

**T.C.
SELÇUK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Nd KATKILI YBCO SÜPERİLETKEN BİLEŞİĞİN KRİSTAL YAPISININ
X-IŞINI KIRINIM YÖNTEMİYLE İNCELENMESİ**

Ahmet SERGİ

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
FİZİK ANABİLİM DALI**

**DANIŞMAN
Yrd.Doç.Dr. Mehmet TAŞER**

Konya, 2010

**T.C.
SELÇUK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ND KATKILI YBCO SÜPERİLETKEN BİLEŞİĞİN KRİSTAL YAPISININ
X-İŞİNİ KİRİNİM YÖNTEMİYLE İNCELENMESİ**

Ahmet SERGİ

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
FİZİK ANABİLİM DALI**

**Bu tez,/...../..... tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği/oyçokluğu
ile kabul edilmiştir.**

**Yrd.Doç.Dr. Mehmet TAŞER
(Danışman)**

**Yrd.Doç.Dr. Haziret DURMUŞ
(Üye)**

**Yrd.Doç.Dr.Hayretdin KÜÇÜKÇELEBİ
(Üye)**

ÖZET**Yüksek Lisans Tezi****ND KATKILI YBCO SÜPERİLETKEN BİLEŞİĞİN KRİSTAL YAPISININ
X-IŞINI KIRINIM YÖNTEMİYLE İNCELENMESİ****Ahmet SERGİ****Selçuk Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı****Danışman: Yrd. Doç. Dr. Mehmet TAŞER
2010, 30 sayfa****Jüri:****Yrd. Doç. Dr. Hayrettdin KÜÇÜKÇELEBİ
Yrd. Doç. Dr. Haziret DURMUŞ**

Bu Tezde, Y bölgesine Nd katkılmasının, $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ süperiletken bileşiğin kristal yapısında meydana getireceği değişiklikler araştırılmıştır. Polikristal $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ oksit süperiletken malzemesi katıhal tepkime yöntemiyle hazırlanmıştır. Y bölgesine Nd katkılması ($x=0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7, 0.8, 0.9, 1.0$) yapılarak, $Y_{1-x}Nd_xBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ (Y-Nd) serisi elde edilmiştir.

Saf $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ ile birlikte toplam 11 numunenin XRD desenleri kaydedilmiştir. Bu desenlerin katkı oranlarına (x 'e) göre değişimi inceleyerek, Y bölgesine katkılanan Nd'nin kristal yapıdaki etkisi araştırılmıştır. Y yerine katkılanan Nd'nin kristal yapıda önemli bir değişikliğe neden olmadığı sonucuna varılmıştır.

Anahtar kelimeler: $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, Nd katkılması, x-ışını kırınımı, katkılama etkileri.

ABSTRACT**MSc Thesis****A STUDY OF CRYSTAL STRUCTURE OF Nd DOPED YBCO
SUPERCONDUCTOR COMPOUND BY X-RAY DIFFRACTION METHOD****Ahmet SERGİ****Selcuk University
Graduate School of Natural and Applied Science
Department of Physics****Supervisor: Assist. Prof. Dr. Mehmet TAŞER
2010, 30 pages****Jury:****Assist. Prof. Dr. Hayretdin KÜÇÜKÇELEBİ
Assist. Prof. Dr. Haziret DURMUŞ**

In this study, changes in the crystal structure of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ superconducting compound as a result of Nd doping in to the Y zone was investigated. Polycrystal $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ superconducting material was prepared by solid state reactionj method. Various amounts Nd ($x=0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7, 0.8, 0.9, 1.0$) was doped in to Y zone thus obtaning a $\text{Y}_{1-x}\text{Nd}_x\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ (Y-Nd) series.

XRD patteins for 11 samples, including the pure $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ sample, were recorded. By analyzing the changes in these patterns with the doping ratio x , the effect of Nd doping in to the Y zone on the crystal structure was investigated. We have concluded that Nd doping into the Y zone does not cause anny singificant changes ,in the crystal structure.

Keywords: $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$, Nd doping, X-ray diffraction doping effects.

ÖNSÖZ

Bu çalışma Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalı'na Yüksek Lisans semineri olarak sunulmuştur.

Kritik sıcaklığın üzerindeki (örneğin oda sıcaklığı) sıcaklıklarda, süperiletken malzemenin normal iletken gibi davrandıkları bilinmektedir. Kritik sıcaklıklarda bu özellikler nasıl bir değişime uğrar? Bu çalışmada, süperiletken malzemelerden YBaCuO'in kristal yapısının, farklı oranlarda Nd katkılanmasıyla nasıl bir değişim gösterdiği x-ışını toz kırınımı ile incelenecektir.

Seminer çalışmamda büyük yardımlarını gördüğüm sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Mehmet TAŞER'e ve Arş. Gör. Dr. Mücahit YILMAZ'a teşekkürlerimi sunarım.

AHMET SERGİ

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iii
ABSTRACT	iv
ÖNSÖZ	v
İÇİNDEKİLER	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	vii
ÇİZELGELER DİZİNİ	viii
1. GİRİŞ	1
1.1. Süperiletkenler	1
1.1.1. Süperiletkenlerin keşfi	1
1.1.2. Süperiletkenlerin tarihsel gelişimi	3
1.2. Yüksek Sıcaklık Süperiletkenleri	4
1.2.1. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin yapısal özellikleri	5
1.2.2. YBa₂Cu₃O_{7-δ} (YBCO)'nun yapısı ve genel özellikleri	6
1.2.3. YBCO'nun kristal yapısı	9
1.2.4. Yapısal kusurlar	11
1.2.5. İletkenlik tabakası olarak CuO₂ düzlemleri	12
1.2.6. Oksijen boşlukları	12
2. MATERYAL VE METOD	14
2.1. Yitriyum (Y) Bölgesinde Yapılan Katkılama ve Yerdeğiştirme Çalışmaları	15
2.1.1. Yitriyum'un tek değerlikliler ile katkılanması	15
2.1.2. Yitriyum'un kalsiyum (Ca) ile katkılanması	15
2.1.3. Yitriyum'un diğer iki değerlikliler ile katkılanması	16
2.1.4. Yitriyum'un diğer üç değerlikliler ile katkılanması	16
2.1.5. Yitriyum'un diğer atomlar ile katkılanması	16
2.1.6. Yitriyum'un nadir toprak elementleri (Lantanit) ile katkılanması	17
2.2. Yba₂cu₃o₇ Süperiletken Numunelerin Hazırlanması	17
2.2.1. Kalsinasyon işlemi	18
3. DENEYSEL BULGULAR	21
3.1. XRD Analizleri	21
4. SONUÇ	28
KAYNAKLAR	29

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Onnes'in Hg örneği ile yapmış olduğu deneye ilişkin grafik (Ginzburg ve Andryushin 2004).....	2
Şekil 1.2. (a) $YBa_2Cu_3O_7$ 'nin birim hücresi ve atomların dağılımı, (b) birim hücrede CuO zinciri ve CuO_2 düzleminin yapısı, (c) $YBa_2Cu_3O_7$ bileşiğine ait düzlemler. (Kare piramitlerin tabanları CuO_2 düzlemlerini, birim hücrenin köşelerinde sırasıyla Cu-O-Cu şeklindeki dizilim CuO zincirini göstermektedir.)	9
Şekil 1.3. Ortorombik yapıdaki $YBa_2Cu_3O_7$ 'nin birim hücresi.	11
Şekil 1.4. Cu(2) düzleminde yer değiştiren iki değerlikli bir geçiş metal iyonu yakınındaki iyonların yer değiştirmesi.....	13
Şekil 2.1. Örneklerin kalsinasyon işlemi için sıcaklık-zaman grafiği	22
Şekil 2.2. NABERTHERM - N 11/R kül fırını ve kontrol paneli	22
Şekil 2.3. Rigaku D/Max-IIIc x-ışını difraktometresi.....	23
Şekil 3.1. Saf YBCO'ya ait X-ışını kırınım deseni.	24
Şekil 3.2. $NdBa_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.	24
Şekil 3.3. $Y_{0,1}Nd_{0,9}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni	25
Şekil 3.4. $Y_{0,2}Nd_{0,8}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.	25
Şekil 3.5. $Y_{0,3}Nd_{0,7}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.	26
Şekil 3.6. $Y_{0,4}Nd_{0,6}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.	26
Şekil 3.7. $Y_{0,5}Nd_{0,5}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.	27
Şekil 3.8. $Y_{0,6}Nd_{0,4}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.	27
Şekil 3.9. $Y_{0,7}Nd_{0,3}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni	28
Şekil 3.10. $Y_{0,8}Nd_{0,2}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.	28
Şekil 3.11. $Y_{0,9}Nd_{0,1}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.	29
Şekil 3.12. Y-Nd serisine ait X-ışınları kırınım desenlerinin üç boyutlu gösterimi ..	30

ÇİZELGELER DİZİNİ

Tablo 1.1. Süperiletkenlik tarihindeki önemli gelişmeler (Wesche 1998).....	3
Tablo 1.2. Yüksek sıcaklık süperiletkenleri ve kritik sıcaklıkları (Dzhafarov 1996).	5
Tablo 2.1. Başlangıç kompozisyonu için kullanılan oksit bileşiklerin özellikleri	21

1. GİRİŞ

Temel bilimle olan ilgisi ve pek çok teknik uygulamaya sahip olması bakımından süperiletkenlik olayı da her zaman çok heyecan verici bir konudur. Yakın geçmişte, bazı metal oksitlerde yüksek-sıcaklık süperiletkenliğin keşfi, büyük bir heyecan doğmasına neden olmuştur.

Birçok metal alaşımın elektriksel dirençlerinin yeteri kadar düşük sıcaklığa, daha çok sıvı helyum sıcaklık (≈ 4 K) bölgesine girildiğinde sıfır olduğu görülür. Bu özelliğin görüldüğü kritik sıcaklık maddeye bağlıdır. Bu sıfır direnç (veya sonsuz iletkenlik) süperiletken olarak bilinir. Bu çarpıcı özellik metallerin özellikle düşük sıcaklık bölgesinde özelliklerinin anlaşılmasına büyük katkıda bulunmuştur. Süperiletkenlik, süperiletken mıknatıs yapımında, bilgisayar anahtarlama devrelerin yapımında, hastanelerde MR cihazlarında, yüksek hızdaki trenlerde, kablolarda ve birçok diğer teknik araç yapımında kullanılmıştır. Bunlara ek olarak, mühendisler süperiletkenliği güç iletiminde kaybı ortadan kaldırmak amacıyla kullanmayı düşünmektedirler.

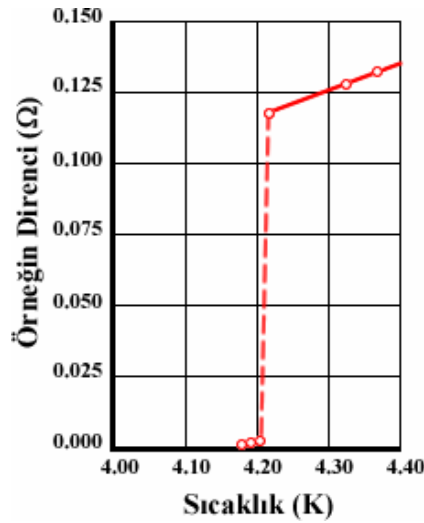
Kritik sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda (örneğin oda sıcaklığında), süperiletken malzemenin normal iletken gibi davrandıkları bilinmektedir. Bu çalışmada, süperiletken malzemelerden YBaCuO'in kristal yapısının, farklı oranlarda Nd katkılanmasıyla nasıl bir değişim gösterdiği x-ışını toz kırınımı ile incelenecektir.

1.1. Süperiletkenler

1.1.1. Süperiletkenlerin keşfi

Hollandalı Fizikçi Kammerling Onnes 1908 yılında Helyum gazını sıvılaştırarak, ulaşılabilir sıcaklığı 4,2 K 'ne düşürmüştü ve düşük sıcaklıklarda deneysel çalışmalar yapma imkânını vermiştir.

1911 yılındaki araştırmalar boyunca, katı helyum çubuğunun elektriksel direncini ölçmüş ve voltajın $T= 4,15$ K 'nin altında çubuğun uzunluğu boyunca hızlıca sıfıra düştüğünü görmüştür. Bu sıcaklıkta; civa için süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı (T_c) olarak bilinir. Bu çalışma Onnes'a ilk Nobel ödülünü kazandırmıştır..



Şekil 1.1 Onnes'in Hg örneği ile yapmış olduğu deneye ilişkin grafik (Ginzburg ve Andryushin 2004).

Genel olarak, bazı metallerin ve alaşımların en ilginç özelliklerinden biri elektriksel özdirençlerinin belirli bir sıcaklık değerinin altında tamamen kaybolmasıdır. Bu sıfır özdirenç veya sonsuz iletkenlik **süperiletkenlik** olarak bilinir.

Malzemenin fiziksel görüntüsünün değişmemesine rağmen, normal metal durumundan süperiletken duruma geçişi, bir faz değişimini gösterir. Bu faz değişiminin gerçekleştiği sıcaklığa **kritik sıcaklık** denir ve T_c ile gösterilir.

Bir metalin T_c 'nin üzerindeki sıcaklık değerlerinde normal, T_c 'nin altındaki sıcaklık değerlerinde süperiletken durumları faz olarak bilinir. Bu terim maddenin dengede olduğunu vurgular. Her sıcaklık bir denge enerjisine sahiptir. Soğutulma sırasında, sadece T_c değerinde denge enerjileri aynı olan farklı iki durum söz konusudur ve birinden diğerine bir sıçrama olmaktadır. Bu sıçrama faz geçişi olarak isimlendirilmektedir.

Süperiletkenlik alanında süperiletkenliğin keşfinden günümüze kadar olan önemli gelişmeler Tablo 1.1'de verilmiştir.

Ancak son zamanlarda yapılan çalışmalar daha önce süperiletken olmadığına inanılan pek çok elementin de süperiletkenlik özelliği gösterdiğini, süperiletken olanların ise yüksek basınç altında kritik sıcaklık değerlerinde artışların meydana geldiğini göstermiştir (Buzea ve Robbie 2005).

1.1.2. Süperiletkenlerin tarihsel gelişimi

Tablo 1.1 Süperiletkenlik tarihindeki önemli gelişmeler (Wesche 1998).

1908	Helyum'un (He) sıvılaştırılması
1911	4.2 K sıcaklığın altında Cıva (Hg) örneğinde H. Kammerlingh Onnes tarafından süperiletkenliğin keşfedilmesi
1933	W. Meissner ve R. Ochsenfeld tarafından süperiletken durum için mükemmel diyamagnetizmanın bulunması
1935	Süperiletkenliği açıklamaya çalışan ilk teori, London Teorisi
1950	Süperiletkenliği kuantum teorisi ile açıklamaya çalışan Ginzburg-Landau Teorisi (Tinkham 1996)
1953	17.1 K kritik sıcaklığa sahip A15 süperiletkeni V_3Si 'nin keşfi
1957	J. Bardeen, L. N. Cooper ve J. R. Schrieffer tarafından ortaya atılan, süperiletkenliği açıklayan en kapsamlı teori "BCS Teorisi"
1961	Cooper Çiftleri'nin varlığına işaret eden, $h/0=\varphi$ birimlerde kuantumlanmış akının deneysel olarak doğrulanması
1962	B. D. Josephson tarafından, Cooper Çiftleri'nin ince yalıtkan bir oksit tabakasından tünellemesinin teorik olarak öngürülmesi
1974	Püskürtme (Sputtering) ile elde edilen Nb_3Ge filmlerinde 23.2 K rekor kritik sıcaklığın elde edilmesi
1986	J. G. Bednorz ve K. A. Müller tarafından La-Ba-Cu-O sisteminde 30 K sıcaklıkta süperiletkenliğin keşfedilmesi
1987	92 K'de süperiletken özellik gösteren $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ 'nin keşfi
1993	135 K kritik sıcaklığa sahip $HgBa_2Ca_2Cu_3O_{8+\delta}$ süperiletkeninin keşfi
2001	J. Akimitsu ve arkadaşları tarafından kritik sıcaklığı 40 K olan ve oksit bir bileşik olmayan Magnezyum Diboride (MgB_2) keşfedildi (Akimitsu ve ark. 2001)

1.2. Yüksek Sıcaklık Süperiletkenleri

1986 yılı, süperiletkenlik dünyasında bir dönüm noktası olmuştur. IBM Araştırma Laboratuvarındaki araştırmacılardan Alex Müller ve Georg Bednorz, o zamana kadar bilinen en yüksek sıcaklık olan 30 K'de kırılğan bir süperiletken seramik oluşturdular. Müller ve Bednorz'un sentezlediği, La-Ba-Cu-O bileşiği; yüksek sıcaklık süperiletkenlik (HTS) dönemini başlattı. Bir grup araştırmacı, Müller ve Bednorz geliştirdiği yapıdaki Lantanyum yerine İtiryum katarak 93 K'lik kritik sıcaklığa ulaşmayı başardılar (Sheahen 1994, Wesche 1998, Vanderah 1992, Fosseim ve Sudbo 2004, Cava 2000). Böylece ilk kez, bir malzemede (YBa₂Cu₃O₇) oldukça yaygın bir soğutucu olan sıvı azottan (77 K) daha yüksek sıcaklıklarda süperiletkenlik elde edildi ve helyumla çalışan soğutucular yerine daha ucuz olan azotla çalışan soğutucuları kullanarak süperiletkenliği çalışmak mümkün hale geldi. Bednorz ve Müller'in La_{2-x}Ba_xCuO yüksek sıcaklık oksit süperiletkenini keşfinden sonra bir takım oksit aileleri sentezlenmiştir. Bu oksit bileşikler ve kritik sıcaklıkları Tablo 1.2.'de gösterilmiştir.

Tablo 1.2. Yüksek sıcaklık süperiletkenleri ve kritik sıcaklıkları (Dzhafarov 1996).

Bileşik	Kritik Sıcaklık (K)	Bileşik	Kritik Sıcaklık (K)
La _{2-x} Sr _x CuO ₄	30 - 40	Tl ₂ Ba ₂ CuO ₆	90
La _{2-x} Ba _x CuO ₄	30 - 40	Tl ₂ Ba ₂ CaCuO ₆	110
		Tl ₂ Ba ₂ Ca ₂ Cu ₃ O ₁₀	125
YBa ₂ Cu ₃ O ₇	94		
YBa ₂ Cu ₄ O ₈	80	HgBa ₂ CuO _y	94
Y ₂ Ba ₄ Cu ₇ O ₁₅	90 - 92	HgBa ₂ CaCu ₂ O _y	127
		HgBa ₂ Ca ₂ Cu ₃ O _y	134
Bi ₂ Sr ₂ CuO ₆	12	HgBa ₂ Ca ₃ Cu ₄ O _y	126
Bi ₂ Sr ₂ CaCu ₂ O ₈	90	HgBa ₂ Ca ₄ Cu ₅ O _y	112
Bi ₂ Sr ₂ Ca ₂ Cu ₃ O ₁₀	110		

1993 yılına kadar yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde ulaşılan rekor kritik sıcaklık HgBa₂Ca₂Cu₃O_{8+x} için, düşük basınçta 133.5 K ve 30 GPa basınç altında 164 K'dir. 1993 yılından sonra en yüksek kritik sıcaklık 1995 yılında, 138 K ile (normal basınçta) Hg_{0,8}Tl_{0,2}Ba₂Ca₂-Cu₃O_{8,33} bileşiği (seramiği) kullanılarak elde edildi. O zamandan beri daha yüksek bir geçiş sıcaklığına ulaşamadı ama $T_c = 127$ K ile Ba₂Ca_{3-y}Cu_{3+y}O_x, 40 K ile MgB₂ ve alan indüklemeli $T_c = 117$ K'lik C⁶⁰, 89 K

T_c 'li CaCuO_2 gibi yeni yüksek sıcaklık süperiletken bileşikler elde edilmeye devam etmektedir.

1.2.1. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin yapısal özellikleri

Yeni yüksek T_c 'li malzemelerinin birçoğu bakır oksit bileşikleridir. Şu ana kadar ayrıntılı olarak incelenen değişik süperiletken bileşikler, perovskit olarak adlandırılan kristal yapı cinsinden sınıflandırılabilirler. İlk sınıf $\text{BaPb}_{1-x}\text{Bi}_x\text{O}_3$ kübik perovskitlerdir ($a = b = c$). Bu malzeme ilk yüksek T_c 'li malzemelerden birisi olup, geçiş sıcaklığı 10 K'dir. KNiF_4 yapısı olarak bilinen ikinci sınıf ise, tetragonal yapıya sahip ($a = b \neq c$) tek tabakalı perovskitlerdir. Buna bir örnek T_c 'si yaklaşık olarak 38 K olan $\text{La}_{1,85}\text{Sr}_{0,15}\text{CuO}_4$ 'tür. Burada a ile b örgü sabitleri, oksijen düzleminde ölçülmektedir ve c de bu düzleme diktir. Üçüncü sınıf ise ortorombik yapıya sahip ($a \neq b \neq c$), $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ gibi ($T_c \approx 92$ K) çok tabakalı perovskitlerdir. Bu sınıftaki bileşik metallerin bağıl oranlarından dolayı, bazen 1-2-3 malzemeleri olarak adlandırılmaktadırlar (Bilgeç 2004). Bu malzemelerin kristal yapıları; CuO_2 düzlemler ve eksik-oksijene sahip perovskit yapılar olarak tanımlanabilir. Daima güçlü bir anizotropiye yani süperiletkenlik özelliklerinde yön duyarlılığına sahiptirler. Etkin süperakımlar; Josephson çiftlenimi ile birbirlerine bağlanmış CuO_2 düzlemleri boyunca akar. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerin $10^{21}/\text{cc}$ 'lik taşıyıcı yoğunluğu; elementel düşük sıcaklık süperiletkenlerinin yaklaşık iki katı kadardır. Eşyuum uzunluğu ise düşük sıcaklık süperiletkenlerine göre daha küçüktür ve düzlem doğrultusuna göre farklılık gösterir. Yani; CuO_2 düzlemine dik doğrultuda yaklaşık 3 \AA , bu düzlem boyunca 10 \AA olarak değişime sahiptirler. Buradan maksimum süperakımlar bakır-oksijen düzlemlerinde yüksek, bu düzlemlere dik doğrultuda ise çok düşük olduğu sonucuna varabiliriz. A° [Y-Ba-Cu-O], [Bi-Sr-Ca-Cu-O] ve [Tl-Ba-Ca-Cu-O] oksit süperiletken sistemleri pratik uygulamalar için oldukça çekicidir. Çünkü sıvı azot sıcaklığında süperiletken olabilmektedirler (Murakami 1992). Şu ana kadar, La-Ba-Cu-O, Y-Ba-Cu-O, Bi-Sr-Ca-Cu-O, Tl-Ba-Ca-Cu-O ve Hg-Ba-Ca-Cu-O olmak üzere beş temel yüksek sıcaklık oksit süperiletkenleri keşfedilmiş ve çalışılmıştır. Bi-Sr-Ca-CuO ve Tl-Ba-Ca-CuO ailelerinin genel formülü $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_y$ ve $\text{Tl}_2\text{Ba}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_y$ 'dir. Burada $n = 1, 2$ ve 3 değerleri alabilmekte ve birim hücredeki CuO_2 düzlemlerinin değerini göstermektedir. Üç temel tabakalanmış fazı vardır. Bu bileşikler ortorombik yapıya sahip olup Cu-O zincirleri içermezler.

HgBa₂Ca_{n-1}Cu₂O_y ailesinin yapısı, n adet CuO₂ ve $(n-1)$ adet Ca tabakasının BaO/HgO/BaO kaya tuzu arasında sandviçlenmesi ile inşa edilir. Bu Hg bileşikleri yüksek kritik sıcaklığa sahiptir. T_c , CuO₂ tabakasının (n sayısının) artması ile artar ve $n > 3$ için azalır. $n = 1,2,3,4$ ve 5 bileşikleri için sırasıyla 94 K, 127 K, 134 K, 126 K ve 112 K kritik sıcaklıklar kaydedilmiştir (Dzhafarov 1996). YBa₂Cu₃O_{7- δ} (YBCO) bileşiği ilk sentezlenen ve halen en yaygın olarak incelenen malzemelerden biridir. Her bir YBCO birim hücresi; İtiryum atomlarının bir düzlemi ile ayrılmış ve iki BaO tabakası arasında kalmış iki CuO₂ düzlemi içerir. Cu-O tabakalarındaki oksijen dağılımına ve miktarına bağlı olacak şekilde iki simetriye (tetragonal veya ortorombik) bağlıdır.

1.2.2. YBa₂Cu₃O_{7- δ} (YBCO)'nun yapısı ve genel özellikleri

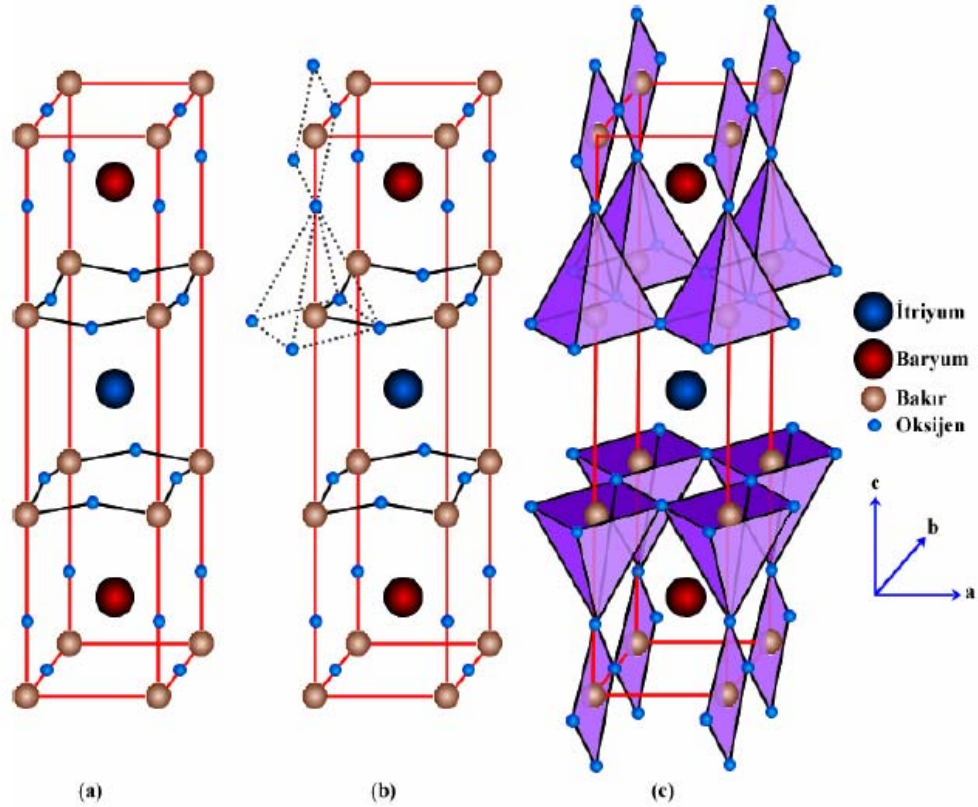
Y-Ba-Cu-O sisteminin kristal yapısı, Bakır ve Oksijenin CuO zincirini ve CuO₂ düzlemlerini içerir. Bakırın kristalografik olarak iki bağımsız pozisyonun varlığı (CuO₂ düzleminde Cu(2) ve Cu-O zincirinde Cu(1)) bu ailenin en önemli özelliğidir. Y-Ba-Cu-O ailesinin tüm üyeleri birim hücrede CuO₂ düzlemine sahiptir ama tek ve çift Cu-O zincirlerinin bulunmasına göre farklılık gösterirler. Y-Ba-Cu-O sisteminde bütün yapılarda iki adet CuO₂ düzlemleri mevcut olup, YBa₂Cu₃O₇ yapısında bir, YBa₂Cu₄O₈ yapısında iki ve Y₂Ba₄Cu₇O₁₅ yapısında da c eksenini boyunca ardışık olarak bir ve iki adet CuO zincirleri bulunur (Dzhafarov 1996 ve Çelik 2006). Kristal örgü $a = 0.382$, $b = 0.389$ ve $c = 1.168$ nm örgü parametrelerine sahip ve Pmmm/4 kristal simetrisi ortorombik yapıdadır. Bununla birlikte bu malzeme oksijensiz ortamda ısı işleme maruz kalırsa, oksijen atomlarından birini kaybederek benzer bir yapıda (tetragonal yapıda) fakat çok farklı karakterde olan YBa₂Cu₃O₆ yarıiletkenine dönüşür (Bilgeç 2004). Yani, YBa₂Cu₃O_{7- y} , ortorombik fazdan (süperiletken faz) tetragonal faza (yarıiletken faz) geçerken zincirlerdeki oksijen kaybından çabuk etkilenir. Bu ortorombik-tetragonal geçişi, bir düzen-düzensizlik yapısal faz geçişidir.

YBCO sisteminde normal ve süperiletken durumlar oksijen konsantrasyonu ve ortorombik fazdaki oksijen düzenlenmesine çok bağlıdır. Bu sistem ısı işlem ortamında bulunan gazların cinsine ve oksijen basıncına bağlı olarak 600 °C'den 750 °C'ye kadar ortorombik-tetragonal faz geçişi gösterir. Oksijen miktarı arttıkça kritik

sıcaklık değeri yükselmekte, birim hücre hacmi küçülmekte, ortorombiklik artmaktadır. Yine oksijen miktarının artışıyla birim hücre parametrelerinden a , azalmakta; b , artmakta ve belli bir değerden sonra azalmakta; c , azalmaktadır (Çelik 2006).

Tüm yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin, süperiletiminde baskın rol oynayan CuO_2 düzlemlerinin oluşturduğu tabakalanmış yapısı vardır. Diğer bileşenler CuO_2 düzlemlerinde yük yoğunluğunu düzenleyen yük deposu olarak davranırken taşıyıcılar yalnızca bu düzlemler boyunca hareket ederler. YBCO'nun özel durumunda, her birim hücre Şekil 1.2'de görüldüğü gibi iki adet BaO tabakasıyla araya alınmış ve Y atomuyla ayrılmış iki adet CuO_2 düzlem içerir (Çelik 2006). Bileşik iki mümkün yapıda bulunabilir. Bu yapılar tetragonal ($a = b \neq c$) ve ortorombik ($a \neq b \neq c$)'dir. Bu yapıların oluşumu hücre kenarlarındaki son Cu-O tabakalarındaki oksijen dağılımı miktarına bağlıdır. Düşük oksijen konsantrasyonu için ($\delta \leq 1$), birim hücredeki alt ve üst CuO düzlemlerindeki Cu atomları arasında oksijen atomları rastgele dağılırlar. Bu durumda tetragonal yapı oluşumuna öncülük eder. Yine de, δ 'nın değeri sıfıra yakınsa, oksijen atomları bu tabakalardaki Cu atomlarının b eksen yönünde aralarına düzenli bir şekilde yerleşerek ortorombik yapıyı oluştururlar ve CuO zinciri olarak isimlendirilirler (Çelik 2006). $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ yüksek sıcaklık süperiletkeninin kristal yapısı ve düzlemleri Şekil 1.2'de gösterilmektedir.

YBCO örnekleri elde etme işlemlerinin çoğu oksijence fakir bir ortamda yapılır ve bu yapı tetragonaldir. Bu durumda, ortorombik süperiletken fazı elde etmek için örneklere oksijen verilmelidir. Optimum oksijen içeriğine sahip materyali elde etmek için örneğin ölçütlerine bağlı süre boyunca yaklaşık $400\text{ }^\circ\text{C} - 550\text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıkta oksijen akışında ısıtılması gerekir (Çelik 2006).



Şekil 1.2. (a) YBa₂Cu₃O₇'nin birim hücresi ve atomların dağılımı, (b) birim hücrede CuO zinciri ve CuO₂ düzleminin yapısı, (c) YBa₂Cu₃O₇ bileşiğine ait düzlemler. (Kare piramitlerin tabanları CuO₂ düzlemlerini, birim hücrenin köşelerinde sırasıyla Cu-O-Cu şeklindeki dizilim CuO zincirini göstermektedir.)

Diğer yüksek T_c süperiletkenleri gibi; YBCO'da II. tip süperiletken sınıfına girer. Yani bu yapıda da manyetik alanın dışlanması için bir enerji kullanımının gerekliliği yerine, manyetik alan süperakımlarla çevrelenmiş, girdap denilen akı tüpleri içine hapsedilmiştir.

Normal bölge ile YBCO arasındaki ara yüzey enerjisi negatiftir ve bundan dolayı eşyüm uzunluğu girginlik derecesinden daha küçüktür. Buna göre; grain sınırlarının zayıf bağlantılar gibi davranabilmeleri için boyutlarının yeterli büyüklükte olması gerekir. Buda yüksek T_c seramik bulk süperiletkenlerde akım yoğunluğunun nispeten daha küçük olmasının açıklaması kabul edilir.

YBCO; diğer seramik süperiletkenlerle kıyaslandığında sayısız avantajlara sahiptir. 77K'den büyük kritik sıcaklığa sahip bilinen kararlı dört elementli tek bileşiktir.

- * Toksik elementler yada kararsız bileşikler içermez.
- * Tek-fazlı YBCO hazırlamak nispeten daha kolaydır.
- * HTS malzemelere oranla daha düşük anizotropiye sahiptirler ve daha güçlü manyetik alanlarda daha yüksek akım yoğunlukları taşıyabilirler.

Ayrıca bu sistemin geçiş sıcaklığı 80 K olan YBCO-124 ve 50 K olan YBCO-247 fazları da vardır. Bu iki faz normal koşullarda oluşturulamazlar. Yani oldukça yüksek oksijen basıncına yada normal basınçta hava ortamındaki ek alkali metal bileşiklerine ihtiyaç vardır. Y124, $YBa_2Cu_4O_8$ yapısında olmak üzere sabit oksijen miktarı içerir.

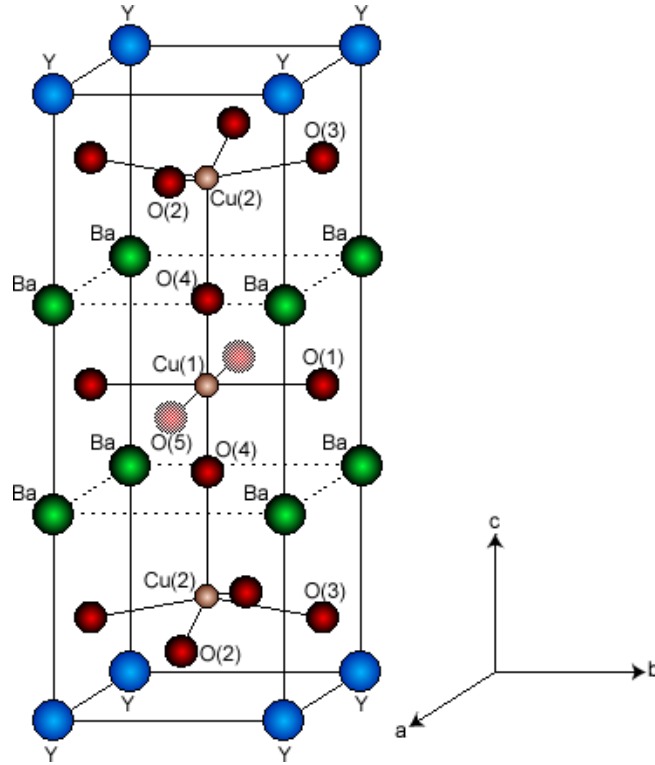
1.2.3. YBCO'nun kristal yapısı

Basit yapıdaki bakır oksit perovskitler, metal değil yalıtkanlardır ve sadece daha karmaşık kristal yapılar oluşturulduğunda (katkılama) metal gibi davranıp süperiletken olma olasılığı gösterirler.

Y-Ba-Cu-O oksit ailesi Cu-O zincirleri ve kare-piramit CuO_2 düzlemlerinin her ikisinde de görülen Bakır ve Oksijen yüzünden diğerlerinden ayrılır (Şekil 1.3.).

$YBa_2Cu_3O_7$ bileşiklerinde Ba ve Y için nadir toprak elementleri yer değiştirmede kullanılır. Baryumun yerine koyulan üç değerlikli nadir toprak iyonları için iyon boyutuyla enerjileri (Lu, Ho, Gd, Eu, Nd ve La'nın) arasında bir ilişki olduğu gözlenmiştir. Büyük nadir toprak iyonlarının Ba için yer değiştirmesi enerji olarak daha uygundur.

Şu ana kadarki gerçekleştirilen araştırmalar magnetik ve izoelektronik nadir toprak iyonlarının (Nd, Sm, Eu, Gd, Ho, Er ve Lu) örgüye ait olan Y^{3+} ile yer değiştirebileceğini ve süperiletkenlik geçiş sıcaklığında önemli bir değişiklik olmadığını göstermiştir. Ca^{2+} ve Sr^{2+} toprak alkali iyonları kristal içinde Ba^{2+} yerinde çözünür. Fe^{2+} , Co^{2+} , Ni^{2+} ve Cd^{2+} , Al^{3+} geçiş metal katyonları tercihli olarak Cu ile yer değiştirebilir. Tek kristalde veya çok kristallerin taneciklerinde safsızlık atomlarının göçü $YBa_2Cu_3O_7$ nin uygun altörgüsünde gerçekleşir. Bu altörgüler ya CuO_2 düzlemleri ya da CuO zinciridir.

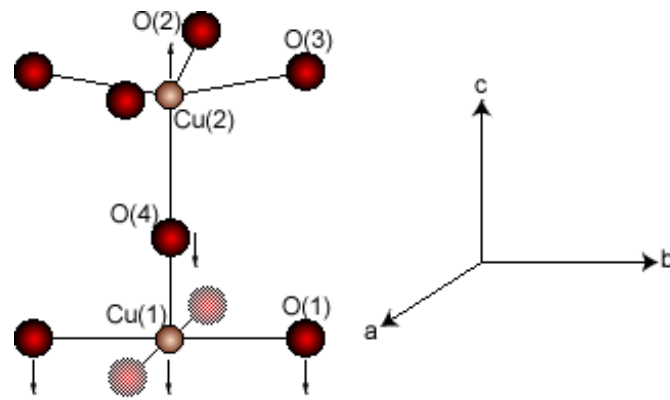


Şekil 1.3. Ortorombik yapıdaki $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ 'nin birim hücresi.

Bakırın kristalografik olarak iki bağımsız pozisyonun varlığı (CuO_2 düzleminde $\text{Cu}(2)$ ve Cu-O zincirinde $\text{Cu}(1)$) bu ailenin en önemli özelliğidir. Y-Ba-Cu-O ailesinin tüm üyeleri birim hücrede CuO_2 düzlemine sahiptir ama tek ve çift Cu-O zincirlerinin bulunmasına göre farklılık gösterirler. $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ bir zincire sahiptir. $\text{YBa}_2\text{Cu}_4\text{O}_8$ ise birim hücrede iki zincire sahiptir ve c yönü boyunca $\text{Y}_2\text{Ba}_4\text{Cu}_7\text{O}_{15}$ sırasıyla tek-zincir ve çift-zincir hücrelerine sahiptir.

$\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$, ortorombik fazdan (süperiletken faz) tetragonal faza (yarıiletken faz) geçerken zincirlerdeki oksijen kaybından çabuk etkilenir. Bu ortorombik-tetragonal geçişi, bir düzen-düzensizlik yapısal faz geçişidir ve oksijenin kısmi basıncına ve sıcaklığa bağlı olan, stokiometrik olmayan y parametresi tarafından belirlenir. $y = 0$ ile tamamen oksijenlenmiş durum (ortorombik) $\text{O}(1)$ yerlerinde oksijen atomlarının düzenlenmesiyle meydana gelir. Böylelikle tek boyutlu Cu-O zinciri şekillenir. y arttıkça, oksijen materyalden ve düzensiz olan $\text{O}(1)$ yerlerinden normalde boş olan $\text{O}(5)$ yerlerine gider. Ortorombik-tetragonal faz geçişi oksijen difüzyon kinetiği tarafından kontrol edilen evrimsel bir işlemdir. Oksijen boşluklarının düzenlenmesi sonucu oluşan zincirler sadece ortorombik fazda görülür.

Oksijen konsantrasyonunun çeşitliliği materyali üretme işlemi boyunca ısıtma ve soğutma şartlarına bağlıdır. Tek zincir $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ oksijen kaybına bağlı olarak ($0 < y < 0,6$) 94 K'den 0 K'e kadar değişen süperiletkenlik geçiş sıcaklığına sahiptir. $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ 'nin normal ve süperiletken durumun her ikisinin de özelliği, oksijen konsantrasyonuna ve ortorombik fazda oksijen düzenlemesinin derecesine oldukça güçlü bir şekilde bağlıdır. Süperiletken $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ faz ortamdaki gazın tipine (hava, oksijen vs) ve oksijen basıncının değerine bağlı olarak 600 °C den 750 °C aralığındaki sıcaklıklarda ısıtma süresince ortorombik-tetragonal faz geçişi gösterir.



Şekil 1.4. Cu(2) düzleminde yer değiştiren iki değerlikli bir geçiş metal iyonu yakınındaki iyonların yer değiştirmesi.

Çift zincir $\text{YBa}_2\text{Cu}_4\text{O}_8$ süperiletkenlerinin kritik sıcaklığı (yaklaşık 80 K) oksijen kaybından çok etkilenmez. $\text{Y}_2\text{Ba}_4\text{Cu}_7\text{O}_{15}$ bileşiği de yüksek bir geçiş sıcaklığına bağlıdır (92 K–94 K) ve $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ deki gibi süperiletkenin zincir bölümünde oksijen kaybolması yüzünden olabilecek oksijen değişimine aşırı duyarlıdır.

1.2.4. Yapısal kusurlar

Her kristalde, boşlukları ve çatlakları, normal örgü uzunluklarının değişmesini, kristal eksen yönlerinin değişmesini ve benzerlerini içeren pek çok farklı kusur tipi vardır. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde, kristal yapı içinde belirli yerlerdeki oksijendeki düzensizliklerin özel bir önemi vardır.

1.2.5. İletkenlik tabakası olarak CuO_2 düzlemleri

Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde süperakım iki CuO_2 düzlemi tarafından sandviçlenmiş bir şekil içinde akar. Bu iki düzlem İtiryum gibi tek bir atom tarafından ayrılır. Bu tabakalar iletkenlik tabakası olarak ifade edilir. İdeal olarak bu tabakalardaki Oksijen atomları bozulmadan kalan en iyi atomlardır. CuO_2 düzlemleri bozulurlarsa süperiletkenlik ortadan kalkar.

Öte yandan birim hücrenin geri kalan kısmı yük deposu olarak iş görür.

Yüksek sıcaklık süperiletkeninde bir kusurun ya da bir atomla yerdeğiştirilmenin temel işlevi CuO_2 düzlemlerine elektron sağlayan kaynakları değiştirmektir. Bunun anlamı birim hücre içindeki herhangi bir yerdeki farklılık materyalin elektronik durumunda değişmelere neden olur. Bütün yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde CuO_2 düzlemleri birim hücrenin boyutunu belirler.

YBCO'da CuO_2 düzlemleri düz bir geometriden buruşuk bir düzleme bozulmuştur. Bu, CuO_2 düzleminin her iki yanında bulunan komşu Y ve Ba atomlarının farklı Coulomb çekiminden kaynaklanmaktadır.

1.2.6. Oksijen boşlukları

$\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ bileşiğinde δ alt indisi bütün bir kristal örgüye uyan 7 rakamındaki Oksijen eksikliğini sembolize eder. Oksijen boşluklarını yapan ilk etken kristal örgü içindeki mümkün serbest taşıyıcıların sayısının değişmesidir.

Oksijen boşluklarının rolünü, normalde CuO_2 düzlemlerindeki elektronların birim hücrede bir başka yere transfer edilmesi olarak ifade edilen yük transfer modeli ile izah edilir.

YBCO'da Oksijen eksiklikleri özellikle CuO zincirlerinde görülür.

Bu onların formülünü $\text{CuO}_{1-\delta}$ yapar. CuO_2 tabakaları kimyasal olarak bütün olarak kalır.

Bu modeldeki anahtar nicelik CuO_2 düzlemlerindeki Bakır atomlarının oksidasyon durumudur. 2.0 değerinden her sapma yük transferinin oluştuğuna işaret eder. Birim hücrede hafif geometrik bozulmalardan dolayı Bakır-Oksijen bağları bu düzlemlerde az bir miktar uzar.

(+3) değerlikli İtiryum, Baryum ile ($BaCuO_3$ için) yerdeğiştirdiği zaman elektronların sayısında artış meydana getirir. Bununla birlikte İtiryum'un (+3) değeriği ile Oksijenin (-2) değeriği arasındaki uyumsuzluk bir İtiryum oksit düzleminin formasyonunun Baryum oksit düzlemi ile yerdeğiştirmesini imkânsız kılar. Oksijen atomlarının sayısı 9'dan 7'ye düşer. Birim hücre başına iki electronu azalan $BaCuO_3$, $YBa_2Cu_3O_7$ haline gelir ve yalıtkan olur. Oksijen boşlukları bunu O_{7-8} şeklinde düzeltirler ve daha çok boşluk taşıyıcı yaratırlar.

Bu durumda Y atomunun sadece ayırıcı olarak görev yaptığı ve CuO_2 düzlemlerinin İtiryum'un etkilerine bakmaksızın iletimi yaptığı görüşü güçlenir.

YBCO bileşiği elektronik olarak yeterli serbest taşıyıcıya sahip bir metal olmasına rağmen hala kırılğan bir seramiktir.

2. MATERYAL VE METOD

Yttriyum tabanlı (YBCO) süperiletkeni diğer Talyum tabanlı (TBCCO), Bizmut tabanlı (BSCCO) ve Civa tabanlı (HBCCO) süperiletkenlerle kıyaslandığında daha küçük T_c değerine sahiptir ancak yapısında toksin elementler barındırmaması, kullanılan elementlerin kararlı olması, kolay bir şekilde bulk olarak sentezlenebilmesi gibi nedenlerden dolayı katkılama çalışmalarında en çok tercih edilen bileşik haline gelmiştir (Skakle 1998).

YBCO'ya yapılan katkılama çalışmalarının temelinde iki sebebi vardır. Bunlardan ilki; malzemenin süperiletkenlik özelliklerini (Kritik Sıcaklık T_c , Kritik Alan $H_{c1,2}$, Kritik Akım Yoğunluğu J_c vb.) değiştirmek ve böylece olası süperiletkenlik mekanizması ile ilgili daha fazla bilgi edinmek. İkincisi ise malzemenin yoğunluk, tanecik yapısı ve kırılgenlik gibi fiziksel özelliklerini geliştirebilmektir. YBCO-123 bileşiğinin, hem anyonik hem de katyonik katkılamalara karşı uyumlu bir malzeme olduğu yapılan çeşitli incelemeler sonucunda ispatlanmıştır (Bilgeç 2004).

YBCO-123 serisinde en uygun yer değiştirme İttriyum (Y) ile herhangi bir nadir toprak elementi (Lantanit) arasında olur ve çok küçük bir farklılık gözlenir. 1987 yılında yapılan ilk deneylerde Praseodim (Pr) katkısının etkileri araştırılmış ve bakır-oksitlerde şaşırtıcı bir şekilde antiferromanyetizma ile süperiletkenliğin bir arada bulunduğu tespit edilmiştir. Bu çalışmadan çıkarılan sonuç, CuO_2 düzlemleri arasındaki aralayıcının detaylarının öneminin olmaması ve yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde f -kabuğu elektronlarının rollerinin göz ardı edilmesi gerektiğidir. Yapıya tamamen farklı bir atomun yerleşmesi elektronlar arasındaki etkileşmeleri değişikliğe zorlayabilir. Fakat süperiletkenlik özellikleri ile yapılan değişiklikler arasındaki ilişkinin anlaşılmasındaki zorluk hala devam etmektedir (Sheahen 1994).

YBCO-123 bileşiğine yapılan katkılamalar ve yerdeğıştirmeler temelinde dört başlık altında incelenebilir.

1. İttriyum (Y) bölgesinde yapılan katkılamalar ve yerdeğıştirmeler
2. Baryum (Ba) bölgesinde yapılan katkılamalar ve yerdeğıştirmeler
3. Bakır (Cu) bölgesinde yapılan katkılamalar ve yerdeğıştirmeler

4. Oksijen (O) bölgesinde yapılan katkılama ve yerdeşistirmeler (Skakle 1998).

Ayrıca YBCO-123 bileşiğine iki ve daha fazla katkılama yerdeşistirme çalışmaları da mevcuttur.

2.1. Yitriyum (Y) Bölgesinde Yapılan Katkılama ve Yerdeşistirme Çalışmaları

2.1.1. Yitriyum'un tek değerlikliler ile katkılanması

İtriyum'un tek değerliklilerle az sayıda çalışma mevcuttur. Na'nın iyonik yarıçapı 1.16' dur. Bu iyonun Y ile yerdeşistirmesi mantıklı olabilir ama K, 1.51 A^o ; Rb, 1.60 A ve Cs 1.76 A^o iyonik yarıçaplara sahiptir. Bu iyonların Y ile yerdeşistirmesi pek olası değildir. $Y_{1-x}Na_xCu_3O_{8-\delta}$ 'nin katı çözeltilerinde (Dalichaouch ve ark. 1988, Fartash ve Oesterreicher 1988) safsızlık fazlarının bulunduğu tespit edilmiştir (aGreaves ve Slater 1989). $Y_{1-x}A_xBa_2Cu_3O_{8-\delta}$ ($A = K, Rb, Cs$) bileşiklerinde x 'in 0.15'e kadar safsızlık içeren faza rastlanılmamış ve birim hücre boyutlarının sabit kaldığı gözlenmiştir. En yüksek T_c , 95.5 K ile $Y_{0.95}Cs_{0.05}Ba_2Cu_3O_{8-\delta}$ bileşiğinde tespit edilmiştir (Koblischka-Veneva ve Koblischka 2003).

2.1.2. Yitriyum'un kalsiyum (Ca) ile katkılanması

Y(III) yerlerine Ca(II) katkılı Y-Ba-Cu-O'de Ca konsantrasyonunun artması T_c ve J_c 'yi, azaltmaktadır (Bandyopadhyay ve ark. 1997). c -ekseninde yönlenmiş $Y_{0.8}Ca_{0.2}Ba_2Cu_3O_{7-\delta}$ (YCaBCO) ince film ve a -ekseninde yönlenmiş $(Y_{0.8}Ca_{0.2})Ba_2Cu_3O_{7-\delta}/YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ çift tabakalı malzemelerde Ca katkısı elektriksel geçiş özelliklerini ve a -ekseninde yönlenmiş YBCO filmin J_c değerini artırmaktadır (Delamare ve ark. 2002). Sol-gel ve PLD (Pulsed Laser Deposition) ile üretilen $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ ve $Y_{0.8}Ca_{0.2}Ba_2Cu_3O_{7-\delta}$ ince filmlerinde düşük sıcaklıklarda yüksek kritik akım yoğunluğuna sahip iken en yüksek J_c değeri fazla katkılanmış $Y_{0.8}Ca_{0.2}Ba_2Cu_3O_{7-\delta}$ örneğinde gözlenmiştir (Semwal ve ark. 2004). (100) $SrTiO_3$ substrat üzerine PLD ile hazırlanan $Y_{1-x}Ca_xCu_3O_{7-\delta}$ ($x = 0; 0.05; 0.07; 0.1$) ince filmde Ca'un Y ile kısmi yer değiştirmesi sonucu T_c değerinin artan Ca konsantrasyonu ile azaldığı, manyetik alan altında J_c değerlerinin katkısız YBCO ile yaklaşık aynı değerlere sahip olduğu tespit edilmiştir (Augieri ve ark. 2004). YBCO'nun mikrodalga özelliklerini anlamlı bir şekilde değiştirmedeği tespit edilmiştir (Seron ve ark 2004). $Y_{0.95}Ca_{0.05}Ba_{1.59}Cu_{2.40}O_y$ bileşiğinde maksimum alan

tuzaklama tespit edilmiştir (Szalay ve ark 2005). $Y_{1-x}Ca_xBa_2Cu_3O_y$ ($x = 0, 0.1, 0.2$) örneklerinde Ca konsantrasyonunun artmasıyla T_c 'nin azaldığı ancak Ca katkı örneklerde O katkılanmasıyla T_c 'nin arttığı ortalama tanecik boyutunun katkılanmayla azaldığı tespit edilmiştir (Mohan ve ark. 2007).

2.1.3. Yitriyum'un diğer iki değerlikliler ile katkılanması

$RE_{1-x}Cd_xBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ bileşiğinde x 'in artışıyla safsızlık fazlarında da artış meydana gelmektedir (Chen ve ark. 1989, Chen ve ark. 1990). $Y_{1-x}Cd_xBa_2Cu_3O_8$ ($x = 0.1, 0.5, 0.5$) bileşiklerinde 92 K'de geçiş sıcaklığı tespit edilmiştir (Andreas ve Kingon 1991). $Y_{0.9}M_{0.1}Ba_2Cu_3O_8$ ($M = Mg, Ca, Sr, Ba$) bileşiklerinde T_c 'nin iyonik çap ile orantılıdır. Ba için $T_c = 95$ K, Sr için $T_c = 91.3$ K, Ca için $T_c = 87.7$ K ve Mg için $T_c = 84$ K geçiş sıcaklığı tespit edilmiştir (Tatsumi ve ark. 1992). Benzer sonuçlar $Y_{1-x}Cd_xBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ (Cd katkılı) ve $Y_{1-x}Cd_xBa_{2-x}La_xCu_3O_{7-\delta}$ (Cd-La katkılı) örneklerde de gözlenmiştir (Gunasekaran ve Steger 1996).

2.1.4. Yitriyum'un diğer üç değerlikliler ile katkılanması

$Y_{1-x}Sc_xBa_2Cu_3O_8$ bileşiklerinde T_c değerleri x 'den bağımsızdır (Mori 1989, Zuo ve ark. 1988). $Y_{1-x}Al_xBa_2Cu_3O_8$ ($0 < x < 0.85$) için T_c 90,4 K olarak tespit edilmiştir (Franck ve ark. 1987). $Y_{1-x}B_xBa_2Cu_3O_y$ (YBBaCuO) ($x = 0.00, 0.33, 0.50$) malzemelerinde $x = 0.0$ ile $x = 0.33$ oranları arasında ortorombik yapının $x = 0.5$ değerine gittikçe tetragona yapıya geçiş yaptığı gözlenmiştir. Aşırı katkılama sınırına yaklaştıkça T_c değeri azalmaktadır (Ben Azzouz ve ark. 2006).

2.1.5. Yitriyum'un diğer atomlar ile katkılanması

Y'nin Bi ile kısmen yerdeğiştirilmesi ile T_c 'de küçük değişimlerin meydana gelmektedir ve örgü parametreleri büyük oranda değiştirmektedir (Varadaraju ve ark. 1987). Ga ve Fe'nin $x = 0.2$ 'den büyük değerleri T_c 'yi azaltmaktadır (Jung ve ark. 1988). Tl katkılanması T_c 'yi anlamlı bir şekilde değiştirmemektedir (aSaito ve ark. 1987). Th ve Zr katkılanmaları başarısızlıkla sonuçlanmıştır (Neumeier 1992). Ca ve Th'un ikili katkılanması sonucu oluşan $Y_{1-2x}Ca_xTh_xBa_2Cu_3O_8$ bileşiğinde T_c 'nin küçük değerler tespit edilmiştir (Andersson ve Rapp 1989, Andersson ve ark. 1989). $Y_{1-x}Ta_xBa_2Cu_3O_{7-y}$ ($0 \leq x \leq 0.08$) bileşiklerinde $YTa_{1.6}Ba_{3.5}Cu_{0.7}O_y$ bileşeninin akı çivileme merkezi olarak davranabileceği ve geçiş sıcaklığını değiştirmedeği gözlenmiştir (Bortolozzo ve ark. 2004).

2.1.6. Yitriyum'un nadir toprak elementleri (Lantanit) ile katkılanması

(YBa₂)Cu₃O_{9-δ} prototipi ile (REBa₂)Cu₃O_{9-δ} (RE: nadir toprak elementleri) malzemelerin perovskit (ABO₃ tipindeki malzemelere perovskit yapıya sahip malzemeler denir.) yapıya sahip oldukları, RE iyonlarının yarıçapı arttıkça örgü parametrelerinin de büyüdüğü, buna bağlı olarak ortorombik bozulmanın daha küçük hale geldiği tespit edilmiştir. Ayrıca süperiletkenlik geçiş sıcaklığı, RE iyon yarıçapı küçüldükçe daha düşük değerlerde gözlenmiştir (Tamegai ve ark. 1987, Yang ve ark. 1987). Süperiletken REBa₂Cu₃O_{6+y} (RE = Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Ho, Er, Tm, Yb) bileşiklerinin çoğunda magnetik alınganlık, Curie-Weiss ilişkisi tarafından tanımlanmıştır. Lantanit iyonları R³⁺ iyonları için beklenen magnetik momentleri göstermiş ve momentlerinin genellikle antiferromagnetik olarak etkileştiği bulunmuştur (aXiao ve ark. 1987). 90 K üzerinde süperiletken özellik gösteren kare-düzlem bileşik sistemi REBa₂Cu₃O_{6+x} (RE = Y, La, Nd, Sm, Eu, Gd, Ho, Er ve Lu) üzerinde yapılan çalışmada her biri dört ya da altı oksijen atomu ile çevrelenmiş tek kare düzlem Cu atomlarının, oksitlerin süperiletkenliğinde çok önemli bir yeri olduğu ifade edilmiştir (Hor ve ark. 1987). REBa₂Cu₃O_{7-x} (RE = Nd, Sm, ... ve Lu) bileşiklerinde katkılmalarda La, Pr ve Tb 62 haricindeki tüm lantanit serisi 87 ile 95 K arasında *T_c* değeri göstermiştir (Tarascon ve ark. 1987). Ortorombik-tetragonal faz geçişinin REBa₂Cu₃O_{7-δ} (RE = Y, La, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Ho, Er, Tm, Yb) bileşiklerinde Lantanit serisinin atom numarası arttıkça geçiş sıcaklığı da artmaya eğilimlidir. Bu eğilim en yakın komşu oksijen atomları arasındaki boşluk ile kuvvetli bir ilişki içindedir (Nakabayashi ve ark 1988). (Nd,Eu,Gd)Ba₂Cu₃O_x (NEG123) bulk malzemelerin 77.3 K'de 14 T manyetik alanını üzerinde yüksek tersinmezlik alanları gösterdiği tespit edilmiştir (Awaji ve ark. 2004). Yönelimi kontrol ederek büyük tek kristalli tanecikler oluşturmak için ilk kez kullanılan Generic Seed Crystal yöntemiyle RE-Ba-Cu-O (RE = Nd, Sm, Eu, Gd) hazırlanmıştır (Shi ve ark. 2005). (Nd_{1-x}Ca_x)Ba₂Cu₃O_y ve Nd(Ba_{2-x}Ca_x)Cu₃O_y örneklerinde artan Ca konsantrasyonu ile *T_c* değerinin ve birim hücrenin ortorombikliğinin azalmaktadır (Chin ve ark. 2005).

2.2. YBa₂Cu₃O₇ süperiletken numunelerin hazırlanması

Malzemelerin hazırlanmasında aşağıdaki temel YBCO denklemin referans alınarak malzemelerin stokiyometrik oranları hesaplanmıştır.



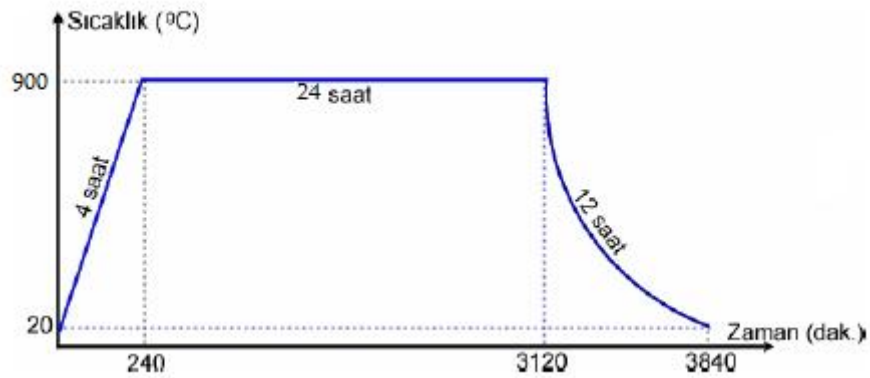
Tablo 2.1. Başlangıç kompozisyonu için kullanılan oksit bileşiklerin özellikleri.

Bileşik/Element Adı	Kimyasal Formülü	Molekül/Atom Ağırlığı (g/mol)	Safılık Derecesi (%)
İtriyum Oksit	Y ₂ O ₃	225.8099	99.995
Baryum Karbonat	BaCO ₃	197.3359	99.000
Bakır (II) Oksit	CuO	79.5454	99.000
Neodmiyum Oksit	Nd ₂ O ₃	336.4782	99.990

Daha sonra Y₂O₃, Nd₂O₃, BaCO₃, CuO tozlarından yukarıdaki kimyasal bağıntıya göre Y_xNd_{1-x}Ba₂Cu₃O₇₋₈ bileşiğini elde etmek için hazırlanmış karışımlar ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7, 0.8, 0.9, 1.0$) bir öğütücüde 2 saat süreyle karıştırılmıştır.

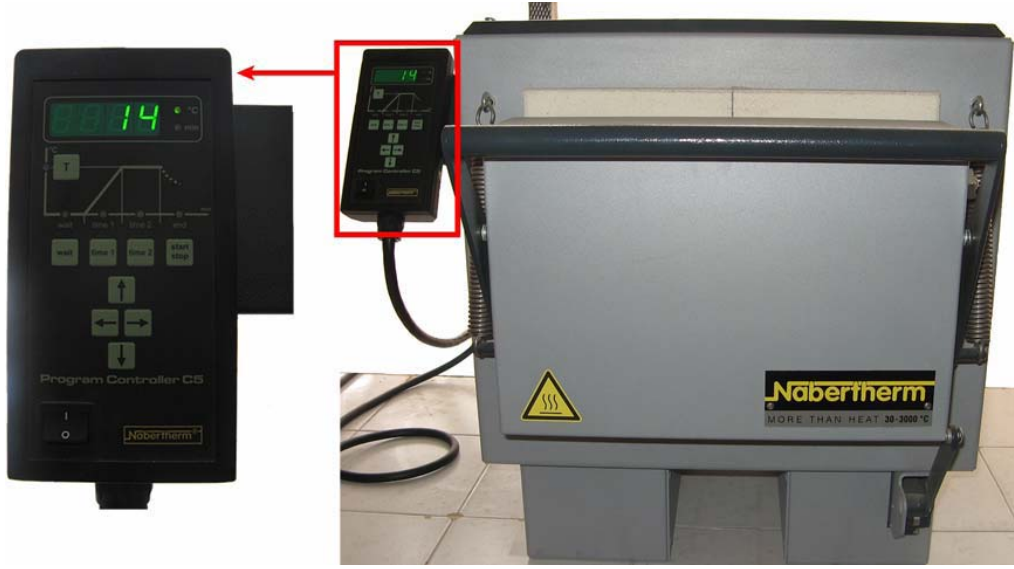
2.2.1. Kalsinasyon işlemi

Toz haldeki karışımlar, kalibre edilmiş NABERTHERM marka ve N 11/R modelli kül fırınına yerleştirilmiştir. Fırın, oda sıcaklığından itibaren 900 °C'ye 3.75 °C/dakika hızla (4 saat) ısıtılmıştır. Toz karışımlar, bu sıcaklıkta 24 saat süreyle bekletilmiştir. Daha sonra oda sıcaklığına kadar 1.25 °C/dakika hızla (12 saat) soğutulmuştur. Kalsinasyon işlemine ilişkin şematik diyagram Şekil 2.1 'de gösterilmektedir. Kalsinasyon işleminin gerçekleştirildiği kül fırını Şekil 2.2 'de gösterilmektedir. Oda sıcaklığına kadar soğutulup fırından çıkarılan karışımların siyah renkli olduğu ve külçeleştiği gözlenmiştir. Fırından çıkartılan karışımlar, agat havanda iyice ezilerek, iki saat süreyle öğütülmüştür. Aynı şartlar altında ikinci kez kalsine edilen karışımlar, fırından çıkartıldıktan sonra iki saat süreyle tekrar öğütülmüştür.



Şekil 2.1. Örneklerin kalsinasyon işlemi için sıcaklık-zaman grafiği.

Oda sıcaklığına kadar soğutulup fırından çıkarılan karışımların siyah renkli olduğu ve külçeleştiği gözlenmiştir. Fırından çıkarılan karışımlar agat havanda iki *saat* süreyle ezilerek (pulversing) öğütme işlemine tabi tutulmuştur. Aynı şartlar altında 2 kez kalsine edilen karışımlar, fırından çıkarıldıktan sonra iki *saat* süreyle tekrar öğütülmüştür. Son kez öğütülerek elde edilen toz karışımlar XRD ölçümleri alınmıştır.



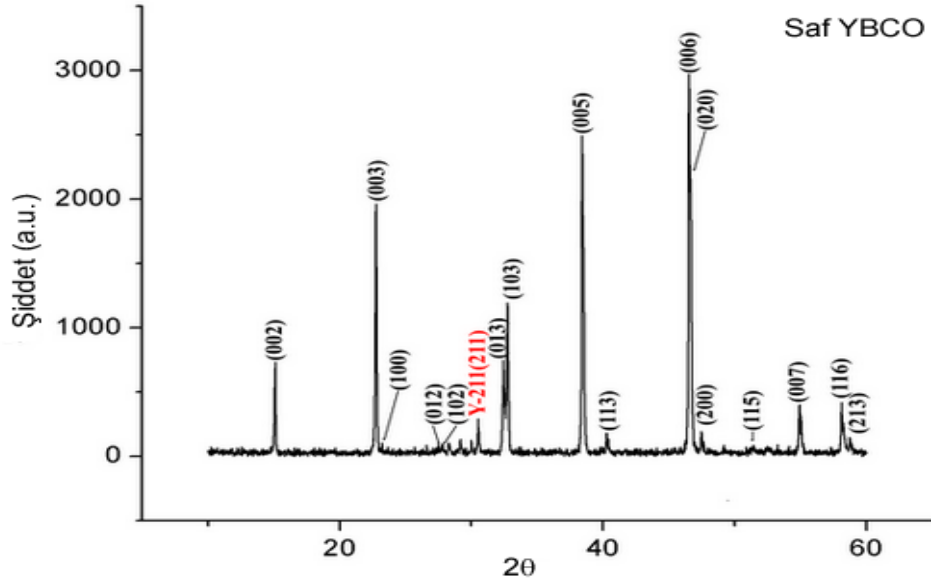
Şekil 2.2. NABERTHERM - N 11/R kül fırını ve kontrol paneli



Şekil 2.3. Rigaku D/Max-IIIC x-ışını difraktometresi

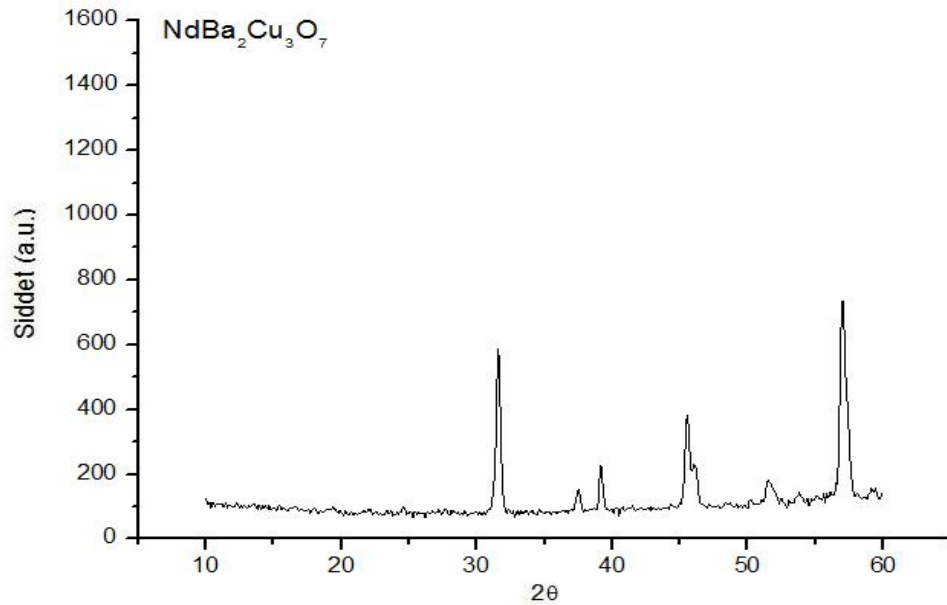
3. DENEYSEL BULGULAR

3.1. XRD Analizleri

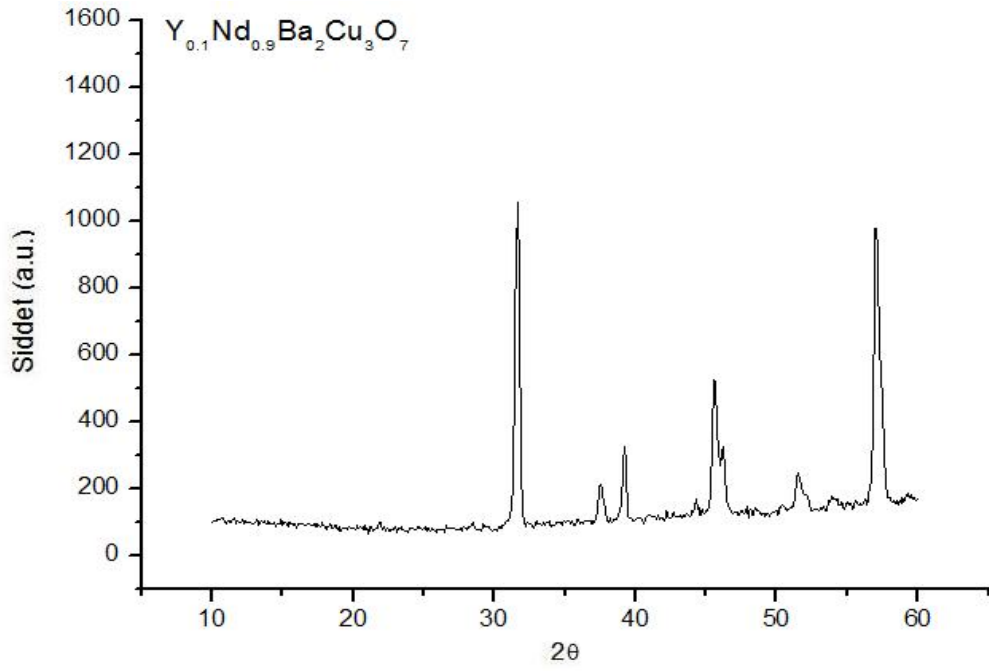


Şekil 3.1 Saf YBCO'ya ait X-ışını kırınım deseni. a.u. (arbitrary unit) keyfi birim olarak tanımlanmakta.

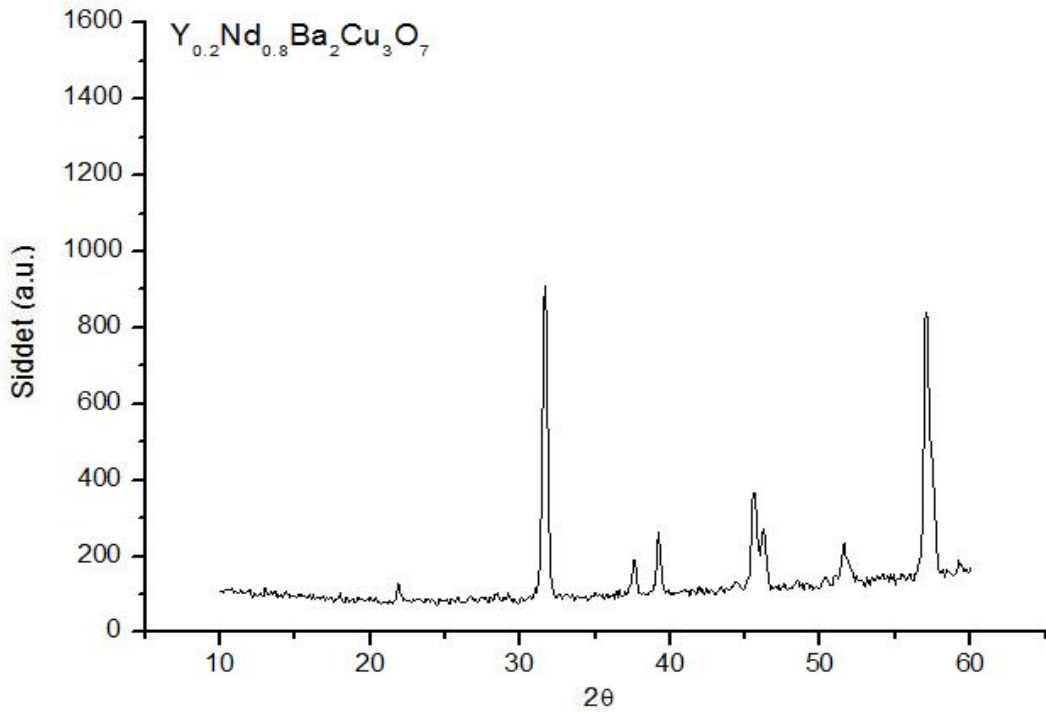
Saf ybco ait piklerin indisleri Şekil 3.1. de gösterilmiştir. Bu XRD grafiği sinterlenmiş saf YBCO ait olup JCPDS 38-1433 e göre indislenmiştir.



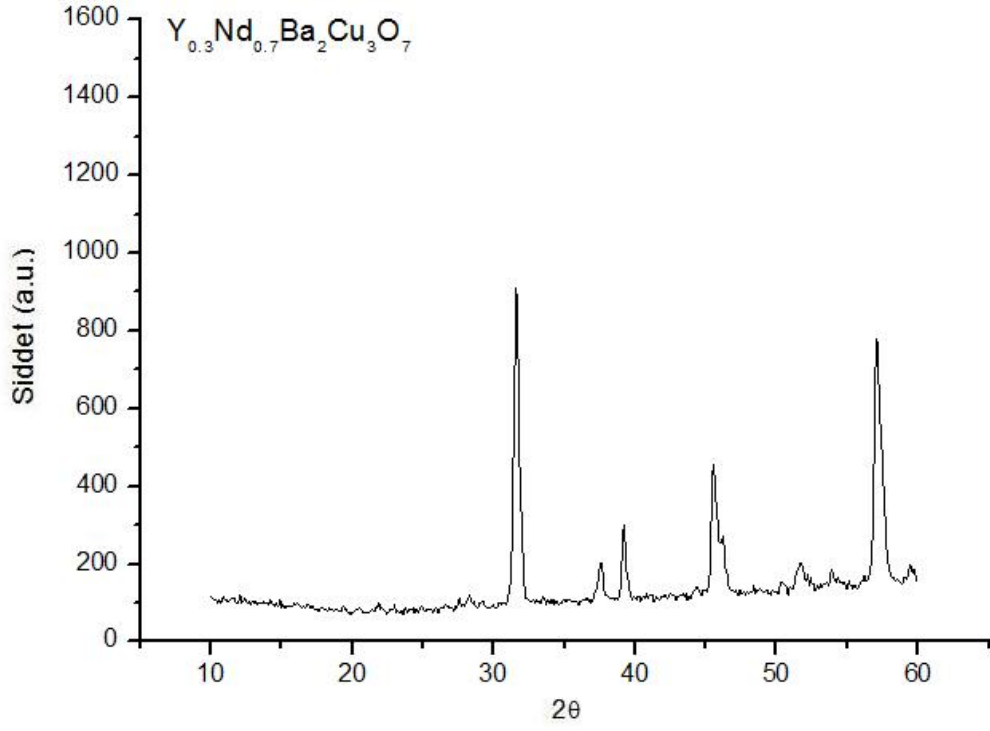
Şekil 3.2. NdBa₂Cu₃O₇ ait X-ışını kırınım deseni.



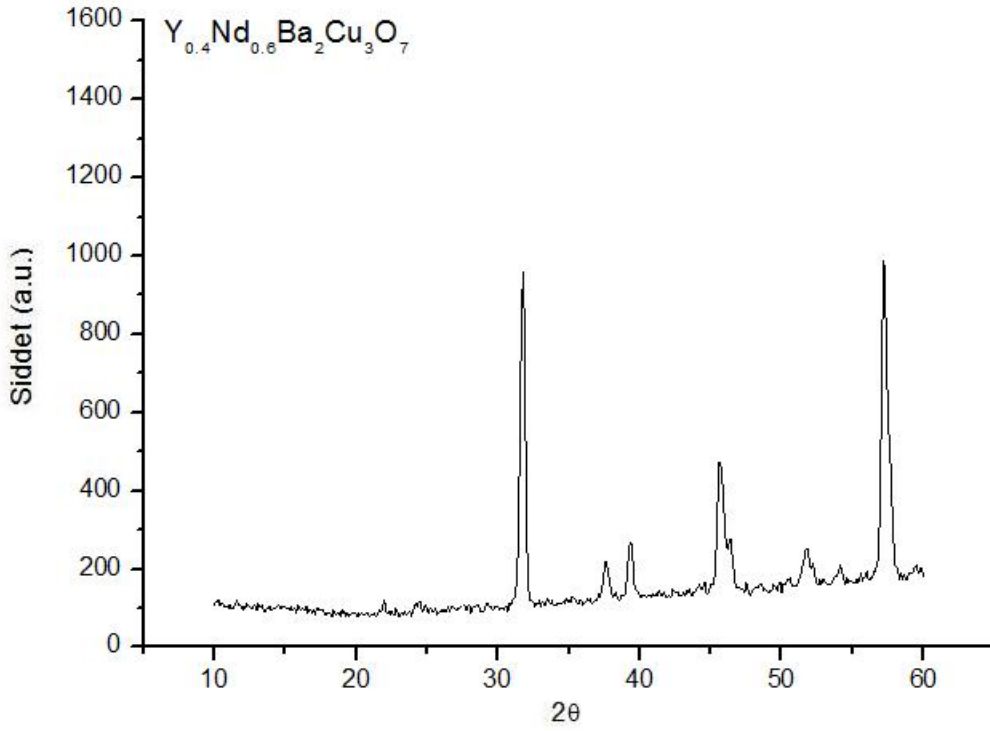
Şekil 3.3. $Y_{0.1}Nd_{0.9}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.



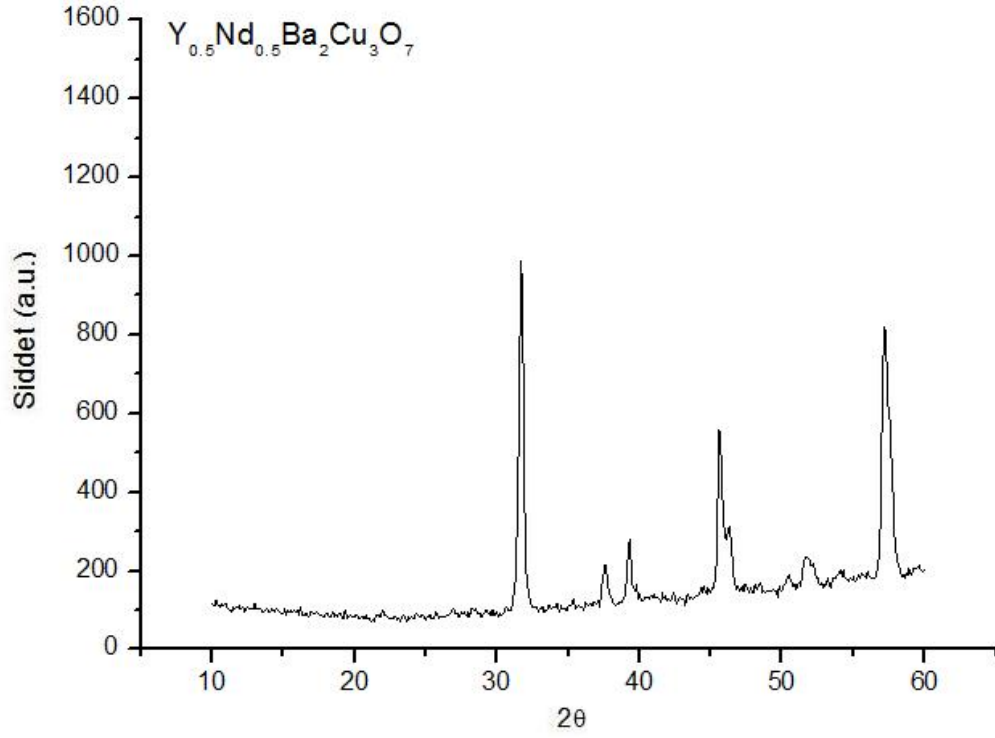
Şekil 3.4. $Y_{0.2}Nd_{0.8}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.



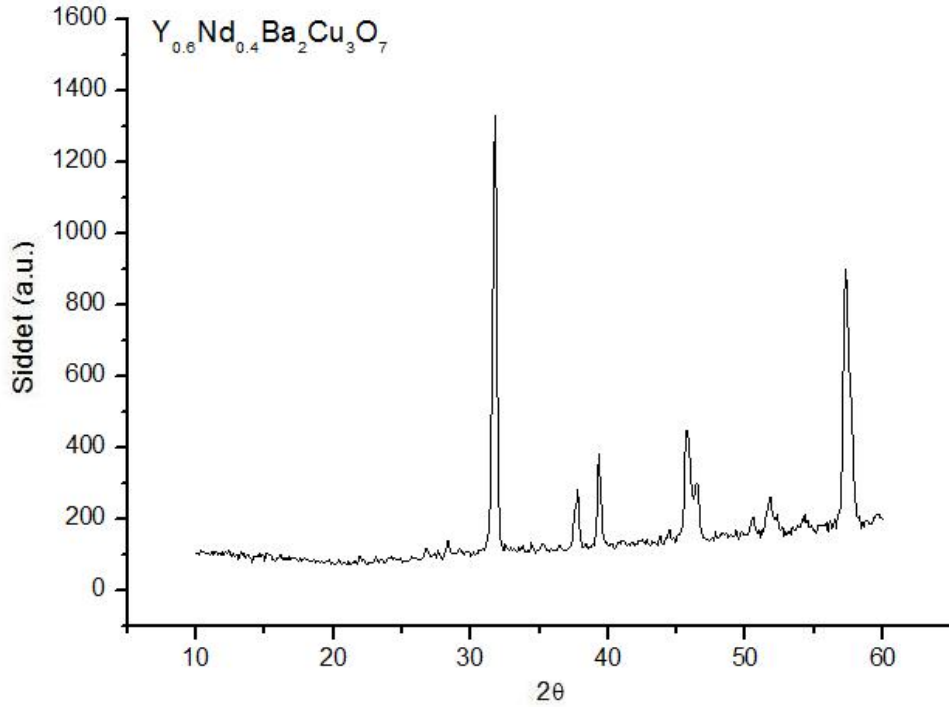
Şekil 3.5. $Y_{0.3}Nd_{0.7}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.



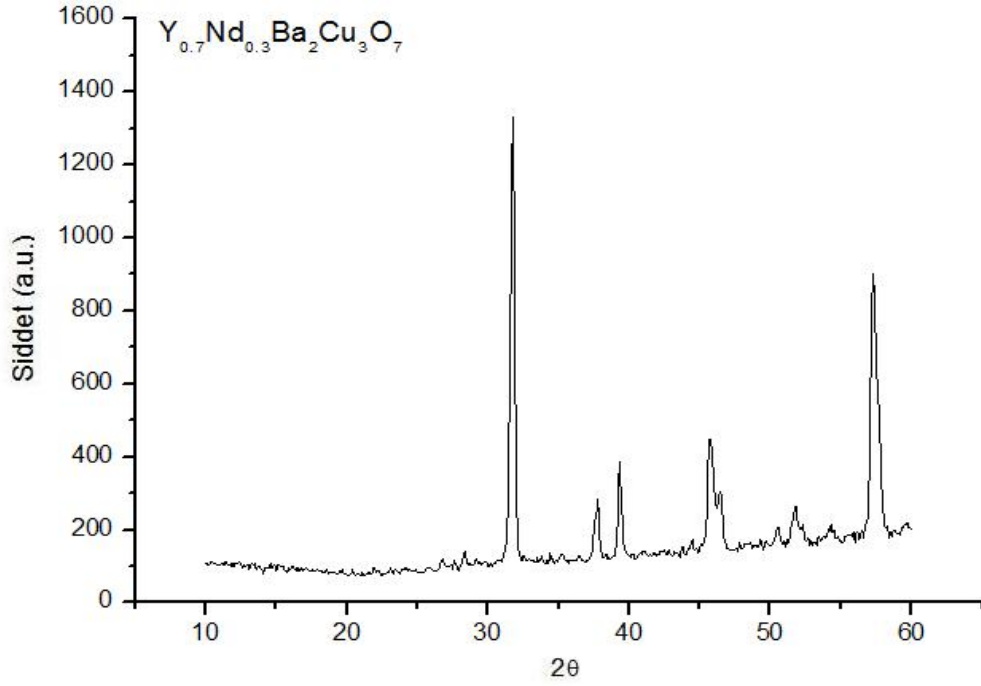
Şekil 3.6. $Y_{0.4}Nd_{0.6}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.



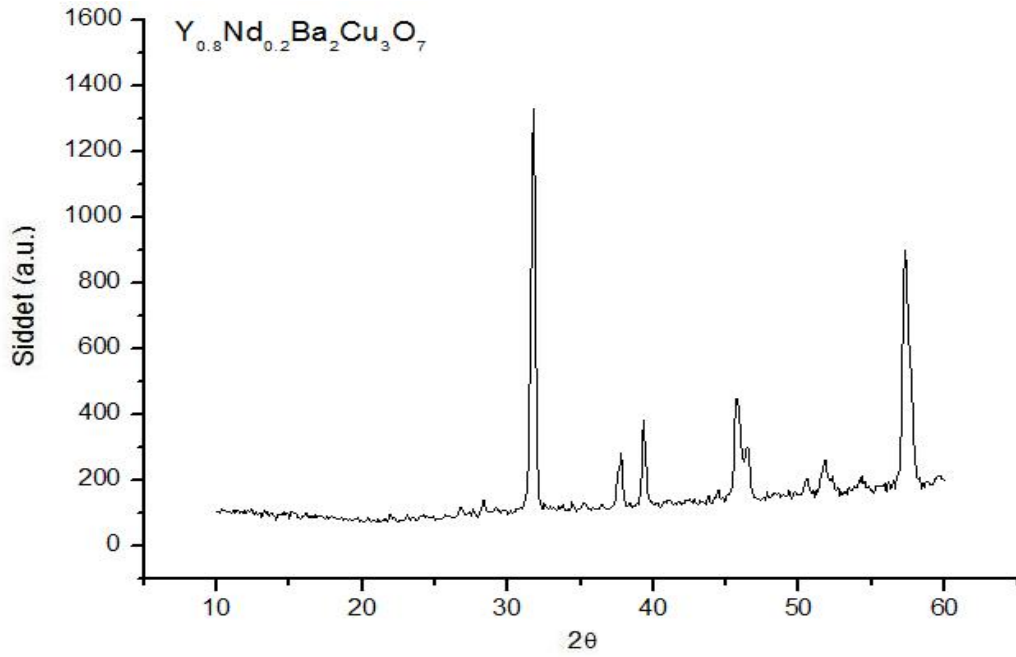
Şekil 3.7. $Y_{0.5}Nd_{0.5}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.



Şekil 3.8. $Y_{0.6}Nd_{0.4}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.



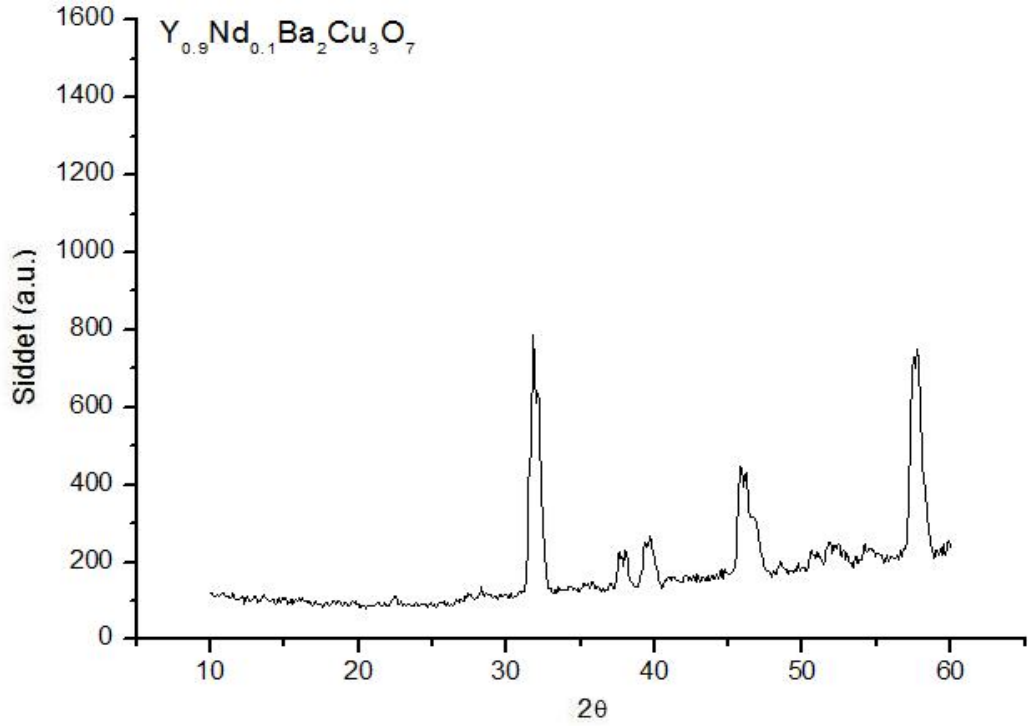
Şekil 3.9. $Y_{0.7}Nd_{0.3}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.



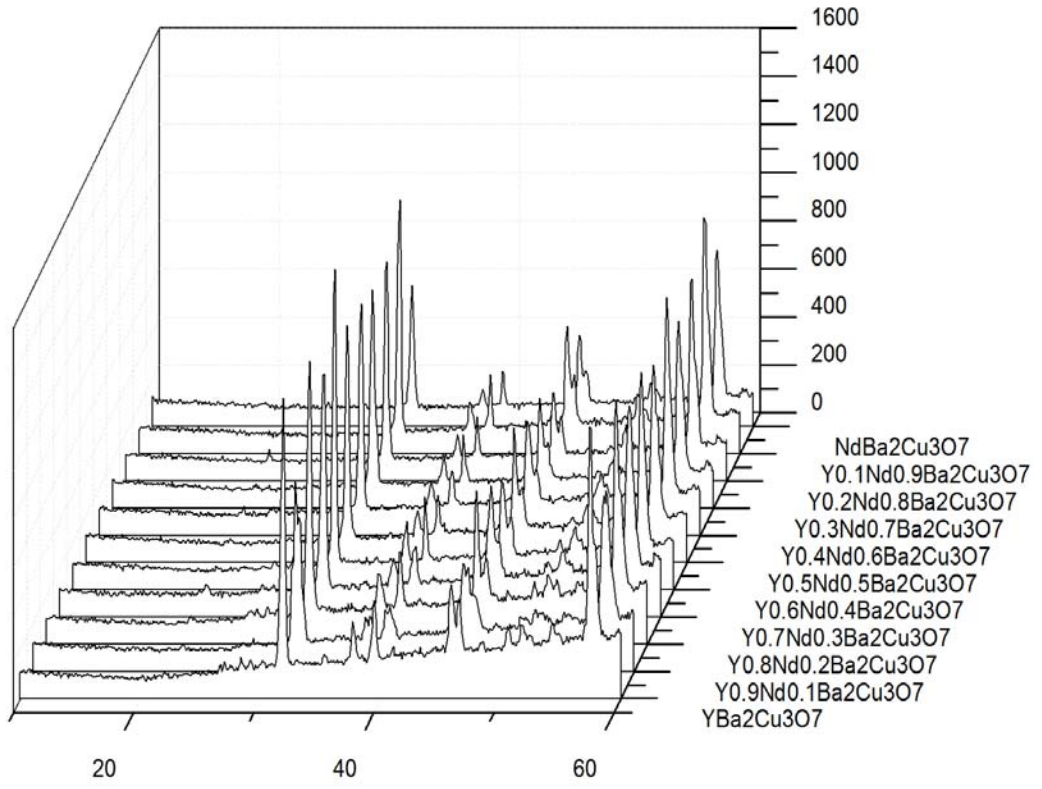
Şekil 3.10. $Y_{0.8}Nd_{0.2}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.

En şiddetli pik $Y_{0.8}Nd_{0.2}Ba_2Cu_3O_7$ bileşiğinde gözlenmektedir. $Y_{0.8}Nd_{0.2}Ba_2Cu_3O_7$ bileşiğinde pik şiddetlerinin diğer bileşiklere göre fazla olması

tanecik yöneliminin diğer bileşiklerden daha fazla olduğunu göstermektedir. Yine aynı şekilde bir başka en şiddetli pikin görüldüğü bir diğer bileşikde $Y_{0,7}Nd_{0,3}Ba_2Cu_3O_7$ dir. $Y_{0,7}Nd_{0,3}Ba_2Cu_3O_7$ nin $Y_{0,8}Nd_{0,2}Ba_2Cu_3O_7$ gibi tanecik yöneliminin diğer bileşiklere oranla daha fazla olduğunu göstermektedir.



Şekil 3.11. $Y_{0,9}Nd_{0,1}Ba_2Cu_3O_7$ ait X-ışını kırınım deseni.



Şekil 3.12. Y-Nd serisine ait X-ışınları kırınım desenlerinin üç boyutlu gösterimi.

4. SONUÇ

Katıhal tepkime yöntemiyle hazırlanan malzemelerin polikristal difraktometresinde elde edilen x-ışını kırınım desenlerinden yapının ortorombik olmadığı ve bununda nedeni olarak sinterleme ve oksijenleme işlemine tabi tutulmadığı söylenebilir.

İncelenen malzemelerin XRD pikleri arasında manidar farkların olmaması katılan malzemelerden kaynaklı yapı bozukluğu olmadığını göstermektedir. Buda yapılan katkılama işleminin başarılı olduğu sonucunu ortaya çıkarır.

Piklerin üst üste çakıştığı gözlenmiştir. En şiddetli pik $Y_{0,1}Nd_{0,9}Ba_2Cu_3O_7$ bileşiğinde gözlendiği gibi en düşük pikde $Y_{0,9}Nd_{0,1}Ba_2Cu_3O_7$ de gözlenmiştir. Şiddetin yüksek olması tanecik yöneliminin daha iyi olduğunu göstermektedir.

$Y_{0,9}Nd_{0,1}Ba_2Cu_3O_7$ bileşiğinde diğer bileşiklerde gözlenmeyen ve YBCO bileşiğine ait olduğu düşünülen pikler gözlenmiştir. 39,7-39,3 ile 38-37,6 derecede ve 32,1 derecelerde de diğer bileşiklerde gözlenmeyen ve YBCO bileşiğine ait olduğu düşünülen pikler gözlenmiştir.

$Y_{0,9}Nd_{0,1}Ba_2Cu_3O_7$ bileşiğine ait pikler diğer bileşiklerin piklerinden daha geniş olarak gözlenmiştir. Bu $Y_{0,9}Nd_{0,1}Ba_2Cu_3O_7$ bileşiğinin tanecik büyüklüğünün diğer bileşiklerden daha küçük olduğunu göstermektedir. Bu yapının pek çok faz ihtiva ettiğini ve yapının ortorombik olmadığı (süperiletken) göstermektedir.

$Y_{0,1}Nd_{0,9}Ba_2Cu_3O_7$ bileşiğinde pik şiddetlerinin diğer bileşiklere göre fazla olması tanecik yöneliminin diğer bileşiklerden daha fazla olduğunu göstermektedir.

KAYNAKLAR

ANDREAS, M. T., Kingon, A. I., 1991, “Cadmium substitution in yttrium barium copper oxide (YBa₂Cu₃O_{7-δ}) and bismuth strontium calcium copper oxide (Bi₂Sr₂CaCu₂O_{8+δ}), Chem. Mater.; 1991; 3(3) pp 428 – 431.

ANDERSSON, M., Hegedüs, Z., Nygren, M., Rapp, Ö., 1989, “Structural, thermal and electrical studies of the Y_{1-2x}CaxThxBa₂Cu₃O_{7-δ} system with $0 \leq x \leq 0.20$ ”, Physica C: Superconductivity Volume 160, Issue 1, Pages 65-68.

ANDERSSON, M., Rapp, Ö., 1989, “Upper critical magnetic field of Y_{1-2x}CaxThxBa₂Cu₃O_{7-δ}”, Physica C: Superconductivity Volumes 162-164, Part 1, Pages 725-726

BANDYOPADHYAY, S. K., Sen, P., Barat, P., Mukherjee, P., Bhattacharyay, A., Rajasekar, P., Chakraborty, P., Caccavale, F., LoRusso, S., Ghosh, A. K., Basu, A. N., 1997, “A study of superconducting (Y_{1-x}Cax)Ba₂Cu₃O_y”, Physics Letters A, No. 226, pp. 237-243.

BEN AZZOUZ, F., Zouaoui, M., Mani, K. D., Annabi, M., Van Tendeloo, G., Ben Salem, M., 2006, “Structure, microstructure and transport properties of B-doped YBCO system”, Physica C 442, 13–19.

BİLGEÇ, G., 2004, “Sb₂O₃ katkılı YBCO süperiletken seramiklerin karakterizasyonu”, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalı Yüksek Lisans Tezi, İzmir.

BORTOLOZO, A. D., Ferreira, B., dos Santos, C. A. M., Neves, M. A., Machado, A. J .S., 2004, “Influence of the Ta doping on the peritectic transformation of YBaCuO superconductor”, Physica C 408–410, 876–878.

BUZEA, C. ve Robbie, K., 2005, “Assembling the puzzle of superconducting elements: a review”, Supercond. Sci. Technol. 18, R1-R8.

ASHCROFT, N. W., Mermin, N. D., 1976, “Solid State Physics”, Thomson Learning Inc., College Edition, USA.

CHEN, J. W., Chen, C. F., Chang, T. C., Yao, Y. D., 1990, “Superconducting and normal state properties of the Y_{1-x}CdxBa₂Cu₃O_{7-δ} system”, Physica C, Volume 165, Issue 3-4, p. 287-292.

CHIN, C. H., Kao, H.-C. I., Wang, C. M., 2005, “The effect of Ca doping on the superconductivity of NdBa₂Cu₃O_y oxides”, Materials Chemistry and Physics 89, 143–147.

ÇELİK, Ş., 2006, “(Y_{1-x}Y_bx/2G_dx/2)Ba₂Cu₃O_{7-δ} ve (Y_b1-xG_dx)Ba₂Cu₃O_{7-δ} süperiletkenlerinin yapısal ve fiziksel özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalı, Trabzon.

DALICHAOUCH, Y., Torikachvili, M. S., Early, E. A., Lee, B. W., Seaman, C. L., Yang, K. N., Zhou H., Maple, M. B., 1988, “Superconducting and normal state properties of Y_{1-x}MxBa₂Cu₃O_{7-δ} (M = Pr, Na)”, Solid State Communications Volume 65, Issue 9, Pages 1001-1006.

DELAMARE, M-P., Schöppl, K. R., Pedarnig, J. D., Bäuerle, D., 2002, “Influence of $(Y_{0.8}Ca_{0.2})Ba_2Cu_3O_{7-\delta}$ top layer on the transport properties of a-axis oriented $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ thin films”, *Physica C* 372–376, 638–641.

DOĞAN, O., 2000, “Gümüş difüzyonunun $YBa_2Cu_3O_7$ süperiletkeninin yapısal ve süperiletkenlik özellikleri üzerine etkisi ve süperiletkenlik durumuna göre X-ışını üretim tesir kesitinin ve flüoresans veriminin değişimi”, Doktora Tezi, Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Eğitimi Anabilim Dalı, Erzurum.

DZHAFAROV, T. D., 1996, “Diffusion in high temperature superconductors”, *Phys. Stat. Sol. (a)* 158, 335.

FRANCK J. P., Jung, J., Mohamed, M. A. -K., 1987, “Superconductivity in the system $(Al_xY_{1-x})Ba_2Cu_3O_{6.5+\delta}$ ”, *Phys. Rev. B* 36, 2308 – 2310.

FOSSHEIM, K., Sudbo, A., 2004, “Superconductivity Physics and Applications”, John Wiley & Sons LTD, The Atrium, Southern Gate, Chichester, England.

GINZBURG, V.L. ve Andryushin, E.A., 2004, “Superconductivity”, World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd. Singapore.

aGREAVES, C., Slater, P. R., 1989, “The structural effects of Na and Ca substitutions on the Y site in $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ ”, *Supercond. Sci. Technol.* 2, 5-8.

bGREAVES, C., Slater, P. R., 1989, “Nb and Ta substitutions in $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ and related phases: Structural characterisation of $La_{1.1}Ba_{1.9}Cu_{2.1}M_{0.9}O_8$ ($M = Nb, Ta$)”, *Physica C: Superconductivity Volume* 161, Issue 2, Pages 245-251.

GUNASEKARAN, R. A., Hellebrand, B., Steger P. L., 1996, “Crystal structure, oxygen stoichiometry and superconducting properties of $GdBa_{2-x}Sr_xCu_3O_{7-\delta}$ ($0.0 \leq x \leq 1.6$)”, *Physica C: Superconductivity Volume* 270, Issues 1-2, Pages 25-34.

GUNASEKARAN, R. A., Steger, P. L., 1996, “On the effect of Cd doping and Cd-La codoping in $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ ”, *Materials Letters*, Volume 28, Issues 4-6, Pages 251-257.

KITTEL C., 1996, “Introduction to Solid State Physics”, 7th Edition, USA.

MORI, N., 1989, “Effects of substitution by Sc on superconductivity and chemical structures in Y–Ba–Cu–O systems”, *Jpn. J. Appl. Phys.* Vol. 28, 980-983.

MÜLLER, P. ve Ustinov, A.V., 1997, “The Physics of Superconductors”, Springer-Verlag Berlin Heidelberg.

MURAKAMI, M., 1992, “Processing of bulk YBCO”, *Supercond. Sci. Technol.* Vol. 5, pp. 185-203.

NAKABAYASHI, Y., Kubo, Y., Manako, T., Tabuchi, J., Ochi, A., Utsumi, K., 1988, “The orthorhombic-tetragonal phase transformation and Oxygen deficiency in $LnBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ ”, *Japanese Journal of Applied Physics*, Vol.27, No.1, pp. L64-L66.

NEUMEIER, J. J., 1992, “Superconducting transition temperature enhancement in $YBa_2Cu_3O_7$ by chemical substitution and the implication

OKUMUŞ, S., 2004, “Preparation conditions and characterization on YBCO based superconductors”, Dokuz Eylül Üniversitesi Graduate School of Natural and Applied Sciences, İzmir.

POOLE, C., P., Jr., 2000, “Handbook of Superconductivity”, Academic Press, San Diego, CA, USA.

POPIĆ, B., 1998, “Heat conduction in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$: effect of anisotropy and magnetic field”, Center of the Physics of Materials, Department of Physics, McGill University Yüksek Lisans Tezi, Montréal, Québec, Canada.

aSAITO, Y., Noji, T., Endo, A., Higuchi, N., Fujimoto, K., Oikawa, T., Hattori A., Furuse, K., 1987, “High- T_c superconducting properties in $(\text{Y}_{1-x}\text{Tl}_x)\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$, $\text{Y}(\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x)_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$ and $\text{YBa}_2(\text{Cu}_{1-x}\text{Mg}_x)_3\text{O}_{7-y}$ ”, *Physica B+C* Volume 148, Issues 1-3, Pages 336-338.

bSAITO, Y., Noji, T., Endo, A., Higuchi, N., Fujimoto, K., Oikawa, T., Hattori, A., Furuse, K., 1987, “Composition Dependence of Superconductivity in Y-Ba-(Ag,Co)-O System”, *Jpn. J. Appl. Phys.* 26, pp. L832-L833.

SEMWAL, A., Strickland, N. M., Bubendorfer, A., Naqib, S. H., Goh, S. K., Williams, G. V. M., 2004, “Doping dependence of the critical current and irreversibility field in $\text{Y}_{1-x}\text{Ca}_x\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ ”, *Supercond. Sci. Technol.* 17, S506–S510.

SHEAHEN, T. P., 1994, “Introduction to High Temperature Superconductivity”, Plenum Press, New York.

SKAKLE, J. M. S., 1998, “Crystal Chemical substitutions and doping $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ and related superconductors”, *Material Science and Engineering*, R23, 1-40.

SHEAHEN, T. P., 1994, “Introduction to High Temperature Superconductivity”, Plenum Press, New York.

SZALAY, A., Bertalan, G., Vajda, I., Kósa, J., Enisz, M., 2005, “YBCO bulks for preparation of permanent magnets”, *Journal of the European Ceramic Society* 25, 2931–2934.

SOLTAN, S. E. A-G., 2005, “Interaction of superconductivity and ferromagnetism in YBCO/LCMO heterostructures”, *Fakultät Mathematik und Physik der Universität Stuttgart Doktora Tezi*, Max-Planck-Institut Für Festkörperforschung, Stuttgart.

TAMEGAI, T., Watanabe, A., Oguro, I., Iye, Y., 1987, “Structures and upper critical fields of high T_c superconductors $(\text{RE})\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ ”, *Japanese Journal of Applied Physics*, Vol.26, No.8, pp. L1304-L1306.

TATSUMI, Y., Kebukawa, T., Misawa, Y., Fujiwara, K., 1992, “Electrical and magnetic properties of the high- T_c superconductors $(\text{Y}_{1-x}\text{M}_x)\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ and $\text{Y}(\text{Ba}_{1-x}\text{M}_x)_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ ($\text{M}=\text{Mg}, \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}$)”, *Jpn. J. Appl. Phys.* Vol. 31 (1992) L392-L395.

TATSUMI, Y., Kimura, F., Fujiwara, K., 1994, “Effects of Substitution by Group Ia and IIIa Elements on Superconducting Properties of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ ”, *Jpn. J. Appl. Phys.* 33, pp. L219-L222.

TINKHAM, M., 1996, “Introduction to Superconductivity”, McGraw-Hill, Inc., 2nd Edition, United States of America.

TURTON, R., 2000, “The Physics of Solids”, Published in the United States by Oxford University Press Inc, New York.

YILMAZ Mücahit, Y0.6Gd0.4Ba2-xNbxCu3O7- δ ve Y0.6Gd0.4Ba2Cu3-xNbxO7- δ süperiletkenlerinin yapısal ve süperiletkenlik özelliklerinin incelenmesi Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Doktora Tezi Fizik Anabilim Dalı Konya, 2008

WALDRAM, J. R., 1996, “Superconductivity of Metals and Cuprates”, IOP Publishing Ltd., UK.

VARADARAJU, U. V., Natarajan, S., Sampath Kumar, T. S., Paranthaman, M., Subba Rao, G., Raju, V. N. P., Srinivasan, R., 1987, “Effect of chemical substitution on the high- T_c behavior of YBa2Cu3O7”, Physica B+C Volume 148, Issues 1-3, Pages 417-418.

VANDERAH, T. A., 1992, “Chemistry of Superconductor Materials: Preparation, Chemistry, Characterization and Theory”, Noyes Publications, United States.

WESCHE, Rainer., 1998, “High-Temperature Superconductors: Materials, Properties and Applications”, Kluwer Academic Publishers, Massachusetts USA.

aXIAO, G., Streitz, F. H., Gavrin, A., Chien C. L., 1987, “Magnetic characteristic of superconducting RBa2Cu3O6+y (R = Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Ho, Er, Tm, Yb)”, Solid State Communications, Vol. 63, No. 9, pp. 817-820.

bXIAO, G., Streitz, F. H., Gavrin, A., Du, Y. W., Chien, C. L., 1987, “Effect of transition-metal elements on the superconductivity of Y-Ba-Cu-O”, Phys. Rev. B 35, 8782 – 8784.

XIAO, G., Streitz, F. H., Cieplak, M. Z., Bakhshai, A., Gavrin, A., Chien, C. L., 1988, “Electrical transport and superconductivity in a Au-YBa2Cu3O7 percolation system”, Phys. Rev. B 38, 776 – 779.