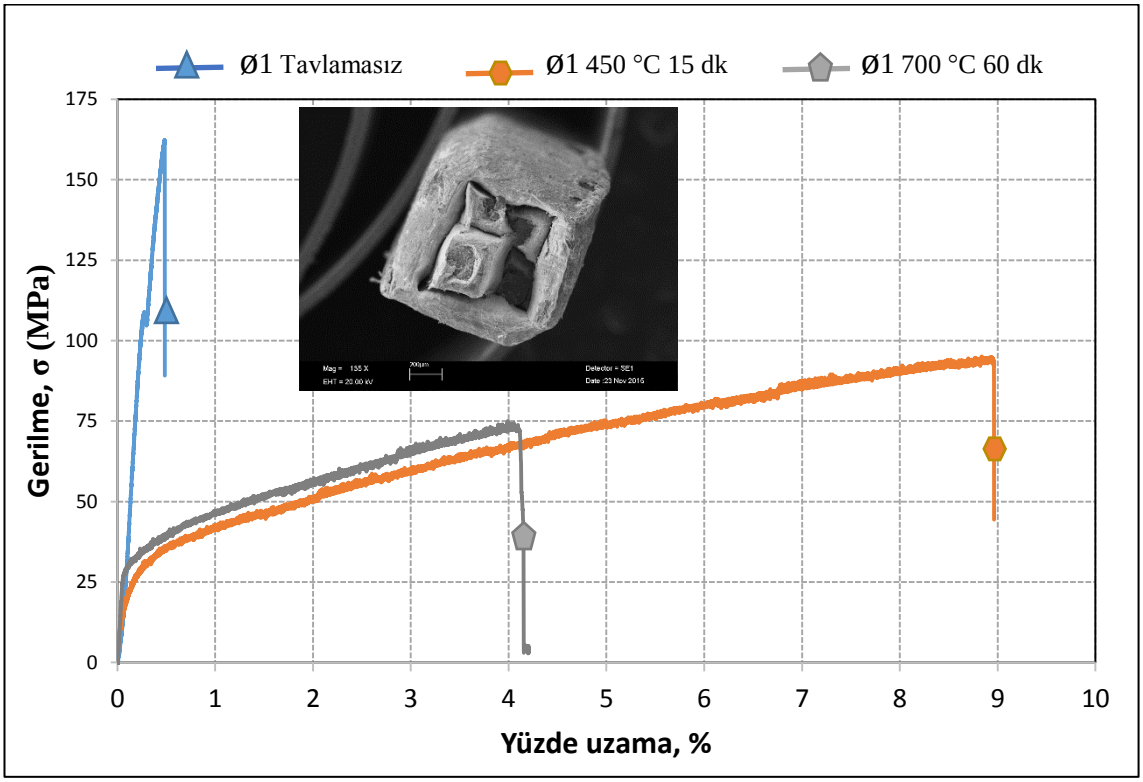


Şekil 3.52. Farklı şartlarda ısıl işlem uygulanmış 1 mm çapındaki Cu/Fe/MgB_2 süperiletken tellerde gerilme yüzde uzama grafikleri

Aynı şartlarda üretilmiş bariyer malzemeli ve tek özlü tellerin grafikleri karşılaştırıldığında bariyer malzemeli tellerin gerilme değerleri ve yüzde uzama miktarları tek özlü teller ile benzerlik sergilemektedirler. Buradan bariyer malzemesi ile

Cu arasında mekanik bir bağlanmanın olmadığı ve bariyer kırıldıktan sonra toplam kuvveti tek özlü tellerde olduğu gibi Cu ile MgB_2 özün taşıdığı anlaşılmaktadır.

Şekil 3.53' te çok özlü tellere ait gerilme yüzde uzama grafiği verilmiştir. Şekil incelendiğinde çok özlü tellerin yüzde uzama miktarının bariyer malzemeli ve tek özlü tellere kıyasla daha düşük olduğu anlaşılmaktadır. Örneğin 450°C' de 15 dakika tavlanmış tek özlü ve bariyer malzemeli teller yaklaşık %17 uzarken çok özlü tel sadece %9 uzayabilmiştir.



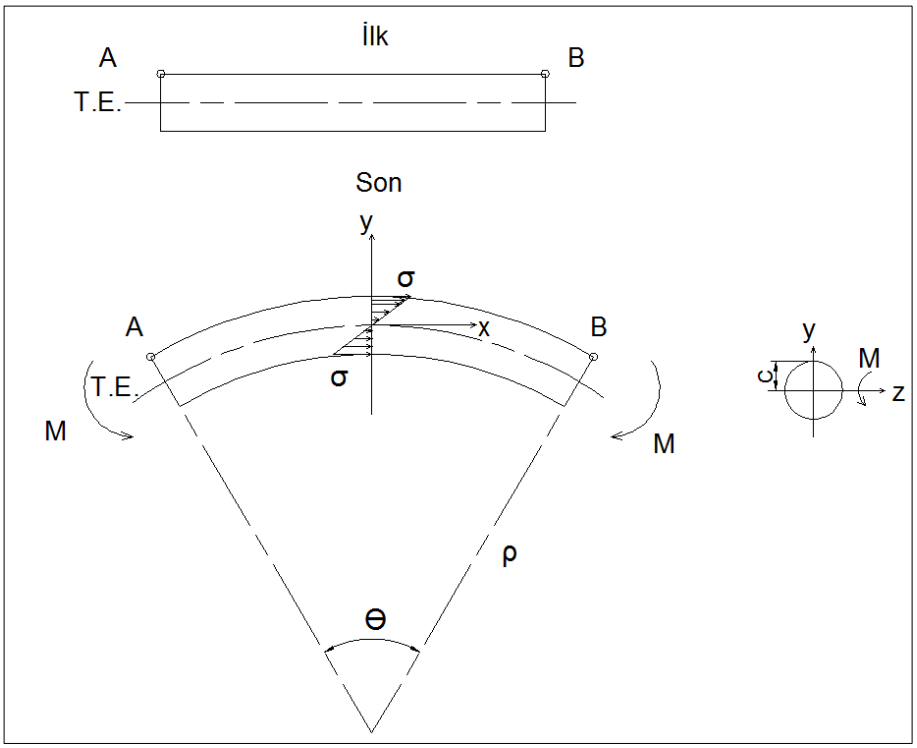
Şekil 3.53. Farklı şartlarda ısıl işlem uygulanmış 1 mm çapındaki dört özlü Cu/MgB_2 süperiletken tellerde gerilme yüzde uzama grafikleri

3.8.3. Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Eğrilik Yarıçapının Analitik Olarak İncelenmesi ve Sarım Kabiliyetinin Araştırılması

3.8.3.1 Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Eğrilik Yarıçapının Analitik Olarak İncelenmesi

Kompozit çubuklarda eğrilik yarıçapının tayini için öncelikle Şekil 3.54' te görülen tek malzemeden yapılmış çubuğun elastik bölgedeki eğrilik yarıçapı tayin edilecektir. Daha

sonra dönüştürülmüş kesit kullanılarak Cu/MgB_2 süperiletken tellerin eğrilik yarıçapı araştırılacaktır.



Şekil 3.54. Eğilme momenti uygulanmış çubukta elastik bölgede oluşan gerilmeler ve eğrilik yarı çapının şematik gösterimi

Elastik şartlar altında çubuk şeklindeki malzemelere uygulanan eğilme momentinin y ekseni boyunca oluşturacağı çekme veya basma gerilmesi Hooke kanunundan faydalanılarak aşağıdaki şekilde yazılabilir.

$$\sigma = E.\varepsilon_x \qquad 3.23$$

Burada E malzemenin elastisite modülü, ε_x tarafsız eksenden y mesafesi kadar uzakta olan herhangi bir düzlemde gerçekleşen birim şekil değişimidir. En büyük birim şekil değişimi tarafsız eksenden c mesafesi kadar uzaklıkta yani çubuk yüzeyinde meydana gelir ve aşağıdaki şekilde ifade edilir.

$$\varepsilon_{max} = \frac{AB_{ilk} - AB_{son}}{AB_{ilk}} \qquad 3.24$$

Burada $AB_{ilk} = \frac{2\pi\rho}{360} . \theta$ ve $AB_{son} = \frac{2\pi(\rho+c)}{360} . \theta$ olarak Denklem 3.24' de yerine yazılıp düzenlenirse maksimum birim şekil değişimi aşağıdaki şekilde yazılabilir.

$$\varepsilon_{max} = \frac{c}{\rho} \qquad 3.25$$

Burada c tarafsız eksen ile çubuk yüzeyi arasındaki mesafe, ρ ise eğrilik yarıçapıdır. Denklem 3.23 ifadesi M eğilme momentinin çubuk yüzeyinde oluşturacağı en büyük gerileme değeri için aşağıdaki şekilde düzenlenebilir.

$$\sigma_{max} = E.\frac{c}{\rho} \qquad 3.26$$

Aynı zamanda basit eğilmeye maruz kalan çubukların yüzeyindeki gerilme değeri $\sigma = \frac{M.c}{I}$ şeklinde ifade edilir. Burada I çubuğun atalet momentidir. Uygulanan eğilme momentinin maksimum olması durumunda meydana gelen gerilme Denklem 3.26' ya eşit olur ve aşağıdaki şekilde düzenlenebilir.

$$\frac{M.c}{I} = E.\frac{c}{\rho} \qquad 3.27$$

Gerekli sadeleştirmeler yapıldıktan sonra elastik bölgede herhangi bir çubuğa uygulanan eğilme momentinin çubukta oluşturacağı eğrilik yarıçapı aşağıdaki şekilde hesaplanabilir.

$$\frac{M}{I.E} = \frac{1}{\rho} \qquad 3.28$$

Birden fazla malzemeden üretilmiş çubukların eğrilik yarıçapının tayininde dönüştürülmüş kesit kullanılır. Böylece çubuk sadece bir malzemeden yapılmış olarak kabul edilerek eğrilik yarıçapı hesabı yapılır. Kesit dönüşümü yaparken malzemelerin elastisite modüllerinin oranı (n) kullanılır ve aşağıdaki şekilde tanımlanır.

$$n = \frac{E_1}{E_2} \qquad 3.29$$

Burada E_1 birinci, E_2 ikinci malzemenin elastisite modülüdür. n>1 olması durumunda birinci malzemenin kesiti n kat arttırılır, n<1 olması durumunda ise kesiti n kat

daraltılır. Bu durumunda dönüştürülmüş kesit için Denklem 3.28 aşağıdaki şekilde düzenlenir ve birden daha fazla malzemeden yapılmış çubukların eğrilik yarıçapı tayin edilir.

$$\frac{M}{I_n . E_1} = \frac{1}{\rho} \qquad 3.30$$

Burada I_n dönüştürülmüş kesitin atalet momentidir. Cu/MgB_2 kompozit tellerin sarım kabiliyeti analiz edilirken Denklem 3.30 MgB_2 tabakanın kristal yapıda olduğu kabulü yapılarak kullanılabilir. Bu durumda Cu/MgB_2 kompozit tellerin eğrilik yarıçapı $n = \frac{E_{\mathrm{Cu}}}{E_{\mathrm{MgB2}}}$ olarak alındığında aşağıdaki şekilde yazılabilir. Aşağıdaki ifade tel kesiti her ne kadar dikdörtgen olmasada süperiletken tellerin sarım kabiliyetinin analizinde kullanılabilir.

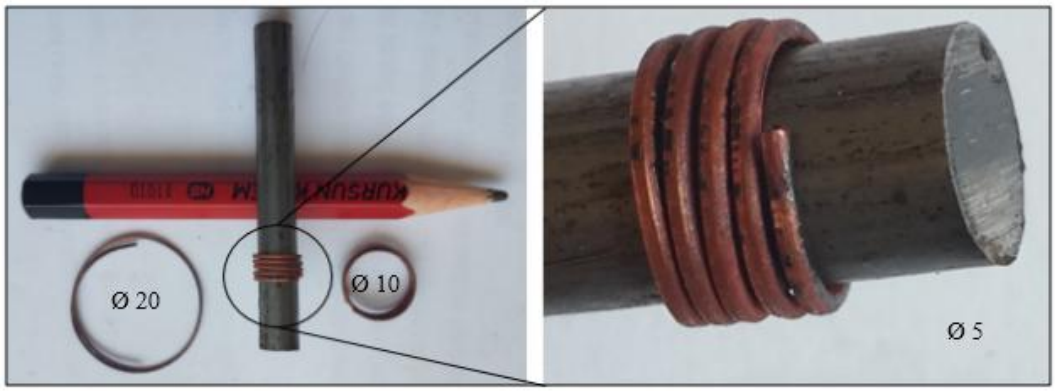
$$\frac{M}{I_n . E_{\mathrm{MgB2}}} = \frac{1}{\rho} \qquad 3.31$$

3.8.3.2 Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Sarım Kabiliyetinin Araştırılması

Süperiletken teller güçlü mıknatısların yapımında yaygın olarak kullanım alanı bulduğundan bobin formuna getirilerekte kullanılırlar. Bu durum üretilen tellerin sarım kabiliyetini ön plana çıkarır. Bu bakımdan, Tablo 3.2' de 3 nolu deneyde üretilen tek özlü, Tablo 3.12' de 1 nolu deneyde üretilen bariyer malzemeli ve Tablo 3.13' de 3 nolu deneyde üretilen 7 özlü tellerin sarım kabiliyetleri araştırılmıştır.

Süperiletken tellerin sarım kabiliyeti ısıl işlem açısından iki durum dikkate alınarak araştırıldı. İlk durum üretim süreci sonunda herhangi bir ısıl işlem görmemiş tellerin sarım kabiliyetinin incelenmesidir. İkinci durum ise süperiletken tel içerisinde toz formda bulunan MgB_2 özün sinterlenmesine müsaade etmeden Cu' ın plastik deformasyon sertleşmesini giderecek kadar bir ısıl işlem uygulanması olmuştur. Bunun için üretilen tellere 450°C' de 15 dakika ısıl işlem uygulanmış ve havada soğutulmuştur.

Sarım kabiliyeti araştırılacak süperiletken tellerin çapı 0.5 mm olarak seçilmiştir. Bu teller Şekil 3.55'te görüleceği üzere 20 mm, 10 mm ve 5 mm çapında bobin haline getirilmeye çalışılarak sarım kabiliyetleri test edilmiştir.

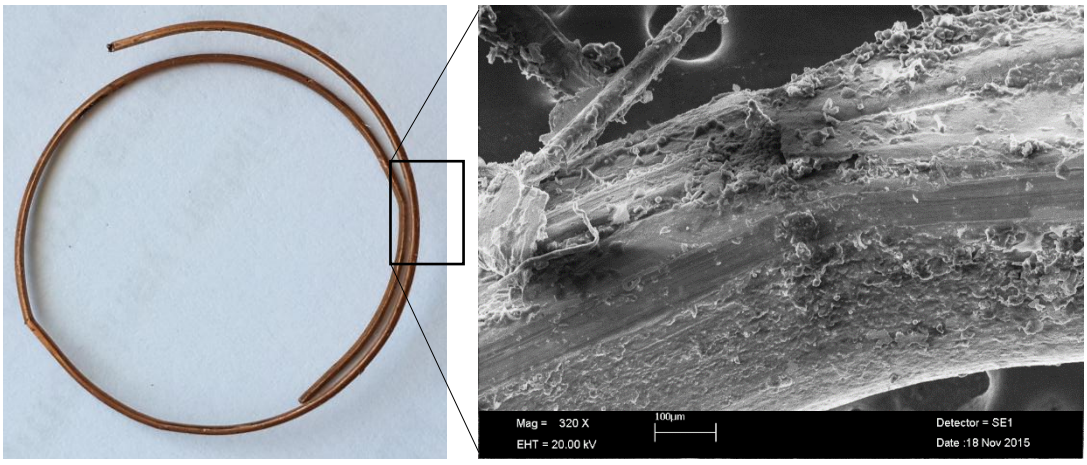


Şekil 3.55. Sarım kabiliyeti incelenecek tellerin bobin formuna getirilmesi

3.8.3.2.1 Tek Özlü Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Sarım Kabiliyetinin Araştırılması

İlk olarak haddeleme işlemiyle 0.5 mm çapa getirilmiş ve herhangi bir ısıl işlem uygulanmamış tek özlü Cu/MgB_2 süperiletken tellerin sarım kabiliyeti araştırılmıştır. Tellerin plastik deformasyon sonrası gevrek bir yapıya sahip olması nedeniyle en büyük sarım çapı olan 20 mm' ye sarımı öncelikle gerçekleştirilmiştir.

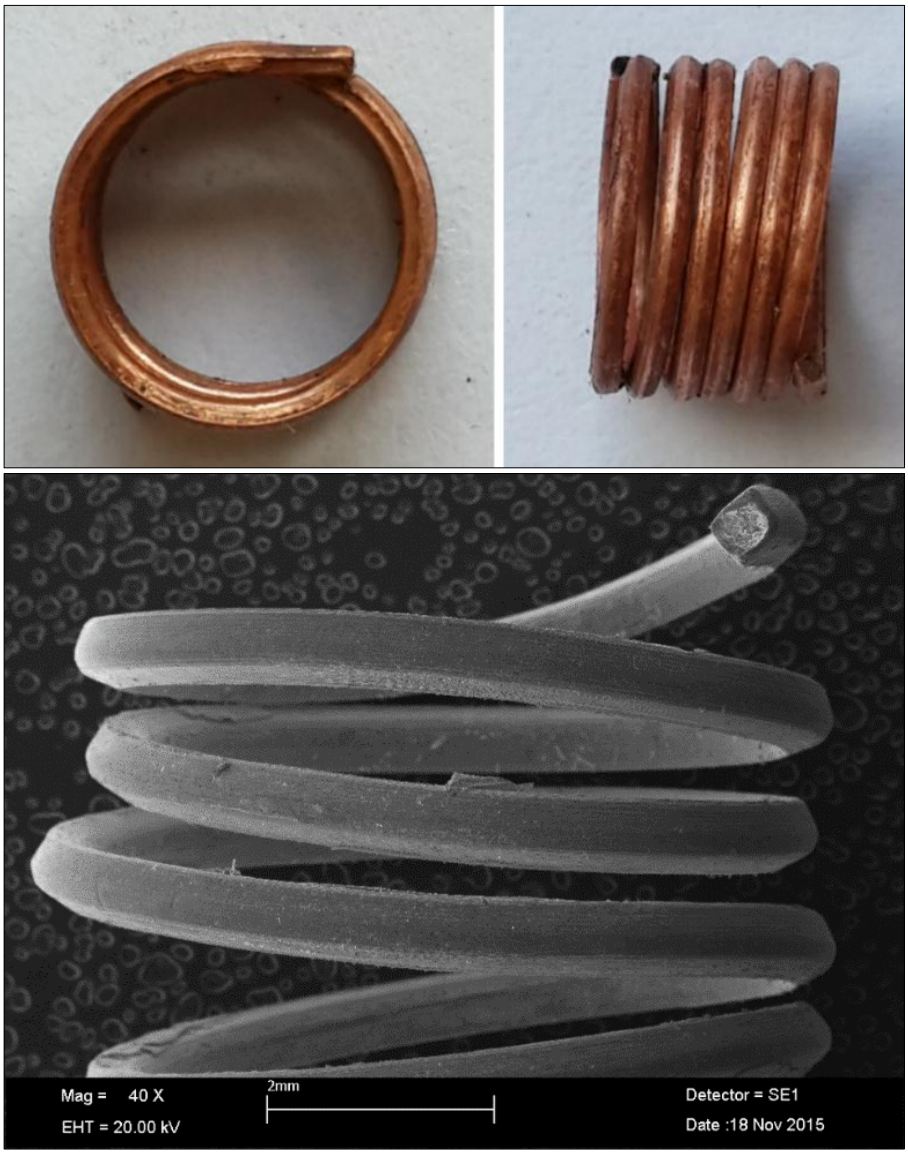
Şekil 3.56' da görüleceği üzere ısıl işlem uygulanmamış tek özlü telin bazı noktalardan çatladığı tespit edilmiştir. Bu durum tellerin şekillendirilmesi esnasında gerçekleşen eğilme momenti değerinin tel yüzeyinde kırılmalara neden olacak seviyeye ulaştığını göstermektedir. Bu nedenle, tek korlu tellerin şekillendirilmesi esnasında seçilen sarım yarıçapının ρ=10 mm' den daha büyük olması gerektiği Denklem 3.31 gereği anlaşılmıştır.



Şekil 3.56. Isıl işlem uygulanmamış tek özlü telin sarım kabiliyeti

Cu/MgB_2 tek özlü süperiletken tellere 450°C' de 15 dakika ısıl işlem uygulanarak plastik deformasyon sırasında gevrekleşen Cu rekristalize edilmiş ve şekil değiştirme kabiliyeti arttırılmıştır. Isıl işlem uygulanmış tel öncelikle 5 mm çapında bobin haline getirilerek sarım kabiliyeti araştırılmış ve Şekil 3.57' de gösterilmiştir.

5 mm çapındaki bobinin yüzeyi incelendiğinde herhangi bir çatlak oluşumunun gerçekleşmediği tespit edilmiştir. Buradan tek özlü tellerin 5 mm veya daha büyük çaplarda bobin şekline getirilebileceği tespit edilmiş ve tek korlu Cu/MgB_2 süperiletken tellerin mevcut ısıl işlem şartlarında sarım kabiliyetinin yüksek olduğu anlaşılmıştır.

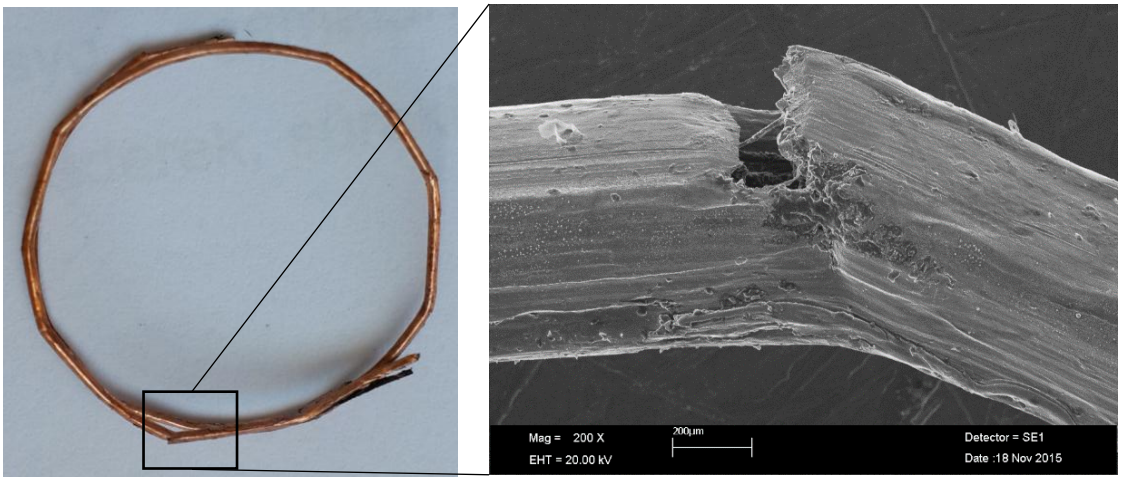


Şekil 3.57. 450°C 15 dakika ısıl işlem uygulanmış tek özlü telin sarım kabiliyeti

3.8.3.2.2. Cu/Fe/MgB_2 Süperiletken Tellerin Sarım Kabiliyetinin Araştırılması

Cu/Fe/MgB_2 süperiletken tel, hem Cu' ın hemde bariyer malzemesi Fe' in haddeleme sonrası gevrek bir yapıda olması nedeniyle öncelikle 20 mm çapında sarılarak sarım kabiliyeti araştırılmıştır. Şekil 3.58' de 20 mm çapa sarılmış Cu/Fe/MgB_2 süperiletken tel ve tel yüzeyindeki oluşan tipik bir çatlağın SEM resmi verilmiştir.

Şekil 3.58 incelendiğinde tel yüzeyinde çok sayıda çatlak oluştuğu ve çatlak sayısının ısıl işlem uygulanmamış tek özlü tellere kıyasla daha fazla olduğu görülmektedir. Çünkü Denklem 3.31 göz önüne alındığında eğrilik yarıçapı dönüştürülmüş kesitin atalet momentine ve MgB_2' in elastisite modülüne bağlıdır. Fe ile Cu' ın elastisite modülü oranı göz önüne alındığında bariyer malzemeli tellerin atalet momenti değeri tek özlü tellerden daha büyük olacaktır. Bu nedenle tek özlü teller ile aynı çapa sarılan bariyer malzemeli tellerin yüzeyinde daha fazla ve belirgin çatlak oluşumu gerçekleşmiştir. Herhangi bir ısıl işlem uygulanmamış Cu/Fe/MgB_2 süperiletken tellerin sarım kabiliyetinin düşük olduğu buradan anlaşılmaktadır.



Şekil 3.58. Isıl işlem uygulanmamış tek özlü bariyer malzemeli telin sarım kabiliyeti

Şekil 3.59' da, 450°C' de 15 dakika ısıl işlem uygulandıktan sonra 20 mm çapa sarılmış Cu/Fe/MgB_2 süperiletken tel resmi verilmiştir. Bariyer malzemeli telin makro resmi incelendiğinde hasara uğramış bölge sayısının ısıl işlem görmemiş teller ile hemen hemen aynı sayıda olduğu görülmektedir. Çünkü seçilen ısıl işlem sıcaklığı ve süresi

bariyer malzemesi olarak kullanılan Fe' in plastik deformasyon sertleşmesini gidermek için yeterli olmamış ve tel kesitinde Fe bariyer sarım esnasında çatlamaya devam etmiştir.

Dikkat çeken bir diğer nokta ise tel yüzeyinde oluşan hasar derecesinin ısıl işlem uygulanmamış bariyer malzemeli tellere göre daha düşük seviyede gerçekleşmesidir. Şekil 3.59' daki Cu/Fe/MgB_2 süperiletken telin SEM resminde görüleceği üzere ısıl işlem safhasında plastik deformasyon sertleşmesi giderilmiş Cu kılıf yüzeyinde ciddi bir çatlağın olmadığı görülmektedir.

Her ne kadar Cu kılıf yüzeyinde ciddi bir hasar gerçekleşmesede bariyer malzemesinin sarım işlemi esnasında kırıldığı açıktır. Bu nedenle mevcut ısıl işlem şartlarında bariyer malzemeli süperiletken tellerin sarım kabiliyeti yeterli değildir.



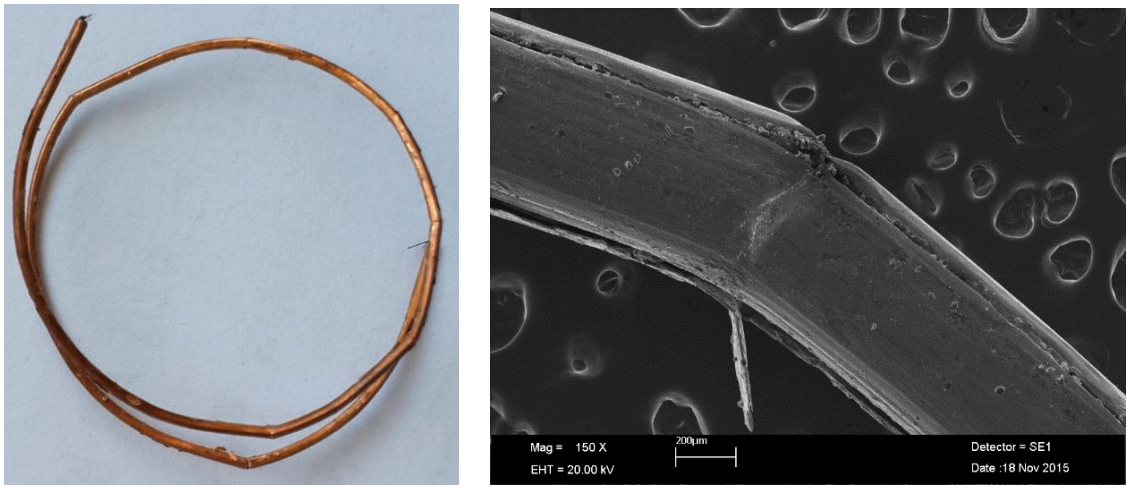
Şekil 3.59. 450°C 15 dakika ısıl işlem uygulanmış tek özlü bariyer malzemeli telin sarım kabiliyeti

3.8.3.2.3. Çok özlü Cu/MgB_2 Süperiletken Tellerin Sarım Kabiliyetinin Araştırılması

Şekil 3.60' ta herhangi bir ısıl işlem uygulanmadan 20 mm çapa sarınmış çok özlü Cu/MgB_2 süperiletken tel resmi gösterilmiştir. Çok özlü telin makro resmi incelendiğinde tel yüzeyinde çatlakların oluştuğu görülmektedir. Oluşan çatlak sayısının

aynı ısıl işlem şartları uygulanmış tek özlü tellerden biraz daha fazla, bariyer malzemeli tellerden ise daha az olduğu görülmektedir.

Burada dikkat çeken önemli bir nokta çok özlü telin SEM resmi incelendiğinde karşımıza çıkmaktadır. Çok özlü Cu/MgB_2 süperiletken telin ekseni boyunca da çatladığı görülmektedir. Bu tip bir çatlak ısıl işlem şartlarından çok haddeleme safhası ile ilişkilidir. Çünkü haddeleme işlemi sırasında tel yüzeyinde hadde silindirlerin birleştiği noktalarda oluşan çapak, telin eksenel kesiti boyunca et kalınlığı azalmış iki bölgenin oluşmasına neden olmuştur. Bu bölgeler telin sarımı esnasında gerçekleşen eğilme momentinin neden olduğu gerilmeler neticesinde hasara uğrayarak birbirinden ayrılmıştır. Çok özlü tellerin mevcut ısıl işlem şartları ve üretim süreci dikkate alındığında sarım kabiliyetlerinin yeterli olmadığı görülmektedir.



Şekil 3.60. Isıl işlem uygulanmamış 7 özlü telin sarım kabiliyeti

Şekil 3.61’ de görüleceği üzere 450°C’ de 15 dakika ısıl işlem uygulanmış çok özlü teller 5 mm çapında sarılarak sarım kabiliyeti incelenmiştir. Şekilden de anlaşılacağı üzere çok özlü tellerin yüzeyinde herhangi bir hasarın gerçekleşmediği görülmektedir. Buradan anlaşılıyor ki çok özlü Cu/MgB_2 süperiletken teller 5 mm veya daha büyük çapta bobinlere dönüştürülebilirler.



Şekil 3.61. 450°C 15 dakika ısıl işlem uygulanmış çok özlü telin sarım kabiliyeti

3.9. Üretilen Tellerin Süperiletkenlik Özelliklerinin İncelenmesi

Tek özlü ve çok özlü süperiletken tellerin süperiletkenlik özellikleri Şekil 2.16' da gösterilen Krayostat Fiziksel Özellikler Karakterizasyon Sistemi ile standart dört-prob (four-probe) tekniği kullanılarak incelenmiştir. Tellerin süperiletkenlik özelliklerinin incelenebilmesi için kullanılan aygıt özelinde üretilen tellerin maksimum bobin çapı 20

mm olmalıdır. Bariyer malzemeli tellerin bu çapta bobine dönüştürülemediğinden dolayı süperiletkenlik özellikleri incelenememiştir.

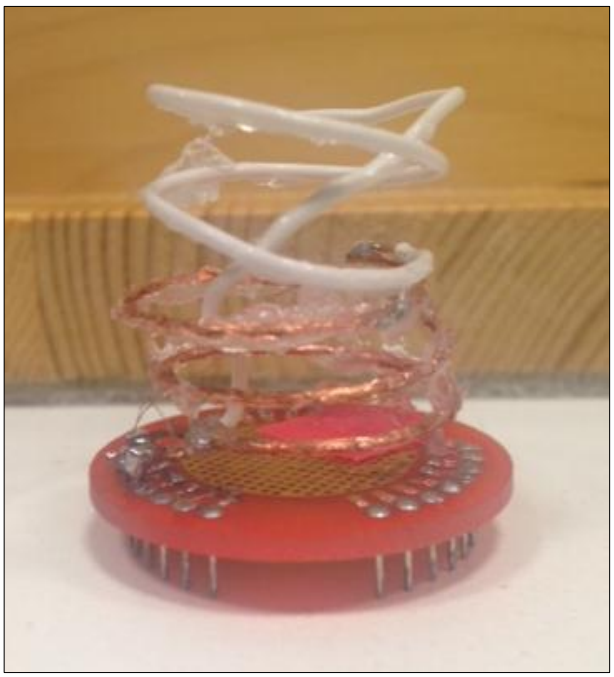
Tek özlü tellerin süperiletkenlik özelliklerinin incelenmesinde Tablo 3.1' de 2 nolu deney parametreleri ile üretilmiş teller, çok özlü tellerin süperiletkenlik özelliklerinin incelenmesinde Tablo 3.12' deki 1, 2 ve 3 nolu deneyde üretilen 3 özlü, 4 özlü ve 7 özlü teller kullanılmıştır.

Tek ve çok özlü tellerin süperiletkenlik özelliklerinin incelenmesi için Şekil 3.62' de görüleceği üzere bobin formuna getirilmiştir. Bu işlem için haddeden çıkan teller öncelikle 450ºC' de 15 dakika tavlanarak plastik deformasyon sertleşmesi giderilmiş, sonrasında da istenilen şekil verilmiştir.



Şekil 3.62. Bobin formuna getirilmiş süperiletken teller

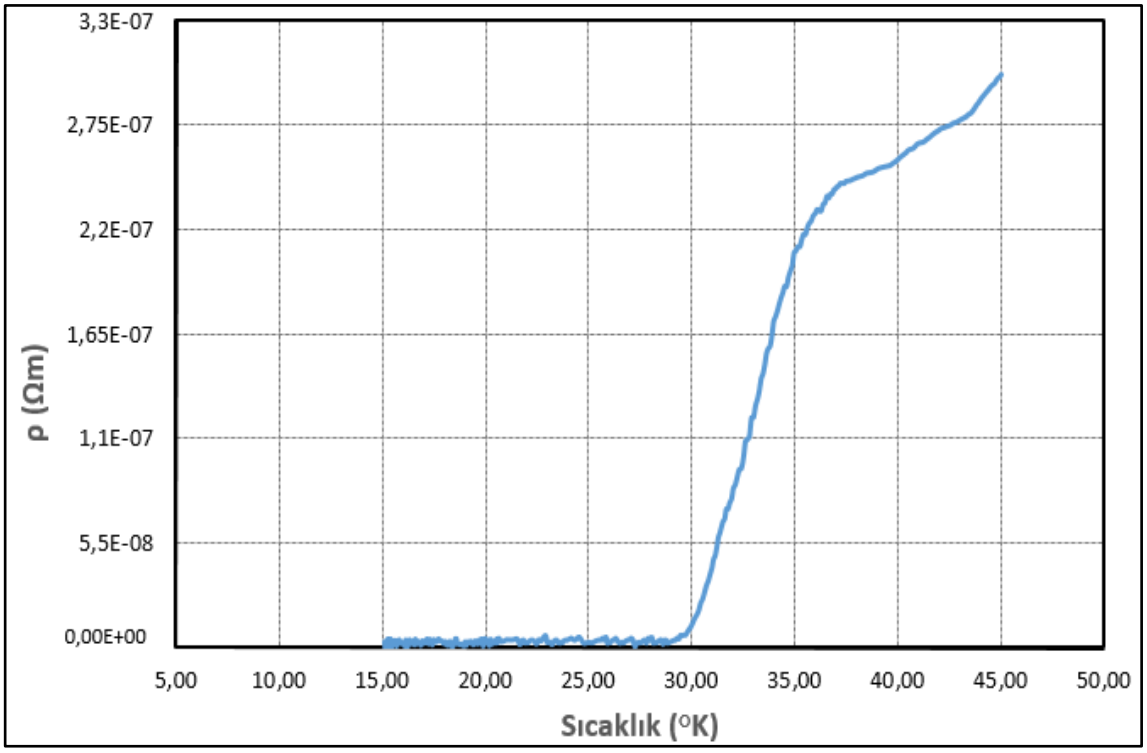
Nihai şekle getirilen tellerin içerisinde toz formda bulunan MgB_2 bileşiğinin katı hale getirilmesi amacıyla da teller 700°C' de 60 dakika ısıl işleme tabi tutulmuş ve sinterlenmiştir. Şekil 2.16' da görülen krayostat fiziksel özellikler karakterizasyon sistemi ile süperiletkenlik özellikleri incelenecek olan bobinler Şekil 3.63' te görülen four-probe voltaj diskinin üzerine yerleştirilmiş ve ölçümler yapılmıştır.



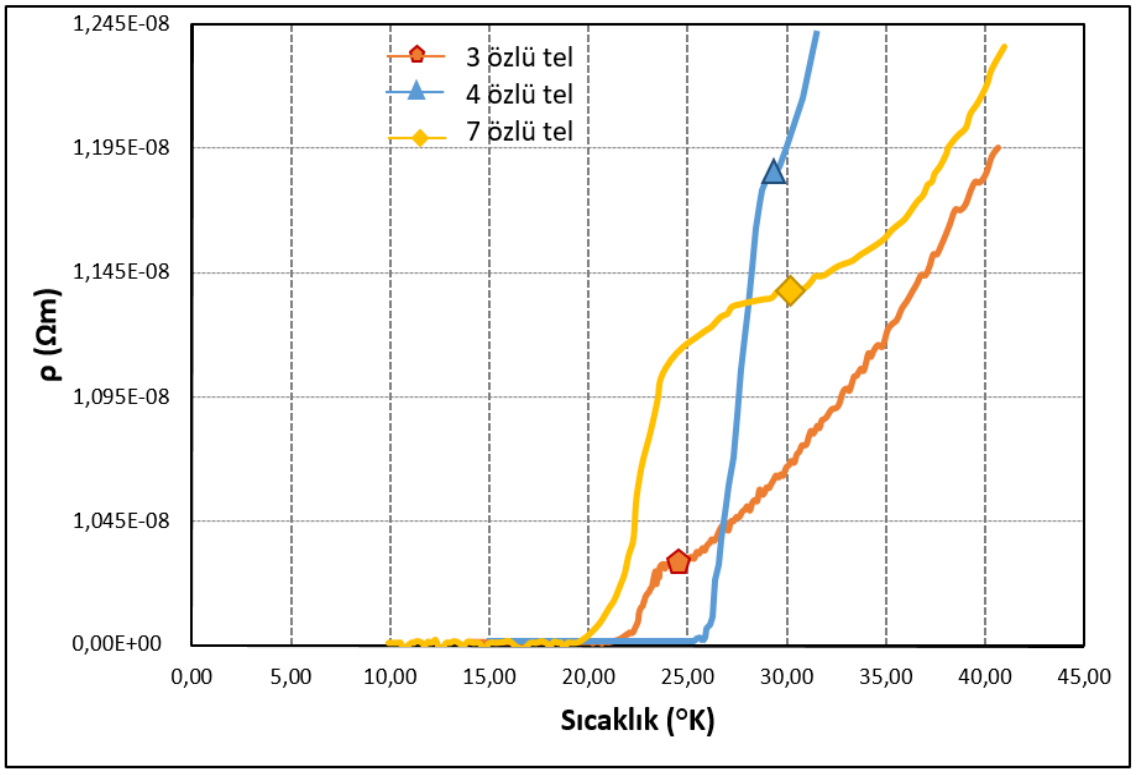
Şekil 3.63. Four-probe voltaj diski

Şekil 3.64' te tek özlü Cu/MgB_2 süperiletken telin sıcaklık direnç ilişkisi gösterilmiştir. Şekilden üretilen tek özlü telin 38°K civarında süperiletkenliğe geçtiği görülmektedir. Literatürde MgB_2 süperiletkenlerin, süperiletkenliğe geçiş sıcaklığının (T_C) en yüksek 40°K civarında olduğu düşünüldüğünde üretilen tellerin T_C değerinin oldukça yüksek olduğu görülmektedir. Bu bakımdan ekstrüzyon ve tel haddeleme tekniği kullanılarak yüksek T_C değerine sahip tek özlü Cu/MgB_2 tellerin üretilebileceği gösterilmiştir.

Üretilen çok özlü teller süperiletkenlik özelliği sergilemiş ancak bu tellerin T_C değeri tek özlü telle kıyasla nispeten düşük kalmıştır. Şekil 3.65' te görüleceği üzere üç özlü telde T_C değerinin 25°K, dört ve yedi özlü tellerde 30°K civarında olduğu görülmektedir. Bu durumun üretim sürecinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Çok özlü tellerin üretiminde, Cu kılıf içerisine tek özlü tellerin yerleştirilip kılıf ile teller arasında kalan boşluklarında Cu tozlarının doldurulmasıyla hazırlanmış biletler kullanılmıştır. Dolayısıyla bilet kesitindeki toplam öz alanı Cu alanına kıyasla tek özlü tellerden daha küçük kalmıştır. Kılıf et kalınlığı düşürülerek veya kılıf içerisine öz çapı daha büyük tek özlü teller yerleştirilerek kesitteki Cu miktarı azaltılabilir. Ancak bu çalışma kapsamında kullanılan imalat yöntemleri ile bunları yapmak mümkün olmamıştır.



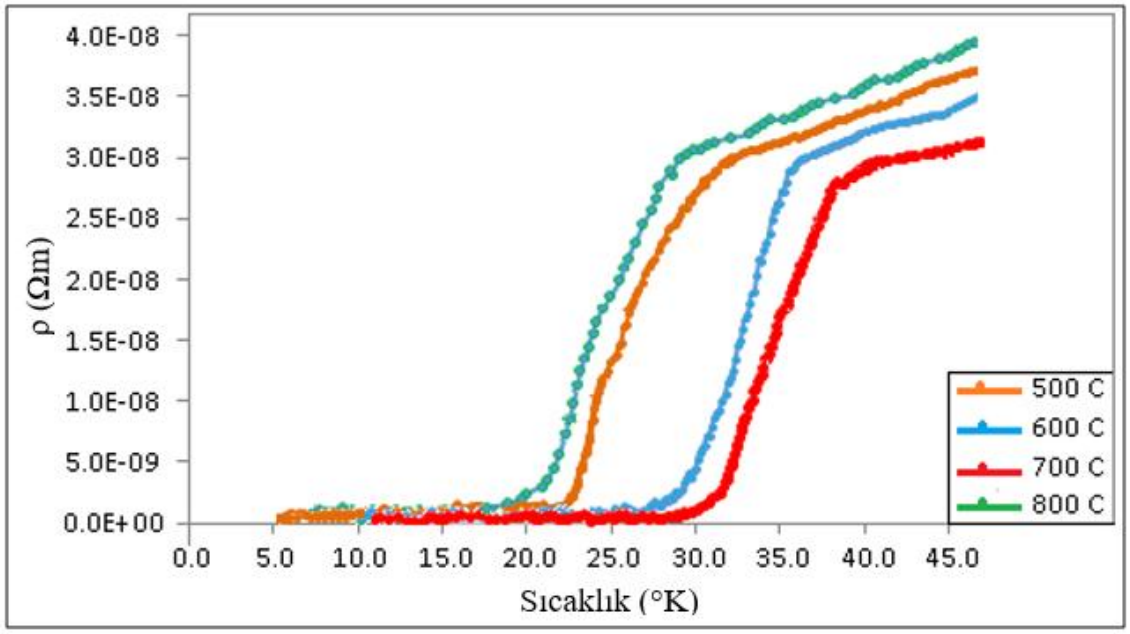
Şekil 3.64. 700°C 60 dakika sinterlenmiş tek özlü tellerin sıcaklık direnç ilişkisi



Şekil 3.65. 700°C 60 dakika sinterlenmiş üç, dört ve yedi özlü tellerin sıcaklık direnç ilişkisi

2.2.6.1 Sinterleme Sıcaklığının Süperiletkenlik Özelliklerine Etkisi

Sinterleme sıcaklığının süperiletkenlik özelliklerine etkisini incelemek amacı ile Tablo 3.2' deki 2 nolu deneyde üretilen teller kullanılmıştır. Bu teller 500, 600, 700 ve 800°C' de 60 dakika ısıl işleme tabi tutularak sinterlenmiştir. Sinterlenen tellerin sıcaklık direnç ilişkisi Şekil 3.66' da verilmiştir. Şekil 3.66 incelendiğinde en yüksek T_C değerine 38°K olarak 700°C' de ısıl işleme tabi tutulmuş tellerin sahip olduğu görülmektedir. Daha yüksek veya düşük sıcaklıklarda ısıl işlem yapılması durumunda T_C değerinin düştüğü anlaşılmıştır.



Şekil 3.66. Sinterleme sıcaklığının süperiletkenlik özelliklerine etkisi

700°C' den düşük sıcaklıklarda ısıl işlem yapılması durumunda işlem sıcaklığının toz haldeki MgB_2 bileşiğinin tam olarak sinterlenmesine yetmediği anlaşılmaktadır. Şekilden de görüleceği üzere 500, 600 ve 700°C' de ısıl işleme tabi tutulmuş tellerin T_C değerleri sırası ile artış göstermiş ve 30°K, 35°K ve 38°K olmuştur.

700°C' den yüksek sıcaklıklarda ısıl işlem yapılması durumunda ise tellerin, yüksek sıcaklığa bağlı olarak MgB_2 bileşiğinin, kılıf malzemesi veya ortamdaki O gibi bazı elementlerle tepkimeye girerek süperiletkenlik özellikleri kötüleşmiştir.

4. BÖLÜM

SONUÇLAR, TARTIŞMA VE ÖNERİLER

4.1. Sonuçlar

Bu çalışmada direkt ekstrüzyon ve kalibreli haddeleme teknikleri kullanılarak tek özlü, çok özlü ve bariyer malzemeli süperiletken tellerin üretimi gerçekleştirildi. Gerek ekstrüzyon gereksede tel haddeleme safhasında kullanılacak en uygun üretim parametreleri araştırılarak bu parametrelerin ürün özelliklerine etkileri incelendi. Elde edilen sonuçlar aşağıda maddeler halinde verilmiştir.

1. Mevcut üretim şartları dikkate alınarak en büyük öz çapına sahip tek özlü süperiletken tellerin üretimi için bilet kesit alan oranının ($\alpha=A_B/A_{BÖ}$) 2.78 olduğu tespit edilmiştir.
2. Bilet tasarımında tampon bölgenin olması gerektiği, bu bölgenin eksenel ve radyal yönde homojen bir kesit dağılımı açısından önemli olduğu anlaşılmıştır.
3. Kalibreli haddeleme işleminin tel kesit alan oranına (γ) önemli bir etkisinin olmadığı, çubuk kesit alan oranına (β) benzer bir kesitin nihai ürün kesitinde de olduğu gözlemlenmiştir.
4. Bilet ve çubuk kesit alan oranındaki en küçük fark ($\%F_{\beta-\alpha}$) %65 kompaklanarak hazırlanmış biletlerde elde edilmiştir.
5. Cu/MgB_2 kompozit biletler, R= 6.25 veya daha küçük ekstrüzyon oranı kullanılarak direkt ekstrüzyon tekniği ile şekillendirilebilmiştir.
6. SAE 1008, SEA 1020 ve ASTM 304 paslanmaz çelik kullanılarak hazırlanan bariyer malzemeli kompozit biletlerin direkt ekstrüzyon tekniği ile çubuk haline getirilemediği görülmüştür.

7. Sadece SAE 1008 çelik kullanılarak hazırlanan kompozit yapı tel haddeleme tekniği ile ürüne dönüştürülebilmiştir.
8. Çok özlü tel üretiminde kullanılan kılıf et kalınlığının 1 mm den küçük olmaması gerektiği aksi takdirde haddeleme sürecinde kılıfın yırtıldığı tespit edilmiştir.
9. Üretilen tek özlü tellerin aynı şartlarda üretilmiş Cu tellere kıyasla mekanik özelliklerinin azaldığı belirlenmiştir.
10. MgB_2 özün sinterlenmesine müsaade etmeden, haddeleme sonrası elde edilen tellerin şekillendirilmesini kolaylaştırmak amacıyla 450°C' de 15 dakika ısıl işlemin yeterli olduğu tespit edilmiştir.
11. Isıl işlem uygulanan 0.5 mm çapındaki tellerin yüzde uzama değeri, aynı şartlarda ısıl işlem uygulanmış daha büyük çaptaki tellere göre dikkate değer bir şekilde düşmüştür. Bu nedenle 1 mm' den daha küçük çaplı tellerin üretilmemesi tellerin şekillendirilmesi bakımından avantaj sağlar.
12. Isıl işlem uygulanmamış tek özlü, çok özlü ve bariyer malzemeli tek özlü süperiletken tellerin sarım kabiliyetinin olmadığı görülmüştür.
13. 450°C' de 15 dakika ısıl işlem uygulanmış tek özlü ve çok özlü teller 5 mm çapında bobin haline getirilebilmiştir.
14. Bariyer malzemeli tek özlü tellerin ise tüm ısıl işlem şartlarında 20 mm çapındaki bobin formuna getirilemediği görülmüştür.
15. Üretilen tek özlü tellerde T_C değeri 38°K ölçülerek literatürdeki süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı değeri yakalanmıştır.
16. Çok özlü tellerde de süperiletkenlik yakalanmış ancak T_C değeri nispeten düşük ortalama 30°K civarında ölçülmüştür.

4.2. Tartışma ve Öneriler

Haddeleme işleminde kullanılan makinenin silindirleri haddeleme esnasında çapak oluşumunu engellemek amacıyla Şekil 2.14' te görüleceği üzere eşkenar dörtgen şeklinde kalibrelenmiştir. Bu sayede her bir hadde kanalına 90° çevrilerek sokulan tellerde çapak oluşumunun engellenmesi hedeflenmişti. Ancak bu tip kalibreleme ve haddeleme süreci aşağıda belirtilen sorunların oluşmasına neden olmuştur.

- Bariyer malzemeli tel üretiminde bariyer malzemesinin daha hızlı pekleşmesine neden olmuş ve tellerin şekillendirilmesini güçleştirmiştir. Bu nedenle teller hep aynı yönde hadde silindirlerine sokularak şekillendirilmiştir. Her redüksiyonda tel kesitinin hep aynı bölgesinde çapak oluşması tel kesitinde Cu miktarının çapak oluşan bölgelerde azalmasına ve yırtılasına neden olmuştur. Bu yüzden bariyer malzemeli tel üretimi için hazırlanan biletlerde Cu oranı attırılmıştır. Artan Cu oranı tel kesitindeki öz oranının düşmesine neden olmuştur.

- Çok özlü tel üretiminde tellerin hadde makinesine çevrilerek verilmesi tel kesitinde öz geometrisini bozmuştur. Bu nedenle teller hep aynı yönde haddelenerek şekillendirilmiştir. Haddeleme esnasında çapak hep aynı bölgede oluştuğundan dolayı çok özlü tel üretiminde kullanılan Cu borunun et kalınlığı 1 mm' den daha küçük seçilememiştir. Bu durum kesitteki toplam öz miktarının azalmasına neden olmuştur.

- Tek özlü tellerin üretiminde ise tellerin çevrilerek haddelenmesi radyal kesitte öz şeklini bozmuştur.

Bu bilgiler ışığında haddeleme işleminde kullanılacak makinenin dairesel şekilde kalibrelenmesi gerektiği anlaşılmıştır. Haddeleme işlemi esnasında çapak oluşsa bile teller sürekli çevrilerek haddeleneceğinden dolayı çapak oluşumu haddelenen telin farklı bölgelerinde oluşacaktır. Bu sayede çok özlü veya bariyer malzemeli tel üretimi için hazırlanan biletlerde Cu et kalınlığı çok fazla arttırılmayacaktır.

Bariyer malzemeli tel üretiminde SAE 1008 kullanılarak hazırlanan biletler yalnızca haddeleme işlemi ile üretilebilmiş ve üretilen telin sarım kabiliyetinin olmadığı tespit edilmişti. SAE 1020 çelik ile sadece 3-4 mm çapındaki teller haddeleme işlemi ile üretilebilmiş, sonrasında bariyer malzemesi sürekliliğini kaybetmişti. Bu nedenle bariyer malzemesi olarak plastik deformasyon kabiliyeti daha yüksek olan saf Fe, Ag ve Nb gibi malzemeler kullanılmalıdır. Böylece ekstrüzyon işlemi de sürece dâhil edilebilir veya haddelenerek üretilen tellerin sarım kabiliyeti arttırılabilir.

Üretilen tek özlü tellerin kesit alan oranları (γ) incelendiğinde Tablo 4.1' de görüleceği üzere literatürdeki değerlerden daha büyük olduğu görülmektedir. Yani üretilen tellerin öz çapı tel çapına kıyasla küçük kalmıştır. Aynı zamanda bu çalışmada üretilen çok özlü teller ile tek özlü tellerin kesit alan oranları kıyaslandığında çok özlü tellerde kesit alan oranı değerinin çok yüksek olduğu yani toplam öz alanının tek özlü tellere kıyasla daha küçük olduğu tespit edilmiş ve Tablo 4.2' de gösterilmiştir. Dolayısıyla üretilen tellerin öz çapı arttırılmalıdır.

Tablo 4.1. Literatürde ve bu çalışmada tek özlü teller için elde edilmiş tel kesit alan oranları (γ)

Tel kesit alan oranı, γ			
No	Bu çalışmada	Literatürde	Referans Num.
1	3.29	2.67	[40]
2		2.05	[41]
3		2.01	[43]
4		3.71	[47]
5		2.69	[52]
6		1.77	[93]
7		1.94	[94]
8		2.35	[108]
9		2.53	[109]

Tablo 4.2. Bu çalışmada üretilen tek ve çok özlü tellerin kesit alan oranları (γ)

Tel kesit alan oranı, γ			
Tek özlü tel	3 özlü tel	4 özlü tel	7 özlü tel
3.29	7.14	6.25	6.37

KAYNAKLAR

1. Callister, W. D., Rethwisch D. G., 2009. Materials Science And Engineering An Introduction. John Wiley & Sons Inc., USA, 886 pp.
2. Cardarelli, F., 2000. Materials Handbook: A Concise Desktop Reference, Second Adition. Springer, London, 595 pp.
3. Kalsı, S. S., 2011. Applications Of High Temperature Superconductors To Electric Power Equipment. John Wiley & Sons Inc., New Jersey, 333 pp.
4. Zengin, T., 2011. Süperiletkenlerde Manyetik Nüfuz Derinliğinin İncelenmesi. Yüzüncü Yıl Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Van, 87 s.
5. Yılmaz, M. 2008. $Y_{0,6}Gd_{0,4}Ba_{2-x}Nb_xCu_3O_{7-\delta}$ ve $Y_{0,6}Gd_{0,4}Ba_2Cu_{3-x}Nb_x\ O_{7-\delta}$ Süperiletkenlerinin Yapısal ve Süperiletkenlik Özelliklerinin İncelenmesi. Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Konya, 201 s.
6. Okumuş, S., 2004. Preparation Conditions and Characterization on YBCO Based Superconductors. Graduate School of Natural and Applied Sciences of Dokuz Eylül University, Degree of Master, İzmir, 96 s.
7. Özabacı, M., 2013. Manyetik Kaykılanmış Bi-2212 Fiberlerin Lazer Yüzer Bölge (LFZ) Metoduyla Üretimi, Tanecik Yönelimi ve Süperiletkenlik Özelliklerinin İncelenmesi. İnönü Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Malatya, 182 s.
8. Demirel, İ., 2006. Cu ve Co Katkılanmış MgB_2 Süperiletkenlerin İncelenmesi. Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Kayseri, 107 s.
9. Nagamatsu, J., Nakagawa, N., Muranaka, T., Zenitani, Y., Akimitsu, J., 2001. Superconductivity at 39 K in magnesium diboride. **Nature, 410(6824):** 63–64.
10. Blundell, S., 2009. Superconductivity: A Very Short Introduction. Oxford Universty Press, New York, 169 pp.
11. Buzea, C., Yamashita, T., 2001. Review of the superconducting properties of MgB_2. **Superconductor Science and Technology, 14(11):** 115-146.
12. Demir, İ., 2014. Karbon Katkılı ve Katkısız Nano Bor ile Üretilmiş MgB_2 Süperiletkenlerin Manyetik Kaldırma Kuvveti Özelliklerinin İncelenmesi. Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Trabzon, 76 s.

13. Wesche, R., 2015. Physical Properties of High-Temperature Superconductors. John Willey & Sons Ltd.,
14. Gencer, A., 2014. Yüzyılın gözde teknolojisi "süperiletkenlik". **Ayrıntı Dergisi, 2:** 17.
15. Ford, P. J., Saunders, G. A., 2004. The Rise of The Superconductors. CRC Press, Washington D.C., 224 pp.
16. Yazıcı, E., 2015. Manufacturing og MgB_2 Powder Using Mechanical Alloying and Characterization of Superconducting Wire Drawing by Powder-in-Tube and Powder-in-Powder Methods. The Graduate Institute of Science of Melikşah University, PhD Thesis, Kayseri, 65 pp.
17. Ranot, M., Kang W. N., 2012. MgB_2 coated superconducting tapes with high critical current densities fabricated by hybrid physical-chemical vapor deposition. **Current Applied Physics, 12(2)**: 353-363.
18. Ranot, M., Oh, S., Chung, K. C., Kang, W. N., 2013. MgB_2 coated conductors directly grown on flexible metallic hastelloy tapes by hybrid physical-chemical vapor deposition. **Current Applied Physics, 13(8)**: 1808-1812.
19. Ranot, M., Jung, S.-J., Seong, W. K., Lee, N. H., Kang, W. N., Joo, J., Kim, C.-J., Jun, B.-H., Oh, S., 2010. Fabrication of SiC-doped MgB_2 coated conductors by a simple process. **Physica C, 470**: s1000-s1002.
20. Ochsenkühn-Petropoulou, M., Mendrinos, L., Altzoumailis, A. Argyropoulou, R., 2005. Production and characterization of MgB_2 coatings on various substrates by electrophoretic deposition. **Journal of Materials Processing Technology, 161(1):** 16-21.
21. Zhu, Y., Xu, J., Wang, S., Zhou, Y., Chen, Z., Lu, H., He, M., Dai, S., Zhang, Q., Yang, G., 2002. Fabrication of MgB2 superconducting thick films by electrophoresis technique. **Physica C, 371(1):** 7-9.
22. Altin, E., Kurt, F., Altin, S., Yakinci, M. E., Yakinci, Z. D., 2014. MgB_2 thin film fabrication with excess Mg by sequential e-beam evaporation and transport properties under magnetic fields. **Current Applied Physics 14(3):** 245-250.
23. Alecu, G., Aldica, V., Voina, A., Hodorogea, S., 2008. PIT method for obtaining of MgB_2 wires with SiC powder added. **Journal of Optoelectronics and Advanced Materials, 10(11):** 2981-2984.

24. Lee, C. M., Park, J. H., Hwang, S. M., Lim, J. H., Joo, J., Kang, W.N., Kim, C. J., 2009. Fabrication of ex-situ processed MgB_2 wires using nano carbon doped powder. **Physica C, 469(15):** 1527-1530.

25. Braccini, V., Nardelli, D., Penco, R., Grasso, G., 2007. Development of ex-situ processed MgB_2 wires and their applications to magnets. **Physica C, 456(1):** 209-217.

26. Fu, B. Q., Feng, Y., Yan, G., Liu, C. F., Zhou, L., Cao, L. Z., Ruan, K. Q., Li, X. G., 2003. High transport critical current in MgB_2/Fe wire by in-situ powder-in-tube process. **Physica C, 392:** 1035-1038.

27. Harada, N., Miura, O., Takemasa, H., Hino, Y., Ito, D., 2006. Superconducting properties and heat treatment condition on in-situ PIT MgB_2 tapes made from Mg flakes. **Physica C, 445:** 788-792.

28. Nakane, T., Takahashi, K., Kitaguchi, H., Kumakura, H., 2009. 14. Fabrication of Cu-sheathed MgB_2 wire with high Jc–B performance using a mixture of in-situ and ex-situ PIT techniques. **Physica C, 469(15):** 1531-1535.

29. Li, W. X., Zeng, R., Zhang, Y., Xu, Y., Li, Y., Duo, S. X., 2011. Evolution of electromagnetic properties and microstructure with sintering temperature for MgB2/Fe wires made by combined in-situ/ex-situ process. **IEEE Transactions on Applied Superconductivitiy, 21(3):** 2635-2638.

30. Husek, I., Kovak, P., Rosova, A., Melisek, T., Pachla, W., Hain, M., 2014. Advanced MgB2 wire made by internal magnesium diffusion process. **Journal of Alloys and Compounds, 588:** 366-369.

31. Brunner, B., Kovak, P., Reissner, M., Husek, I., Melisek, T., Pardo, E., 2014. Critical current density and pinning behaviour of mono-core MgB2 wires prepared by internal magnesium diffusion and in-situ powder-in-tube method. **Physica C, 505:** 39-43.

32. Rosova, A., Husek, I., Kovak, P., Dobrocka, E., Melisek, T., 2015. Microstructure of MgB2 superconducting wire prepared by internal magnesium diffusion process. **Journal of Alloys and Compounds, 619:** 726-732.

33. Togano, K., Hur, J., Matsumoto, A., Kumakura, H., 2010. Microstructure and critical current of single and multi filemanetary MgB_2 superconducting wires fabricated by an internal Mg diffusion process. **Superconductor Science and Technology, 23(8)**: 085002

34. Togano, K., Hur, J. M., Matsumoto, A., Kumakura, H., 2009. Fabrication of seven-core multi-filamentary MgB_2 wires with high critical current density by an internal Mg diffusion process. **Superconductor Science and Technology**, **22(1):** 015003.

35. Tomsic, M., Rindfleisch, M., Yue, J., McFadden, K., Doll D., Phillips, J., Sumption, M. D., Bhatia, M., Bohnenstiehl, S., Colings, E. W., 2007. Development of magnesium diboride (MgB_2) wires and magnets using in-situ strand fabrication method. **Physica C, 456(1)**: 203-208.

36. Patel, T., Hossain, M., Motaman, A., Barua, S., Shahabuddin, M., Kim, J., 2014. Rational design of MgB_2 conductors toward practical applications. **Cryogenics, 63:** 160-165.

37. Arda, L., Ataoglu, S., Abdulaliyev, Z., Sacli, O. A., 2009. Stress analysis of ceramic insulation coating on Cu/MgB_2 wires for W&R MgB_2 coils. **Journal of Alloys and Compounds, 470(1):** 404-407.

38. Aslanoglu, Z., Arda, L., Akin, Y., Sumption, M. D., Tomsic, M., Hascicek, Y. S., 2004. Characterization of MgB2 conductors for coil development. **AIP Conference Proceedings, 711(1):** 533-540.

39. Shimura, S., Machi, T., Murakami, M., Koshizuka, N., Mochizuki, K., Ishikava, I., Shibata, N., 2004. Copper sheath MgB_2 wires fabricated by an in-situ PIT method. **Physica C, 412:** 1179-1183.

40. Güçlü, N., 2011. Micro-indentation study of Mg-addition MgB_2 superconducting wires. **Journal of Alloys and Compounds, 509(5):** 1691-1695.

41. Liang, G., Fang, H., Katz, D., Tang, Z., Salama, K., 2006. Phase formation in Cu-sheathed MgB_2 wires. **Physica C, 442(2):** 113-123.

42. Katagiri, K., Kasaba, K., Shoji, Y., Yamakage, D., Obara, T., Shimura, S., Koshizuka, N., Watanabe, K., 2007. Stress/strain characteristics of Cu-alloy sheath MgB_2 superconducting wires. **Cryogenics 47(4):** 220-224.

43. Wozniak, M., Hopkins, S. C., Gajda, D., Glowacki, B. A., 2012. The effect of copper additions in the synthesis of in-situ MgB_2 Cu-sheathed wires. **Physica C, 477:** 66-73.

44. Ahoranta, M., Lehtonen, J., Kovak, P., 2004. Feasibility of iron-sheathed MgB_2 wires for magnet applications. **Physica C, 400(3):** 89-96.

45. Higashikawa, K., Yamamoto, A., Kiss, T., Ye. S., Matsumoto, A., Kumakura, H., 2014. Magnetic microscopy for characterization of local critical current in iron-sheathed MgB_2 wire. **Physica C, 504:** 62-64.

46. Safran, S., Kılıçarslan, E., Kılıç, A., Gencer, A., 2014. The role of various boron precursor on superconducting properties of MgB_2/Fe. **Cryogenics, 63:** 133-137.

47. Yamada, Y., Kanazawa, M., Ohno, T., Tachikawa, K., Kajikawa, K., Inoune, T., Aoki, I., Matsumoto, A., Kamakura, H., 2012. PIT processed MgB_2 thin wires sheathed with stainless steel. **IEEE Transactions on Applied Superconductivity, 22(3):** 6200304-6200304.

48. Song, K. J., Kim, S. W., Park, C., Joo, J. H., Choi, S. J., Ko, R. K., Ha, H. S., Ha, D. W., Oh, S. S., 2004. The effect of geometry of composite MgB_2/stainless-steel (SS) wires fabricated by PIT process on the superconducting properties. **Physica C, 407(1):** 17-22.

49. Malagoli, A., Braccini, V., Scati, N., Roncallo, S., Siri, A. S., Grasso, G., 2002. Fabrication and superconducting properties of powder-in-tube processed MgB_2 tapes. **Physica C, 372:** 1245-1247.

50. Devadas, K. M., Rahul, S., Thomas, S., Varghese, N., Vinod, K., Syamaprasad, U., Pradhan, S., Chattopadhyay, M. K., Roy, S. B., 2011. Transport properties of sealed MgB_2/Fe/Ni multifilamentary wires heat treated in air. **Journal of Alloys and Compounds, 509(31):** 8038-8041.

51. Çiçek, Ö., Yetiş, H., Gencer, A., 2014. AC susceptibility analysis on MgB_2 bulk and Ti-sheathed wire superconductors. **Cryogenics, 63:** 143-147.

52. Kulich, M., Kovak, P., Eisterer, M., Husek, I., Melisek, T., Weber, H. W., Habler, W., 2009. Effect of C and SiC additions into in-situ or machanically alloyed MgB_2 deformed in Ti Sheath. **Physica C, 469(14):** 827-831.

53. Husek, I., Kovak, P., Melisek, T., Kopera, L., 2011. Thermally stabilized MgB_2 composite wires with different barriers. **Cryogenics, 51(9):** 550-554.

54. Kovak, P., Husek, I., Pachla, W., Kulczyk, M., Melisek, T., Dvorak, T., 2011. As-deformed filament's density and transport currents of MgB_2/Ti/Glidecop wire. **Journal of Alloys and Compounds, 509(35):** 8783-8787.

55. Kim, J. H., Dou, S. X., Matsumoto, A., Choi, S., Kiyoshi, T., Kumakura, H., 2010. Correlation between critical current density and n-value in MgB_2/Nb/Monel superconductor wires. **Physica C 470(20):** 1207-1210.

56. Li, C. S., Yan, G., Wang, Q. Y., Jiao, G. F., Sulpice, A., Yang, F., Xiong, X. M., Liu, G. Q., Feng, J. Q., Feng, Y., Zhang, P. X., 2013. Fabrication and properties of kilometer level, Nb reinforced, 6 filamentary MgB_2 wires. **Physica C, 494:** 177-180.

57. Wang, Q., Yan, G., Zhang, P., Sulpice, A., Yang, F., Xiong, X., Feng, J., Ji, P., Li, C., 2013. Influence of bending strain on mono- and multi-filamentary MgB_2/Nb/Cu wires and tapes. **Physica C, 484:** 163-166.

58. Qingyang, W., Pingxiang, Z., Guo, Y., Sulpice, A., Xiaomei, X., Fang, Y., Guoqing, L., Gaofeng, J., Chengshang, L., 2013. Influence of Nb diffusion layer on superconductivity of MgB_2/Nb/Cu wires. **Rare Metal Materials and Engineering, 42(5):** 0881-0884.

59. Feng, Y., Zhao, Y., Pradhan, A. K., Zhou, L., Zhang, P. X., Liu, X. H., Ji, P., Du, S. J., Liu, C. F., Wu, Y., Koshizuka, N., 2002. Fabrication and superconducting properties of MgB_2 composite wires by the PIT method. **Superconductor Science and Technology, 15(1):** 12-15.

60. Tanaka, K., Kitaguchi, H., Kumakura, H., Hirakawa, M., Yamada, H., Okada, M., 2005. Fabrication and transport properties of MgB_2 mono-core wire and solenoid coil. **IEEE Transactions on Applied Superconductivity, 15(2):** 3180-3183.

61. Balamurgan, S., Nakamura, T., Osamura, K., Muta, I., Hoshino, T., 2004. Structural and superconducting properties of PIT processed sintered MgB_2/Fe wire. **Physica C, 412:** 1184-1188.

62. Yamamoto, K., Osamura, K., Balamurgan, S., Nakamura, T., Hoshino, T., Muta, I., 2003. Mechanical and superconducting properties of PIT-Processed MgB_2 wire after heat treatment. **Superconductor Science and Technology, 16(9):** 1052-1058.

63. Xu, H. L., Feng, Y., Xu, Z., Li, C. S., Yan, G., Mossang, E., Sulpice, A., 2005. Effect of sintering temperature on properties of MgB_2 wire sheathed by low carbon steel tube. **Physica C, 419(3):** 94-100.

64. Dancer, C. E. J., Mikheenko, P., Bevan, A., Abell, J. S., Todd, R. I., Grovenor, C. R. M., 2009. A study of sintering behaviour of magnesium diboride. **Journal of European Ceramic Socienty, 29(9):** 1817-1824.

65. Zhao, Q., Liu, Y., Han, Y., Ma, Z., Shi, Q., Gao, Z., 2009. Effect of heating rates on microstructure and superconducting properties of pure MgB_2. **Physica C, 469(14):** 857-861.

66. Ishiwata, J., Muralidhar, M., Koshizuka, N., Inoune, K., Murakami, M., 2014. Effect of sintering time on the optimal synthesis condition in MgB_2. **Physics Procedia, 58:** 102-105.

67. Jun, B.-H., Kim, Y. –J., Tan, K. S., Kim, J. H., Xu, X., Dou, S. X., Kim, C.-J., 2008. Influence of intermediate annealing on the microstructure of in-situ MgB_2/Fe wire. **Physica C, 468(15):** 1825-1828.

68. Husek, I., Kovak, P., 2010. Mechanical properties, interface reactions and transport current densities of multi-core MgB_2/Ti/Cu/SS wire. **Superconductor Science and Technology, 23(7):** 075012

69. Wang, Q. Y., Jiao, G. F., Liu, G. Q., Xiong, X. M., Yan, S. C., Zhang, P. X., Sulpice, A., Mossang, E., Feng, Y., Yan, G., 2010. Fabrication and properties of multifilamentary MgB_2 wires in-situ powder-in-tube process. **Physica C, 470(20):** 1415-1418.

70. Suo, H. L., Beneduce, C., Su, X. D., Flükiger, R., 2002. Fabrication and transport criticalcurrents of multifilamentary MgB_2/Fe wires and tapes. **Superconductor Science and Technology, 15(7):** 1058-1062.

71. Runde, M., Stenvall, A., Magnusson, N., Grassso, G., Mikkonen, R., 2007. MgB_2 coils for a DC superconducting induction heater. **Journal of Physics: Conference Series, 97(1):** 012159.

72. Duo, S. X., Pan, A. V., Zhou, S., Lonescu, M., Liu, M. K., Munroe, P. R., 2002. Substitution-induced pinning in MgB_2 superconductor doped with SiC nano-particles. **Superconductor Science and Technology, 15(11):** 1587.

73. Hwang, S. M., Choi, J. H., Park, E. C., Lim, J. H., Joo, J., Kang, W.-N., Kim, C.-j., 2009. Development of carbon-dopped ex-situ MgB_2 wire by mechanical alloying. **Pyhsica C, 469(15):** 1523-1526.

74. Bumin, D., Yanmaz, E., Basoglu, M., Gencer, A., 2011. Magnetic characterization of SiC dopped bulk MgB_2 superconductor. **Journal of Superconductivity and Novel Magnetism, 24(1-2):** 211-215.

75. Susner, M. A., Sumption, M. D., Bhatia, M., Peng, X., Tomsic, M. J., Rindfleisch, M. A., Collings, E. W., 2007. Influence of Mg/B ratio and SiC doping on

microstructure and high field transport J_C in MgB_2 strands. **Physica C, 456(1):** 180-187.

76. Wei, J., Li, Y., Xu, C., Wei, B., Wu, D., 2003. Structure and superconductivity of MgB_2-carbon nanotube composites. **Materials Chemistry and Physics, 78(3):** 785-790.
77. Zhao, Y., Yang, Y., Cheng, C. H., Zhang, Y., 2007. Dopping and effect of nano-diamond and carbon-nanotubes on flux pinning properties of MgB_2. **Physica C, 463:** 165-169.
78. Wozniak, M., Hopkins, S. C., Gajda, D., Glowacki, B. A., 2012. Improvement of the critical current of in-situ Cu-sheathed MgB_2 wires by copper additions and tolüende doping. **Physics Procedia, 36:** 1594-1598.
79. Chen, S. K., Majoros, M., Macmanus-Driscoll, J. L., Glowacki, B. A., 2005. In-situ and ex-situ Cu doping of MgB_2. **Physica C, 418(3):** 99-106.
80. Shi, L., Zhang, S., Zhang, H., 2008. Effect of Co and Mn doping on the structure and superconductivity of MgB_2. **Solid State Communications, 147(1):** 27-30.
81. Bayazit, E. Yakinci, M. E., Balci, Y., Aksan, M. A., 2007. Magnetoresistance properties of Co-added MgB_2 tapes prepared by PIT method. **Physica C, 460:** 610-611.
82. Feng, W. J., Zhang, S., Guo, Y. Q., Yang, H., Xia, T. D., Wei, Z. Q., 2010. Fabrication of Ti dopped MgB_2/Cu superconducting wires by SHS method in an unsealed furnace. **Physica C, 470(3):** 236-239.
83. Beyazit, E., Altin, S., Yakinci, M. E., Aksan, M. A., Balci, Y., 2008. The effect of Mo addition on the microstructure and J_C properties of MgB_2 tapes fabricated by PIT method. **Journal of Alloys and Compounds 457(7):** 42-46.
84. Rodrigues, D. Jr., da Silva, L. B. S., Metzner, V. C. V., Hellstrom, E. E., 2012. Superconducting properties of MgB_2 with additions of other AlB_2-type diborides and carbon sources, prepared using hing energy ball milling and HIP. **Physics Procedia, 36:** 468-474.
85. Zhang, X., Gao, Z., Wang, D., Yu, Z., Ma, Y., 2006. Improved critical current densities in MgB_2 tapes with ZrB_2 doping. **Applied Physics Letters, 89:** 132510-132510.

86. Xu, G. J., Grivel, J.-C., Abrahamsen, A. B., Andersen, N. H., 2004. Enhancement of the irreversibility field in bulk MgB_2 by TiO_2 nanoparticle addition. **Physica C, 406(1):** 95-99.

87. Zhang, Y., Zhou, S. H., Wang, X. L., Dou, S. X., 2008. Effect of addition of nanoparticle TiO_2/SiO_2 on the superconducting properties of MgB_2. **Physica C, 468(15):** 1383-1386.

88. Penner, O., Habler, W., Eckert, J., Fischer, C., Mickel, C., Fuchs, G., Holzapfel, B., Schultz, L., 2005. Effects of particle addition on superconductivity in nanocrystalline MgB_2 bulk samples. **Physica C: 432(1):** 15-24.

89. Babaoğlu, M. G., Safran, S., Çiçek, Ö., Ağıl, H., Ertekin, E., Hossain, Md. S. A., Yanmaz, E., Gencer, A., 2012. Microstructural and superconducting properties of C_6H_6 added bulk MgB_2 superconductor. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 324(21):** 3455-3459.

90. Yuyan, S., Pingxiang, Z., Xiaomei, X., Guoqing, L., Guo, Y., 2012. Effect of $C_{10}H_8$ dopping on microstructure and superconductivity of MgB_2 wires. **Rare Metal Materials and Engineering, 41(1):** 5-8.

91. Pachla, W., Kovak, P., Diduszko, R., Mazur, A., Husek, I., Morawski, A., Presz, A., 2003. Effect of the high-pressure treatment of ex-situ MgB_2 superconductors. **Superconductor Science and Technology, 16(1):** 7-13.

92. Pachla, W., Kovak, P., Husek, I., Melisek, T., Müler, M., Strbik, V., Mazur, A., Presz, A., 2005. The effect of hydrositatic extrusion on the $J_C(B)$ characteristic of ex-situ MgB_2 wires. **Superconductor Science and Technology, 18(4):** 552-556.

93. Kovak, P., Husek, I., Grovenor, C., Salter, C., 2003. Properties of as-deformed and post-anneald MgB_2/Fe(Fe alloy) composite wires. **Superconductor Science and Technology, 16(2):** 292-296.

94. Kovak, P., Husek, I., Melisek, T., 2008. MgB_2 cable made from two-axially rolled wires. **Superconductor Science and Technology, 21(12):** 125003-125007.

95. Shinohara, K., Futatsumori, T., Ikeda, H., 2008. Effect of a hot-press on the critical current density of MgB_2 bulk samples. **Physica C, 468(15):** 1369-1371.

96. Kim, J. H., Matsumoto, A., Maeda, M., Yamada, Y., Wada, K., Tachicawa, K., Rindflesisch, M., Tomsic, M., Kumakura, H., 2010. Influence of hot-pressing on MgB_2/Nb/Monel wires. **Physica C, 470(20):** 1426-1429.

97. Kovak, P., Pachla, W., Husek, I., Kulczyk, M., Melisek, T., Holubek, T., Diduszko, R., Reissner, M., 2008. Multicore MgB_2 wires made by hydrostatic extrusion. **Physica C, 468(24):** 2356-2360.

98. Kovak, P., Husek, I., Melisek, T., Fedor, J., Cambel, V., Morawski, A., Kario, A., 2009. Properties of hot pressed MgB_2/Ti tapes. **Physica C, 469(13):** 713-716.

99. Tyler, D. E., Corporation, O., 1992. ASM Handbook Vol. 2 Properties and Selection: Nonferrous Alloy and Special-Purpose Materials. ASM International Materials Park, Ohio, 3470 pp.

100. Galanty, M., Kazanowski, P., Kansuwan, P., Misiolek, W. Z., 2002. Consolidation of metal powders during the extrusion process. **Journal of Materials Processing Technology**, **125**: 491-146.

101. Saha, P. K., 2000. Aluminum Extrusion Technology. ASM International Materials Park, Ohio, 259 pp.

102. Groover, M. P., 2011. Principles of Modern Manufacturing. John Wiley & Sons Inc., USA, 1002 pp.

103. Johnson, W., 1956. The pressure for the cold extrusion of lubricated rod through square dies of moderate reduction at slow speed. **Journal of the Institute of Metals, 85(9):** 403-408.

104. Kalpakjian, S., 2000. ASM Handbook Vol. 8 Mechanical Testing and Evaluation. ASM International Materials Park, Ohio, 2235 pp.

105. Hwang, Y., Hwang, T., 2002. An investigation into the plastic deformation behavior within a conical die during composite rod extrusion. **Journal of Materials Processing Technology, 121(2)**: 226-233.

106. Haghighat, H., Shayesteh, H., 2014. Upper bond analysis for hibrid sheet metals extrusion process through curved dies. **Trans. Nonferrous Met. Soc., 24(10):** 3285-3292.

107. Altınbalık, T., Ayer, O., 2013. Effect of die inlet geometry on extrusion of clover sections through curved dies: Upper bound analysis and experimental verification. **Trans. Nonferrous Met. Soc., 23(4):** 1098-1107.

108. Hulubek, T., Schlachter, S. I., Goldacker, W., 2009. Fabrication and transport properties of superconducting MgB_2 cables. **Superconductor Science and Technology, 22(5):** 055011.

109. Holcomb, M. J., 2005. Supercurrent in magnesium diboride/metal composite wire. **Physica C, 423(3):** 103-108.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı, Soyadı: Mehmet CENGİL
Uyruğu: Türkiye (TC)
Doğum Tarihi ve Yeri: 29 Ekim 1983, Konya
Medeni Durumu: Evli
Tel: +90 382 288 23 62
Cep: +90 536 638 40 66
email: mcengil@aksaray.edu.tr
Yazışma Adresi: Aksaray Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü 68100 Merkez Aksaray

EĞİTİM

Derece	Kurum	Mezuniyet Tarihi
Lisans	Cumhuriyet Üniv. Makine Müh.	2007
Lise	Ata İçil Süper Lisesi, Konya	2002

İŞ DENEYİMLERİ

Yıl	Kurum	Görev
2010- Halen	Aksaray Üniversitesi	Arş. Gör.
2009–2010	Karsan AYM	İmalat Mühendisi
2007-2008	Sentez Makine	İmalat Mühendisi

YABANCI DİL

İngilizce

YAYINLAR

1. M. Cengil, H. Adatepe, Investigation of Effects of Oil Additive on Friction Coefficient for Statically Loaded Radial Journal Bearings, Journal of the Balkan Tribological Association, Vol. 19, No 1, 117–127 pp., 2013, (SCI Exp. ISSN 1310-4772)

2. H.Adatepe, M. Cengil, B. Güneş, Statik Yük Altındaki Kaymalı Yataklarda Sürtünme Katsayısının Teorik ve Deneysel Olarak Belirlenmesi, Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 9 (1), 25-34 pp., 2012