



Çok yönlü dövme ve yaşlandırma işlemlerinin Cu-Co-Be-Ni alaşımının darbe davranışına olan etkisinin incelenmesi

Investigation of the effect of multi-directional forging and aging processes on the impact behavior of Cu-Co-Be-Ni alloy

Harun Yanar^{1,*} 

¹ Karadeniz Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü, 61100, Trabzon, Türkiye

Öz

Bu çalışma kapsamında Cu-Co-Be-Ni alaşımına çözündürme, çok yönlü dövme (ÇYD) ve yaşlandırma işlemlerinin farklı kombinasyonlarını içeren işlem adımları uygulanmıştır. Uygulanan işlem adımları sonrası elde edilen farklı örneklerin mikroyapısal değişimi, mekanik özellikleri ve kırılma enerjisi (darbe sönüm kapasitesi) üzerindeki etkileri sistematik bir şekilde araştırılmıştır. Farklı prosesler kapsamında uygulanan işlem adımlarının alaşımın gerek mekanik gerekse mikroyapısal özellikleri üzerinde oldukça etkili olduğu görüldü. En iyi sertlik ve mukavemet değerleri sırasıyla uygulanan çözündürme, ÇYD ve yaşlandırma işlemleri sonrasında elde edilirken, kırılma tokluğunun ise bu yapıda daha düşük olduğu saptandı. Özetle, ÇYD etkisiyle yapıda oluşturulan tane incelmeleri ve dislokasyon artışı ve yaşlandırma sonrası çökelti oluşumuna bağlı olarak alaşımın mekanik özellikleri iyileştirilirken, süneklik ve darbe sönüm kapasiteleri düşürdüğü gözlemlendi.

Anahtar kelimeler: Aşırı plastik deformasyon, Darbe sönüm kapasitesi, Cu-Co-Be-Ni alaşımı

1 Giriş

Cu- Be- Co alaşımları, bakır (Cu), berilyum (Be) ve kobalt (Co) gibi elementlerinin belirli oranlarda birleşmesiyle oluşan yüksek performanslı yaşlandırılabilir sert bakır alaşımlarıdır. Yapısında bulundurduğu elementler sayesinde sahip olduğu mükemmel termal iletkenliği, üretim kolaylığı, üstün korozyon dayanımı, nispeten yeterli mukavemet ve yorulma davranışları nedeniyle elektronik, otomotiv ve havacılık gibi sektörler için dikkat çekici hale gelmiş temel malzeme gruplarından biridir [1-5]. Yaşlandırılabilir olmaları, üretim sonrasında uygulanacak ilave ısıl işlemlerle ilgili alaşımın sahip olduğu bu üstün özellikleri uygulamalara göre optimize etme imkanı sunmaktadır [6-8]. Cu-Co-Be alaşımları özellikle son yıllarda araştırmacıların dikkatini çekmeye başlamış ve ilgili alaşım üzerinde mikroyapısal, mekaniksel, elektriksel iletkenlik, yorulma ve tribolojik davranışı gibi özelliklerin incelenmelerinin ele alındığı çalışmalara rastlamak mümkündür [8-11]. Ayrıca ilgili alaşımın yapısına katılan ilave Ni [12] ve Zr [13] gibi çeşitli elementler ile dörtlü

Abstract

In this study, different combinations of mechanical and thermal processes, such as solution treatment, multi-directional forging (MDF), and aging treatment, were applied to the Cu-Co-Be-Ni alloy. The effects of the applied processes on microstructure, mechanical properties, and fracture toughness of samples were systematically investigated. The obtained results demonstrated that the process steps applied separately or in combination were quite effective on both the mechanical and microstructural properties of the alloy. The highest hardness and strength values were obtained after the combination of solutioned, MDF and aging processes, respectively, while the fracture toughness was found to be lowest in this structure. In summary, it was observed that while the mechanical properties of the alloy were improved due to grain refinement and increasing dislocation density in the structure due to the effect of MDF and precipitation formation after aging, the ductility and impact damping capacities decreased.

Keywords: Severe plastic deformation, Impact toughness, Cu-Co-Be-Ni alloy

alaşım grupları oluşturulmuştur. Bu çalışmaların bazılarında, ilave element katkısı sayesinde yapıda oluşturulan faz dönüşüm kinematığının kapsamlı şekilde ele alındığı dikkati çekerken, bazılarında ise ilave alaşımlamanın alaşımın mekaniksel ve tribolojik özelliklerine olan etkileri ortaya koyulmaya çalışılmıştır [12-15].

Yapısında ağırlıkça yüksek oranda bulunan bakır elementi (Cu > %95 ağırlıkça) sayesinde Cu-Co-Be esaslı alaşımların dövülebilir nitelikte olması, ilgili alaşımın mikroyapısal oluşumu, mekaniksel ve yorulma performanslarının yanında pek çok özelliğinin plastik deformasyon yöntemleriyle yeniden optimize edilmesine imkan sunmaktadır. İlgili alaşım grubu üzerine yapılan çalışmalar incelendiğinde deformasyon etkilerinin de özellikle son yıllarda çalışılmaya başlandığı, sınırlı olsa bu alanda birkaç çalışmaya rastlamak mümkündür. Nitekim Y Zhou ve arkadaşları [16] tarafından yapılan bir çalışmada, sıcak dövme, termal ekstrüzyon ve soğuk çekme gibi geleneksel plastik deformasyon yöntemleri uygulanarak elde edilen Cu-Co-Be alaşımı örneklerine sonradan uygulanan

* Sorumlu yazar / Corresponding author, e-posta / e-mail: yanar@ktu.edu.tr (H. Yanar)

Geliş / Received: 30.12.2024 Kabul / Accepted: 17.02.2025 Yayımlanma / Published: xx.xx.20xx

doi: 10.28948/ngumuh.1608101

çözündürme ve yaşlandırma işlemlerinin alaşımın mekanik özelliklerine ve kırılma davranışına olan etkilerinin ele alındığı görülürken, Demirtaş tarafından yapılan başka bir çalışmada ise aşırı plastik deformasyon yöntemlerinden (APD) eş kanallı açılmalık presleme (EKAP) işlemi ve sonrasında uygulanan yaşlandırma işleminin Cu-Co-Ni-Be alaşımının mikroyapısal, mekaniksel ve tribolojik özelliklerine olan etkileri araştırılmıştır [9]. Genel olarak yapılan bu çalışmalar ve Cu esaslı alaşımlar üzerine yapılan mevcut literatür çalışmaları değerlendirildiğinde geleneksel plastik deformasyon tekniklerine kıyasla aşırı plastik deformasyon yoluyla deforme edilerek elde edilen ince taneli (İT) veya ultra ince taneli (UİT) mikro yapı oluşumların Cu esaslı malzemelerin mukavemetinde ve sertliğinde çok daha fazla artış sağlanabileceği iyi bilinmektedir [17-23].

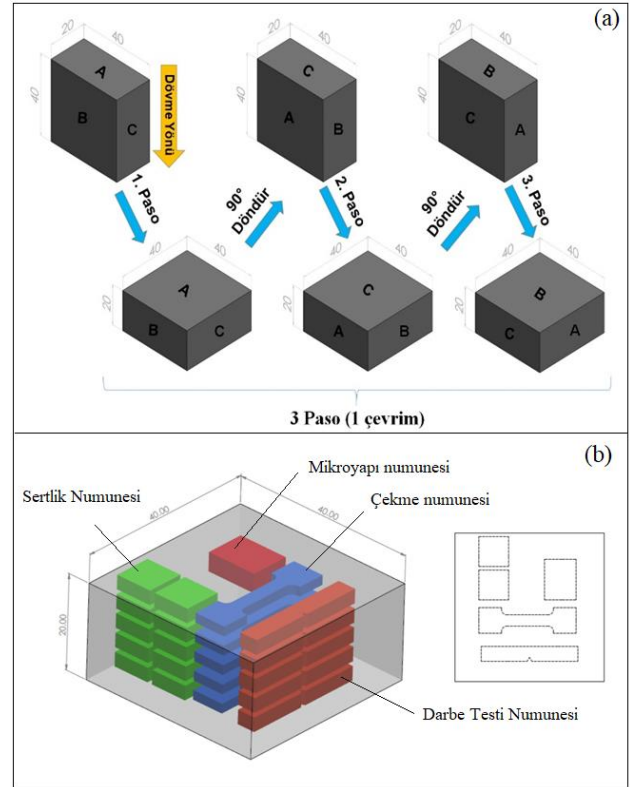
Metalik malzemelerde ultra ince taneli yapı elde etmek için kullanılan tekniklere bakıldığında APD yöntemi olarak EKAP, yüksek basınç altında burulma (YBB) ve çok yönlü dövme (ÇYD) yöntemlerinin ön plana çıktığı görülmektedir. Bunlar arasında özellikle EKAP ve YBB yöntemlerinin küçük numuneler üzerinde uygulanabilir olması endüstriyel açıdan ilgili tekniklerin kullanımını sınırlamaktadır. Ancak, ÇYD işleminin daha büyük boyutlu numunelere uygulanabilmesi ilgili yöntemin kullanımını daha yaygın hale getirmiştir. Mevcut literatür, ÇYD işleminin Cu-esaslı bazı alaşımlara da yaygın olarak uygulandığını ve işlem sonrası ilgili alaşımların tane boyutunda ciddi oranda incelenin elde edildiğini göstermektedir [18, 24, 25]. Ayrıca bazı çalışmalarda, APD işlemi sonrası uygulanan yaşlandırma işleminin alaşımın sertlik ve mukavemet değerlerinin daha da artırılmasında etkili olduğu ifade edilmektedir [22, 23, 26]. Buradan hareketle, bu çalışma kapsamında APD yöntemi olarak uygulanan ÇYD işleminin alaşımın mikro yapısal dönüşümü ve yaşlandırma davranışına olan etkisi ile birlikte ÇYD ve yaşlandırma işlemlerinin ilgili alaşımın darbe tokluğu değerlerine ve kırılma mekanizmalarına olan etkileri ele alınacaktır.

2 Deneysel çalışmalar

2.1 Malzeme ve çok yönlü dövme işlemi

Çalışma kapsamında, kimyasal bileşimi Cu-1,1Co-1Be-1Ni şeklinde olan ve yaklaşık 280 HV sertlik değerine sahip ticari bir alaşım kullanılmıştır. İlgili alaşım yaşlandırılmış formda 20 mm kalınlığında bir plaka şeklinde temin edilmiştir. Ardından ilgili alaşımdan ÇYD işleminde kullanılmak üzere 40×40×20 mm³ boyutlarına sahip bir prizmatik parça tel erozyon yöntemiyle çıkarıldı. ÇYD işlemi öncesi bu parça atmosfer kontrolü olmayan bir kül fırın içerisinde 1000 °C'de 1 saat boyunca çözeltiye alındı ve ardından su verilerek oda sıcaklığına soğutuldu. ÇYD işlemi aşırı doymuş katı çözelti formuna sahip bu alaşıma uygulandı. Uygulama adımları Şekil 1(a)'da verilen ÇYD işleminde alaşım oda sıcaklığında ve 1 mm/s ilerleme hızında her bir pasoda %50 oranında deforme olacak şekilde plastik deformasyona tabi tutuldu. Her paso arasında numune Şekil 1'te gösterildiği gibi 90° döndürüldü. Üç paso sonrasında numune bütün yüzeylerinden deforme edildi ve bu durum bir çevrim olarak adlandırıldı. Toplamda numuneye $\epsilon=4.15$ plastik deformasyona karşılık gelen 2

çevrim (6 paso) ÇYD işlemi uygulandı. Ardından deforme edilmiş bu numuneden çeşitli testler için konumları Şekil 1(b)'de gösterilen numuneler çıkarılarak farklı testler uygulandı. Öncelikle deforme edilmiş alaşımın yaşlandırma sıcaklığının belirlenmesi için 10×10×5 mm³ boyutlarına sahip numunelerle 200-600 °C sıcaklık aralığında çeşitli kademelerde 1 saat sürelerde kül fırınında atmosfer koşullarında yaşlandırma işlemleri yapılarak ilgili numunelerin sertlik ölçümleri yapıldı.



Şekil 1. (a) 3 paso (1 çevrim) çok yönlü dövme işleminin uygulama aşamaları, (b) test numunelerinin dövülmüş numunedeki konumları

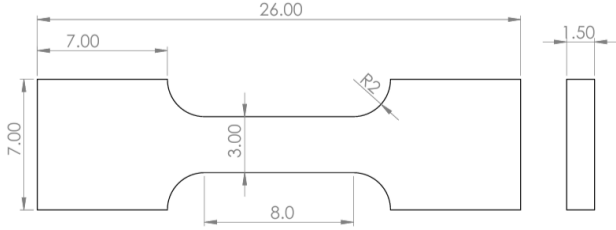
2.2 Mikroyapısal incelemeler

Hem ticari forma sahip hem de deforme edilmiş numunelerin içyapılarının belirlenebilmesi için Zeiss AXIO marka ve model numaralı optik mikroskop kullanıldı. İnceleme öncesinde numune yüzeyleri 240-600-1200-2500 gritlik zımparalarla kademeli olarak zımparalandı ve bu sayede yüzeydeki tel erozyon kaynaklı oksidasyon etkileri uzaklaştırıldı. Ardından 5µm ve 1µm ve 0.3µm kademelerinde alümina solüsyonlar ve keçeler kullanılarak iyice parlatıldı. Son aşamada parlatılmış örnekler %10 HCl + %5 FeCl₃ + %90 H₂O kimyasal çözeltisi kullanılarak dağlandı ve optik mikroskopta incelendi.

2.3 Mekanik özellik incelemeleri

Belirlenen şartlardaki örneklerin mukavemet değerlerinin belirlenmesi için çekme testleri uygulandı. Çekme testleri Instron 3382 marka elektro-mekanik çekme cihazı kullanılarak 4×10⁻³ deformasyon hızında ve oda sıcaklığında boyutları Şekil 2'de verilen numunelerle gerçekleştirildi. Test öncesi bütün numunelerin yüzeyleri

600-1200 kademelerdeki zımparalar kullanılarak tel erozyondan gelen oksitleyici ark etkilerinden temizlendi. Her koşul için testler 3 kez tekrarlandı ve bu testlerden elde edilen değerlerin ortalaması malzemenin ortalama mukavemet değerleri olarak verildi.

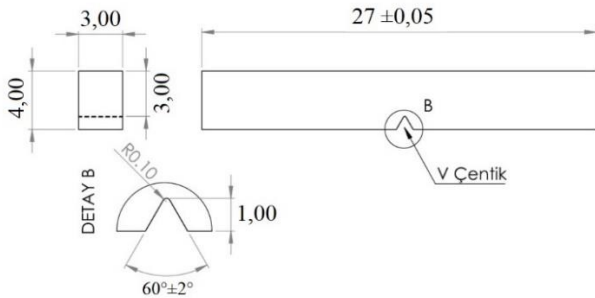


Şekil 2. Çekme testlerinde kullanılan numunenin boyutları

Belirlenen koşullardaki örneklerin sertlik değerleri Struers marka sertlik ölçüm cihazı kullanılarak Vickers sertlik ölçüm metoduna göre belirlendi. Sertlik ölçümleri $10 \times 10 \times 5$ mm³ boyutlarındaki numunenin iki geniş yüzeyi üzerinde 500 g yük altında 12 s bekleme süresinde gerçekleştirildi. Her koşulda alınan 10 farklı ölçümün aritmetik ortalaması alınarak o koşula ait ortalama sertlik değeri belirlendi.

2.4 Darbe tokluğu incelemeleri

Örneklerin darbe tokluğu değerleri DIN50115 standardına uygun olarak, 50J çekiç kapasitesine sahip Instron - Ceast marka Charpy çentik darbe test cihazı kullanılarak belirlendi. Darbe tokluğu için deforme edilmiş numune üzerindeki konumları Şekil 3'te verilen $4 \times 3 \times 27$ mm³ boyutlarına ve V formuna sahip çentikli (çentik açısı 60°, taban yuvarlatma çapı 0.1 mm) örnekler kullanıldı. Yapısal homojensizliklerin önüne geçmek için numuneler mümkün olduğunca deforme edilmiş numunenin orta kısımlarından tel erozyon yöntemi kullanılarak çıkarıldı. En az 3 başarılı testten elde edilen verilerin aritmetik ortalaması alınarak ilgili örneğe ait darbe tokluğu değeri belirlendi. Test sonrası, kırılma mekanizmalarının/ formlarının belirlenmesi için kırılma yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla incelendi. İncelemelerde ZEISS EVO LS 10 marka ve model numaralı elektron mikroskobu kullanıldı.



Şekil 3. DIN50115 standardına uygun olarak hazırlanmış Charpy çentikli darbe numunesinin boyutları

3 Bulgular ve tartışma

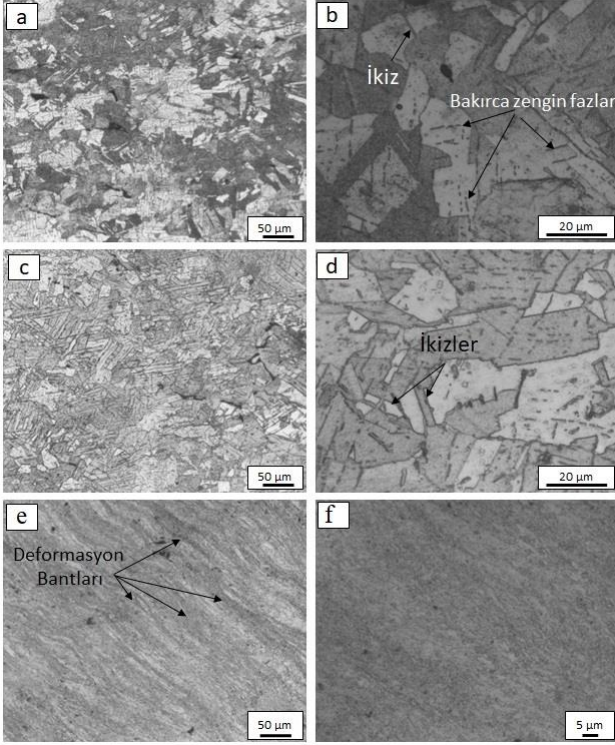
3.1 Mikroyapısal incelemeler

Çözündürülüp su verildikten sonra elde edilen aşırı doymuş katı çözelti formuna sahip alaşımın ve pik noktaya (maksimum sertlik değerine) karşılık gelen koşullarda (475°C – 1h) yaşlandırılan alaşımın sahip olduğu içyapılara ait optik mikroskop görüntüleri sırasıyla Şekil 4(a-b)'de ve Şekil 4(c-d)'de verilmiştir. Şekil 4(a) ve (b)'de gösterilen aşırı doymuş katı çözelti formuna sahip (çözündürülmüş + su verilmiş) alaşımın içyapısına bakıldığında genel olarak iri taneli bir yapıya sahip olduğu, yapısında boyutları 20 µm – 80 µm arasında değişen tanelerin bir arada olduğu dikkati çekmektedir. Bu görüntüler üzerinde lineer kesişirme yöntemi kullanılarak yapılan tane boyutu ölçümlerinde ortalama tane boyutu 50 ± 5.2 µm olarak belirlenmiştir. Ayrıca yapıda tavlama ikizlerinin varlığı (Şekil 4(b)) da dikkati çekerken, bu oluşumun genel olarak bakır alaşımların yapısında ısıl işlem sonrası ortaya çıktığı ifade edilebilir [27]. Aşırı doymuş katı çözelti formuna sahip alaşım, 475 °C'de 1 saat yaşlandırıldıktan sonra yapılan mikroyapı incelemelerinde yapıdaki tane formunun ve boyutunun genel olarak değişmediği dikkati çekerken, tavlama ikizlerinin ise yapıda hala var olduğu söylenebilir. Yaşlandırma işlemi sırasında yapıda genel olarak yapıyla bağdaşık ince çökeltilerin oluştuğu bilinmektedir. Fakat çalışma kapsamında detaylı incelemeler (geçirimli elektron mikroskobu incelemeleri) yapılamadığı için bu çökeltiler görüntülenememiştir. Demirtaş tarafından yapılan bir çalışmada yaşlandırma işlemi sırasında oluşan bu çökeltilerin boyutlarının 10 nm-200 nm arasında değiştiği ve genel olarak yapıda CoNiBe_x formunda yoğun olarak bulunduğu ifade edilmektedir [8].

Aşırı doymuş katı çözelti formuna sahip alaşıma ÇYD işlemi uygulanmış ve ÇYD işlemi sonrası pik sertlik noktasına karşılık gelen koşullarda yaşlandırılmış örneklerin yapılarına ait optik mikroskop görüntüleri ise Şekil 4(e-f)'de verilmiştir. Genel olarak bakıldığında ÇYD yöntemiyle oda sıcaklığında uygulanan APD sonrası alaşımın mikroyapısının ciddi oranda değiştiği dikkati çekmektedir. Alaşımın tane yapısının plastik deformasyon etkisiyle önemli oranda incelendiği ve tane boyutunun mikron/mikron altı seviyelere kadar yaklaştığı dikkati çekmektedir. Ancak, yapılan optik mikroskop incelemeleriyle alaşımın tane boyutu tam olarak belirlenememiştir.

3.2 Mekanik özellik incelemeleri

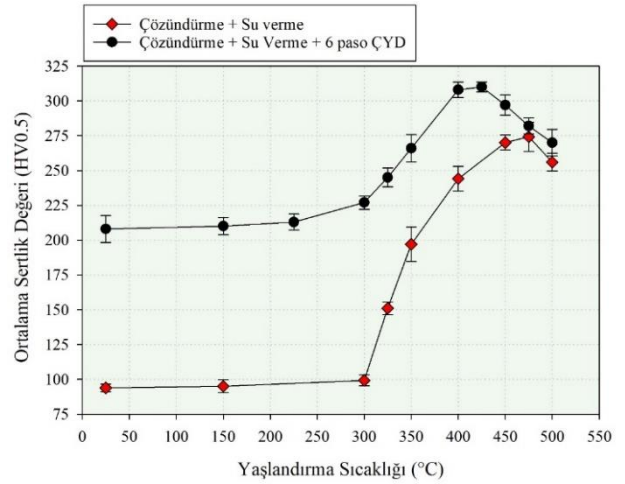
Aşırı doymuş katı çözelti formundaki alaşım ile çözündürme sonrası 6 paso ÇYD işlemi uygulanmış (dövülmüş) Cu-Co-Be-Ni alaşımının 150-500 °C sıcaklık aralığında farklı kademelerde 1 saat süreyle yaşlandırılması sonrası elde edilen yapıların ortalama sertlik değişimleri Şekil 5'te verilmiştir. Genel olarak bakıldığında yaşlandırma işleminin her iki koşuldaki alaşımın sertlik değerini ciddi oranda arttırdığı görülmektedir. Aşırı doymuş katı çözelti formunda 96 HV ortalama sertlik değerine sahip alaşıma özellikle 300 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda uygulanan yaşlandırma işlemlerinde alaşımın kayda değer bir yaşlanma eğilimi göstermediği 300 °'de-1 saat uygulanan yaşlandırma işlemi sonunda dahi sertliğinin (99 HV) aşırı doymuş katı



Şekil 4. Farklı işlem adımları uygulanmış durumdaki alaşımın mikroyapı görüntüleri: (a) çözeltiye alınmış ve ardından su verilmiş, (b) Çözeltiye alma ve su verme işlemi sonrası 475 °C’de 1 saat yaşlandırılmış ve (c-d) çözeltiye alma ve su verme sonrası 6 paso ÇYD uygulanmış ve sonrasında 425 °C’de 1 saat yaşlandırılmış

çözelti formuna oldukça yakın olduğu görülmektedir. Ancak ilgili alaşımın bu sıcaklık seviyesinden sonra hızlı bir şekilde yaşlanma trendine girdiği ve sertliğinin yaşlandırma sıcaklığındaki artışa bağlı olarak hızla arttığı dikkati çekmektedir. Sertlik değerinin 475 °C’de uygulanan yaşlandırma işlemi sonrası maksimum değeri olan 274 HV değerine ulaştığı ve bu sıcaklık seviyesinin üzerinde sertlik değerinde bir düşüşün başlayarak aşırı yaşlanma sürecine girdiği net olarak görülmektedir. Sertlik değerinde 300 °C sıcaklık seviyesinin üzerinde ortaya çıkan artış yaşlandırma sırasında ilgili alaşımın yapısında oluşturulan nano boyutlu ve yapıyla bağdaşık olan γ'' ve γ' çökeltileriyle ilişkilendirilirken 475 °C üzerinde ortaya çıkan düşüş ise yapıdaki mevcut çökeltilerin bağdaşıklığının bozularak irileşmesi ve γ formuna dönüşmesi ve tane boyutunda ortaya çıkan büyümeye bağlı olarak açıklanmaktadır [28]. Öte yandan, çözündürme + su verme işleminin ardından oda sıcaklığında uygulanan 6 paso ÇYD işlemi ilgili alaşımın ortalama sertlik değerini ciddi oranda artırarak 96 HV seviyesinden 213 HV seviyesine kadar yükseltmiştir. Sertlik değerinde ortaya çıkan bu ciddi artış etkisi yapıda oluşturulan ciddi orandaki deformasyon etkisine ve tane boyutundaki incelmeye bağlı olarak açıklanabilir (Şekil 5). Deformasyon sonrası uygulanan yaşlandırma, dövülmüş durumdaki alaşımın yapısında da 225 °C sıcaklık seviyesine kadar olan yaşlandırmalarda alaşımın yapısında belirgin bir sertlik artışına sebep olmamıştır. Bu sıcaklık seviyesinin

üzerindeki yaşlandırmalarda sertlik değerlerinde belirgin bir artış başlamış ve 425 °C uygulanan yaşlandırma işlemi sonrası dövülmüş durumdaki alaşımın maksimum sertlik değeri olan 310 HV değerine ulaşmıştır. Daha yüksek sıcaklık seviyelerinde uygulanan yaşlandırmalarda ise sertlik değerlerinde sıcaklık artışına bağlı kademeli bir düşüş gözlenmiştir. Sertlik değerlerinde ortaya çıkan artış aşırı doymuş katı çözelti formundaki numunenin yapısında olduğu gibi ince ve bağdaşık çökelti oluşumuyla ilişkilendirilirken, sertlik değerlerinde ortaya çıkan azalma çökeltilerin irileşmesi, dislokasyon yoğunluğundaki azalma ve yeniden kristalleşme mekanizmasının aktifleşmesiyle ilişkilendirilebilir [9]. Öte yandan gerek sertlik değerinde belirgin artışın başladığı sıcaklık seviyesi gerekse de pik sertlik değerine ulaşılan sıcaklık seviyesi dövülmüş durumdaki alaşım için daha düşük seviyelerde ortaya çıkmaktadır. Benzer durum bakır esaslı alaşımların plastik deformasyonunun çalışıldığı başka çalışmalarda da gözlenmiş ve bu durum yapıda plastik deformasyon etkisiyle oluşturulan yüksek yoğunluktaki dislokasyonların varlığıyla ilişkilendirilmiştir [9, 29]. Bu çalışmalarda genel olarak aşırı plastik deformasyonun yaşlandırma sürecini hızlandırdığı ifade edilmiştir.

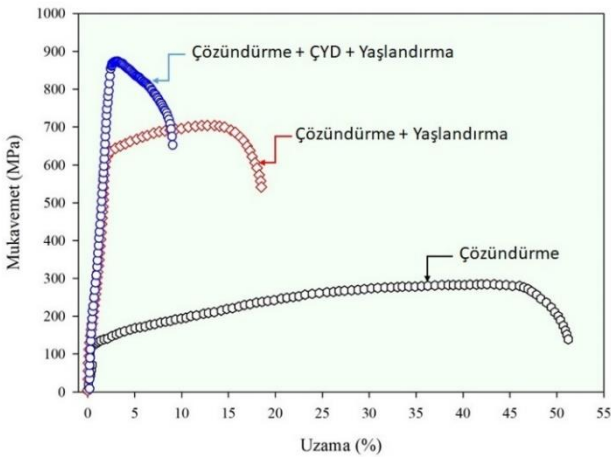


Şekil 5. Çözündürülmüş ve çözündürme + ÇYD işlemi uygulanmış alaşımların sertlik değerlerinin yaşlandırma sıcaklığına bağlı değişimleri

Cu-Co-Be-Ni alaşıma uygulanan farklı proses adımları sonrası elde edilen yapılara ait gerilme- uzama eğrileri Şekil 6’da verilmiştir. Genel olarak bakıldığında çözündürme ve su verme işlem adımları sonrası elde edilen aşırı doymuş katı çözelti formuna sahip alaşımın sahip olduğu iri taneli yapısı sayesinde (Şekil 4(a)) akma ve çekme dayanımı değerlerinin nispeten düşük kopma uzaması değerinin ise oldukça yüksek olduğu görülmektedir. Bu koşullar altında akma ve çekme dayanımları ile kopma uzaması değeri sırasıyla 110 MPa, 295 MPa ve %52 olarak elde edilmiştir. Akma ve çekme dayanımı değerleri arasında ortaya çıkan bu fark çözündürülmüş yapıdaki dislokasyon yoğunluğunun artmasından kaynaklanmaktadır. Alaşımın çekme testi sırasında çekme dayanımına ulaşmaya kadar gerilme-uzama eğrisinde geniş bir üniform deformasyon bölgesinin

($\epsilon_u=45$) ortaya çıkması bu durumu doğrular niteliktedir. Öte yandan ilgili alaşımın çözündürme sonrası maksimum sertlik noktasına karşılık gelen koşullarda yaşlandırılması sonrası mukavemet ve süneklik değerlerinin ciddi oranda değiştiği dikkati çekmektedir. Çözündürülmüş koşullarda alaşımın sahip olduğu düşük akma ve çekme dayanımı değerlerinin yaşlandırma sonrası ciddi oranda artarak sırasıyla 595 MPa ve 705 MPa değerlerine kadar ulaştığı üniform ve kopma uzaması değerlerinin ise büyük oranda azalarak %13 ve %17 seviyelerine kadar gerilediği görülmektedir. Akma ve çekme dayanımı değerlerinde ortaya çıkan bu belirgin artış etkisi yaşlandırma sırasında yapıda oluşturulan nano boyutlu ve üniform çökeltilerden kaynaklanmaktadır. Nitekim, ilgili alaşım üzerine yapılan farklı çalışmalarda yaşlandırma sonrası yapıda CoNiBe_x çökeltilerinin oluştuğu ve bu çökeltilerin deformasyon sırasında dislokasyon hareketini engelleyerek alaşımın akma ve çekme dayanımı değerlerini artırdığından bahsedilmektedir [9].

Aşırı doymuş katı çözeltili formuna sahip alaşımın önce çok yönlü dövme işlemiyle 6 paso dövülmesi ve ardından $425\text{ }^\circ\text{C}$ 'de 1 saat yaşlandırılması sonrası akma ve çekme dayanımı değerlerinin yükseldiği ve sünekliğinin ise daha da azalarak sırasıyla 842 MPa, 890 MPa ve %8 değerlerine ulaştığı görülmektedir. Çözündürme sonrası yaşlandırılmış alaşıma kıyasla akma ve çekme dayanımı değerlerinde ortaya çıkan bu artış ÇYD etkisiyle yapıda oluşturulan aşırı deformasyona bağlı dislokasyon artışıyla ve tane inceliğiyle ilişkilendirilebilir [30, 31]. Diğer taraftan ilgili alaşımın ÇYD sonrası akma ve çekme dayanımı değerlerinin birbirine oldukça yakın olarak elde edildiği dikkati çekmektedir. Bu durum alaşımın çekme testi sırasında yapısındaki yoğun dislokasyonların varlığı sebebiyle fazla pekleşmeye uğramadığının bir göstergesi olarak sunulabilir. Nitekim, gerilme-uzama eğrisinde görülen üniform uzama bölgesinin de neredeyse tamamen ortadan kalkması da bu durumu doğrular niteliktedir (Şekil 6).

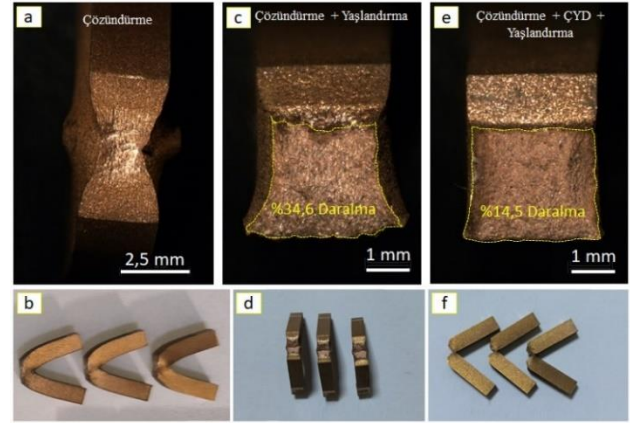


Şekil 6. Farklı proses adımları sonrası elde edilen yapıların ait gerilme-yüzde uzama eğrileri

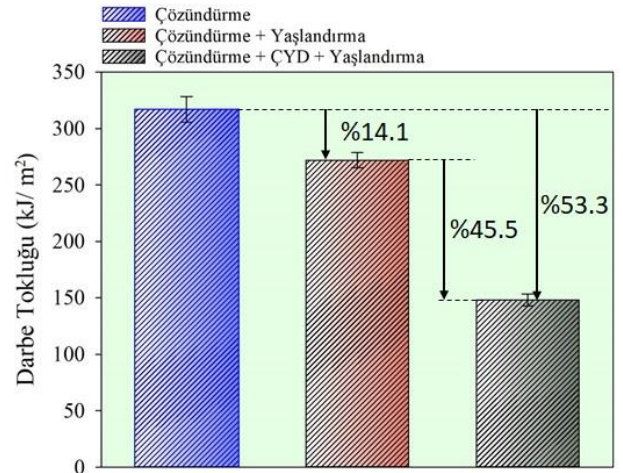
3.3 Charpy testi incelemeleri

Farklı ısıl ve mekanik işlemler sonrası elde edilen farklı yapılarındaki numunelere ait kırılma sonrası yüzey

görünümleri ve ölçülen kırılma tokluğu değerleri sırasıyla Şekil 7 ve Şekil 8'de verilmiştir. Şekil 7'de verilen görüntüler incelendiğinde kırılma sırasında aşırı doymuş katı çözeltili formundaki numunenin (Şekil 7(a)) darbe testi sonrası kırılmaya uğramadığı yalnızca darbe sırasında eğilerek ciddi anlamda deforme olduğu dikkati çekmektedir. Bu durum ilgili numunenin iri taneli forma sahip sünek yapısından kaynaklanmaktadır. Nitekim darbe testi sırasında ölçülen sönüm enerjisi değerinin ilgili numunede oldukça yüksek olması ($317\pm 11.4\text{ kJ/m}^2$) yoğun plastik deformasyona uğradığını doğrular niteliktedir (Şekil 8).



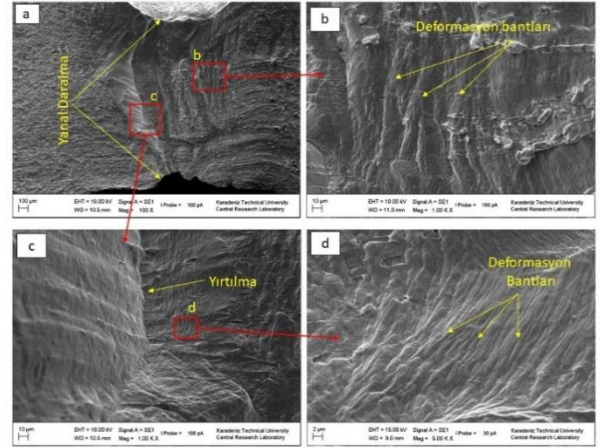
Şekil 7. Charpy testi uygulanmış numunelerin kırılma sonrası yüzeylerinin stereo mikroskop görüntüleri



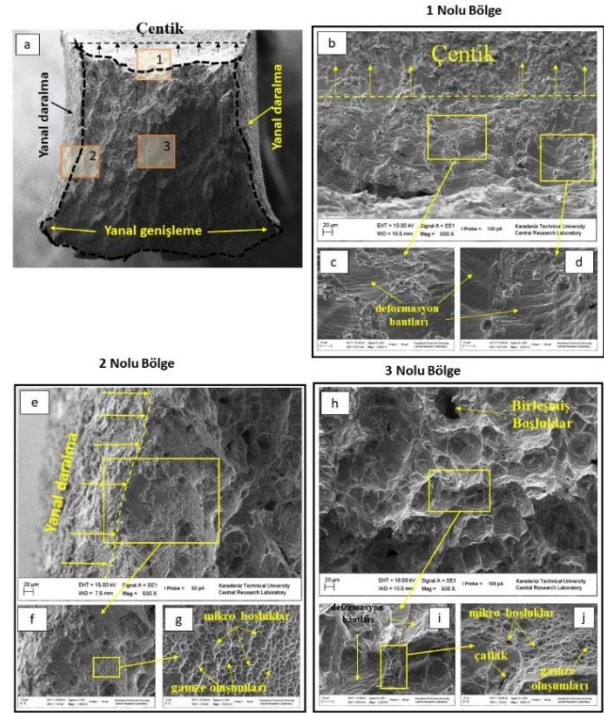
Şekil 8. Farklı proses adımları sonrası elde edilen numunelerin sahip olduğu darbe sönüm enerji değerleri

Ayrıca ilgili numunenin statik çekme koşullarında oldukça fazla uzaması ve üniform uzama bölgesinin oldukça geniş olması ilgili numunenin plastik deformasyon kabiliyetini desteklemektedir. Öte yandan çözündürme ve su verme işlemlerinin ardından $475\text{ }^\circ\text{C}$ 'de 1 saat yaşlandırılan numunelerde kırılma şekillerinin değiştiği ve çözündürülmüş numunede ortaya çıkan eğilmenin aksine kırılmanın gerçekleştiği dikkati çekmektedir. Ayrıca, kırılma sırasında absorbe edilen enerji değerinin de %14.1 oranda azalarak $272\pm 6.6\text{ kJ/m}^2$ seviyesinde elde edildiği dikkati çekmektedir. Bu durum yaşlandırma sonrası numunelerde

gevrekliğin arttığını işaret etmektedir. Nitekim ilgili numunelerde yaşlandırma işlemi sonrası ortalama sertlik değerinin 96 HV den 274 HV seviyesine kadar yükselmesi ilgili numunelerin yapısındaki gevrekleşmeyi doğrulamaktadır (Şekil 5). Her ne kadar yaşlandırma ile kısmi bir gevrekleşme ortaya çıksa da, kırılma sonrası kesitte ortaya çıkan %34.6 daralma miktarı bu numunelerde kırılma sırasında hala yoğun plastik deformasyonun gerçekleştiğini işaret etmektedir. Öte yandan, çözündürme sonrası sırasıyla uygulanan plastik deformasyon ve yaşlandırma işlemleri, gerek kırılma yüzeyinin genel görünümünü gerekse de kırılma enerjisi değerini ciddi oranda etkilediği söylenebilir (Şekil 7 ve Şekil 8). Nitekim ilgili numunelerin kesit görünümüne bakıldığında kesitte meydana gelen daralmanın %14.5 oranında gerçekleştiği dikkati çekerken, sönüm enerjisi değeri ise çözündürülmüş numuneye kıyasla %53.3 oranında azalarak 148 ± 5.3 kJ/m² seviyesine gerilemiştir. Bu durum ÇYD ve yaşlandırma etkisiyle numunelerde ciddi bir gevrekleşmenin ortaya çıktığını işaret etmektedir. Bu gevrekleşme etkisi ilgili numunelerin gerilme-uzama eğrilerinde gözlenen sınırlı homojen uzama bölgesinden de anlaşılmaktadır (Şekil 6). Sınırlı homojen uzama bölgesinin varlığı darbe testi öncesinde numunelerin yapısındaki yoğun dislokasyonların varlığını işaret etmektedir. ÇYD etkisiyle dislokasyon yoğunluğunun artması numunelerde daha sınırlı bir plastik deformasyonu yani daha gevrek bir kırılmayı ve düşük sönüm kapasitesini de beraberinde getirmektedir. Şekil 9'da çözündürme işleminin ardından su verilmiş alaşımın çentik darbe testi sonrası ortaya çıkan kırılma yüzeyi görüntüleri verilmiştir. Genel olarak bakıldığında test sırasında numunelerin kırılmadığı, ancak ciddi oranda plastik deformasyona uğrayarak şekil değiştirdiği dikkati çekmektedir (Şekil 7(a)). Bu durum ilgili alaşımın kırılma yüzeyinden alınan SEM görüntülerinden de net olarak anlaşılmaktadır. Nitekim Şekil 9(b-d) de verilen detay görüntüler incelendiğinde kırılma yüzeyinde yoğun deformasyon (kayma) bantlarının varlığı ve yırtılmaya bağlı hasar oluşumu kırılma sırasında numunenin yoğun plastik deformasyona uğradığını ve sünek bir kırılmanın gerçekleştiğini doğrular niteliktedir. Ayrıca, kırılma enerjisi değerinin diğer numunelere kıyasla oldukça yüksek olması ve çekme testi sırasında görülen oldukça geniş üniform deformasyon bölgesi bu numunelerde sünek bir kırılmanın varlığını işaret etmektedir. Öte yandan, numunede meydana gelen plastik deformasyonun belirlenmesinde kesitte meydana gelen alansal daralma bir kıyas yöntemidir. Ancak, test sırasında numunelerin kırılarak kopmaması kesitte meydana gelen daralmanın ölçülmesini engellemiştir. Aşırı doymuş katı çözelti sonrası 475 °C'de 1 saat yaşlandırılarak elde edilen numunelere ait kırılma yüzeyi görüntüleri Şekil 10'da gösterilmiştir. Genel olarak bakıldığında numunelerin darbe testi sonrası kırılarak iki parçaya ayrıldığı görülmektedir (Şekil 7(c-d)). Bu durum çözündürülmüş numuneye kıyasla yaşlandırılmış yapının nispeten daha gevrek olduğunun bir göstergesi olarak sunulabilir. Ancak, test sırasında ilgili numunenin kesitinde % 34.6 oranında bir daralmanın ortaya çıkması kırılma sırasında numunenin büyük oranda plastik deformasyona uğradığı göstermektedir.



Şekil 9. Çözündürülmüş (1000 °C-1 saat) ve su verilmiş yapıdaki alaşımın çentik darbe testi sonrası kırılma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri

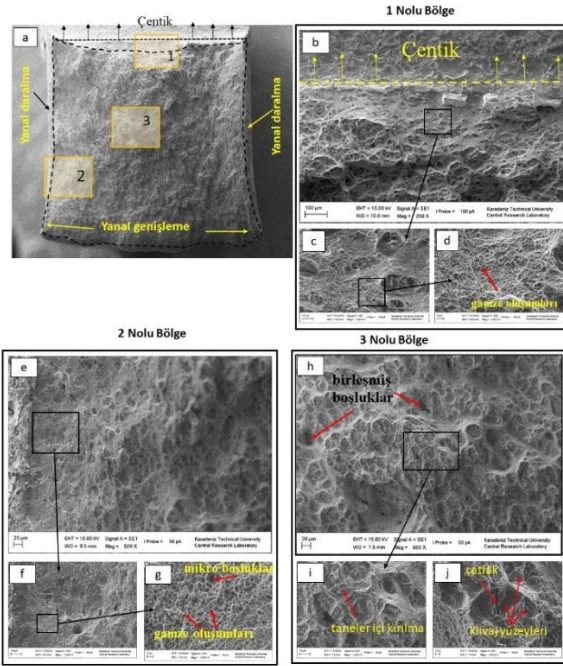


Şekil 10. Çözündürülmüş ve ardından pik sertlik değerine karşılık gelen noktada (475 °C-1 saat) yaşlandırılmış alaşımın çentik darbe testi sonrası kırılma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri

Kesitte meydana gelen bu plastik deformasyon çentik bölgesinde ve yanıl bölgelerde daralma, çekicinin vurma yüzeyinde (çentiğin karşıt yüzeyinde) ise yanıl genişleme şeklinde ortaya çıkmaktadır (Şekil 10). Bu sebeple kesit yüzeyinin farklı bölgelerinden detaylı SEM görüntüleri alınarak deformasyon sırasında meydana gelen kırılma mekanizmaları ortaya koyulmaya çalışılmıştır. Çentik bölgesinden (1 nolu bölgeden) alınan görüntüler incelendiğinde bu bölgede yoğun daralmanın ortaya çıkması (Şekil 10(a)) kırılma başlangıcında yoğun plastik

deformasyonun ortaya çıktığını net olarak göstermektedir. Ayrıca bu bölgeden alınan detay SEM görüntülerinde görülen deformasyon bantları da (Şekil 10(c-d)) meydana gelen plastik deformasyonu doğrular niteliktedir. Diğer taraftan yanal daralmanın olduğu 2 nolu bölgeye bakıldığında ise bu bölgede gerek daralma miktarından (Şekil 10(e)) gerekse de kırılma yüzeylerinde görülen yoğun lifsi kırılma yüzeylerinden (Şekil 10(f-g)) bu gölgede de yoğun plastik deformasyonun gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Yüzeylerde görülen bu lifsi yapılar (gamze oluşumları) kayma mekanizmasıyla meydana gelen sünek kırılmanın bir göstergesi olarak sunulmaktadır [32]. Numune kesitinde 3 nolu bölge olarak gösterilen orta kısım ise ani kırılma bölgesi olarak ifade edilmektedir. Bu bölgeden yapılan detaylı incelemelerde de hem deformasyon bantlarının hem de lifsi kırılma yüzeylerinin var olduğu söylenebilir (Şekil 10(h-j)). Bu durum genel olarak bu bölgede de yoğun plastik deformasyon etkilerinin varlığını işaret etmektedir. Özetle, yaşlandırılmış numunenin kırılma yüzeyinin genelinde plastik deformasyonla ortaya çıkan sünek bir kırılmanın gerçekleştiğini ifade edilebilir. Darbe testlerinde ölçülen nispeten yüksek sönüm enerjisi değeri ve çekme testi sırasında görülen geniş uniform deformasyon bölgesinin varlığı bu durumu doğrular niteliktedir (Şekil 6 ve Şekil 8). Çözündürülmüş numuneye kıyasla mukavemet değerlerinin artması ve sünekliliğinin azalması kırılmanın ilgili numunede kısmen sünek bir formda ortaya çıkmasında etkili olmuştur.

Çözündürme ve su verme işlemi sonrası ÇYD işlemiyle ile dövülmüş ve ardından 425 °C'de 1 saat yaşlandırılmış numunelerin kırılma yüzeyi görüntüleri Şekil 11'de verilmiştir.



Şekil 11. Çözündürülmüş alaşımın 6 paso ÇYD ile dövülmesi ve ardından pik sertlik değerine karşılık gelen koşullarda (425 °C-1 saat) yaşlandırılmış alaşımın çentik darbe testi sonrası kırılma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri

Genel olarak bakıldığında numunenin kesit görünümünün ilk iki koşuldaki numunelere kıyasla farklı olduğu ve ÇYD işlemi uygulanmış numunenin kesitinde kırılma sırasında oldukça sınırlı bir daralma ile geniş bir ani kırılma bölgesinin ortaya çıktığı dikkati çekmektedir (Şekil 11(a)). Sınırlı daralmanın olduğu çentik bölgesinden alınan görüntüler incelendiğinde, oldukça sınırlı bir alanda lifsi sünek bir kırılmanın ortaya çıktığı dikkati çekerken (Şekil 11(b-d)), benzer bir durumun yanal daralma bölgesinde de ortaya çıktığı söylenebilir (Şekil 11(e-g)). İlgili numunede kırılmanın başlangıcında plastik deformasyonun etkin olduğu sünek bir kırılma mekanizması hakimken, ilerleyen aşamada daha çok gevrek bir kırılmanın olduğu geniş ani kırılma bölgesinden ve kısmi oranda ortaya çıkan kesit daralmasından net olarak anlaşılmaktadır (Şekil 11(a)). Ani kırılma bölgesinden yapılan detaylı incelemelerde kırılmanın gevrek gerçekleştiğini gösteren kanıtların varlığı dikkati çekmektedir. Nitekim yüzey görüntülerinde klivaj tipi ayrılma yüzeylerinin ve çatlakların varlığı ilgili numunelerde gevrek bir kırılmanın ortaya çıktığını doğrulamaktadır (Şekil 11(i-j)).

4 Sonuçlar

Bu çalışma kapsamında uygulanan aşırı plastik deformasyon ve yaşlandırma işlemlerinin Cu-Co-Be-Ni alaşımının yapısında ve darbe sönüm kapasitesinde oluşturduğu etkiler incelenmiş ve elde edilen sonuçlar aşağıda listelenmiştir.

- 1- Çözündürülmüş Cu-Co-Be-Ni alaşımının başlangıçtaki iri taneli yapısının ÇYD etkisiyle tamamen ortadan kalktığı ve ciddi oranda tane incelmesinin meydana geldiği görülmektedir. Nitekim başlangıçtaki 50 µm'lik tane boyutunun 6 paso ÇYD etkisiyle mikron veya mikron altı seviyeye kadar azaldığı görülmüştür.
- 2- Çözündürülmüş Cu-Co-Be-Ni alaşımına uygulanan yaşlandırma ile alaşımın sertlik ve mukavemet değerleri ciddi oranda artırılmıştır. Çözündürülmüş alaşımın 96 HV olan sertlik değeri yaşlandırma sonrası 274 HV seviyesine kadar yükselirken, 110 MPa olan akma dayanımı ve 295 MPa olan çekme dayanımı değerleri ise sırasıyla 595 MPa ve 705 MPa seviyesine kadar yükselmiştir.
- 3- Çözündürülmüş alaşıma uygulanan ÇYD ve yaşlandırma işlemleriyle alaşımın sertlik değeri, akma ve çekme dayanımı değerleri ciddi oranda artırılmıştır. Nitekim ÇYD ve yaşlandırma işlemlerinin ardından bu değerler sırasıyla 310 HV, 842 MPa ve 890 MPa olarak elde edilmiştir.
- 4- Çözündürülmüş Cu-Co-Be-Ni alaşımına uygulanan yalnızca yaşlandırma veya sırasıyla uygulanan ÇYD ve yaşlandırma işlemleri ilgili alaşımın darbe enerjisi değerlerini düşürmüştür. Çözündürülmüş alaşımın 317 kJ/m² olan kırılma enerjisi değeri sadece yaşlandırıldıktan sonra 267 kJ/m² seviyesine, ÇYD ve yaşlandırma işlemlerinden sonra ise 148 kJ/m² seviyesine kadar gerilemiştir.
- 5- Çözündürülmüş formdaki Cu-Co-Be-Ni numunelerinde darbe testi sırasında yoğun plastik

deformasyonla birlikte sünek bir kırılma gözlenirken, sadece yaşlandırma sonrası veya ÇYD ve yaşlandırma işlemleri sonrası plastik deformasyon oluşumunun azaldığı kırılma türünün sünek formdan daha çok gevrek forma dönüştüğü dikkati çekmektedir.

- 6- Çözündürülmüş formdaki Cu-Co-Be-Ni numunelerinin kırılma yüzeyinde lifli bir yapı hakimken, özellikle ÇYD ve ardından uygulanan yaşlandırma sonrası kırılma yüzeyinde daha çok klivaj tipi kırılma yapısı gözlenmiştir.

Çıkar çatışması

Yazar çıkar çatışması olmadığını beyan etmektedir.

Benzerlik oranı (iThenticate): %6

Kaynaklar

- [1] P. Scardi, M. Leoni, G. Straffelini and G.D. Giudici, Microstructure of Cu-Be alloy trioxidative wear debris. *Acta Materialia*, 55, 2531–2538, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.11.046>
- [2] M.P. Ahmed and H.S. Jailani, Enhancing wear resistance of cryo treated Cu-Be₂ alloy. *Silicon*, 11, 105–115, 2019. <https://doi.org/10.1007/s12633-018-9835-y>
- [3] Properties and Selection: Non-ferrous alloys pure metals, *ASM Metals Handbook*. 2-10, 403–423, 1992.
- [4] D.M. Zhao, Q.M. Dong, P. Liu, Z.H. Jin and B.X. Kang, Mechanism of alloying of copper alloy with high strength and high electrical conductivity. *Chinese Journal of nonferrous metals*, 11(2), 24-27, 2002.
- [5] T. Hasegawa, Y. Takagawa, C. Watanabe and R. Monzen, Deformation of Cu-Be-Co Alloys by Aging at 593 K. *Materials Transactions*, 52, 1685-1688, 2011. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2011057>
- [6] Y. Tang, Y. Kang, L. Yue and X. Jiao, Mechanical properties optimization of a Cu-Be-Co-Ni alloy by precipitation design. *Journal of Alloys and Compounds*, 695, 613-625, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.014>
- [7] Y. Tang, Y. Kang, L. Yue and X. Jiao, The effect of aging process on the microstructure and mechanical properties of a Cu-Be-Co-Ni alloy. *Materials and Design*, 85, 332-341, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.157>
- [8] A. Kızılaslan and I. Altınsoy, The mechanism of two-step increase in hardness of precipitation hardened CuCoNiBe alloys and characterization of precipitates. *Journal of Alloys and Compounds*, 701,116-121, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.01.101>
- [9] M. Demirtas, Microstructural, mechanical and tribological characterization of Cu-Co-Ni-Be alloy processed via equal channel angular pressing. *Materials Today Communications*, 28, 10267, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102676>
- [10] F. Berto, P. Lazzarin and P. Gallo, High-temperature fatigue strength of a copper-cobalt-beryllium alloy. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 49 (4), 244-256, 2014. <https://doi.org/10.1177/0309324713511804>
- [11] D. Özyürek, M. Yıldırım and T. Tuncay, An Investigation of the Effects of Ageing Parameters on Wear Behaviours and Electrical Conductivity of Cu-Co-Be Alloys. *Acta Physica Polonica A*, 129(4), 559-561, 2016. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.129.559>
- [12] J. Chen, M. Zhang, D. Yang and H. Liang, Comparative study on the Properties of CuCoBe Alloy and CuNiCoBe Alloy. *Advanced Materials Research*, 988, 145-150, 2014. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.988.145>
- [13] L. Hefa, S. Naizhen, D. Xueli, R. He and L. Lijun, Form and Effect of Zr in Cu-Co-Be-Zr Alloy. *Acta Metallurgica Sinica*, 28 (11), 10-14, 1992. <https://amse.org.cn/CN/Y1993/V6/I3/153>
- [14] D.A. Avila-Salgado, A. Juárez-Hernández, J. Cabral-Miramontes, and J.L. Camacho-Martínez, Strengthening properties and wear resistance of the Cu-xNi-yCo-Cr-Si alloy by varying Ni/Co and Zr addition. *Lubricants*, 9 (10), 96, 2021. <https://doi.org/10.3390/lubricants9100096>
- [15] Z. Yanjun, S. Kexing, M. Xujun, L. Yong, Y. Shaodan and L. Zhou, Phase transformation kinetics of Cu-Be-Co-Zr alloy during aging treatment. *Rare metal materials and engineering*, 47 (4), 1096-1099, 2018. [https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(18\)30126-7](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(18)30126-7)
- [16] Y.J. Zhou, K.X. Song, J.D. Xing, Z. Li and X.H. Guo, Mechanical properties and fracture behavior of Cu-Co-Be alloy after plastic deformation and heat treatment. *Journal of Iron and Steel Research International*, 23 (9), 933-939, 2016. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(16\)30141-8](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(16)30141-8)
- [17] H. Yang, Z. Ma, C. Lei, L. Meng, Y. Fang, J. Liu and H. Wang, High strength and high conductivity Cu alloys: A review. *Science China Technological Sciences*, 63 (12), 2505-2517, 2020. <https://doi.org/10.1007/s11431-020-1633-8>
- [18] J. Wongsan-Ngam, M. Kawasaki and T.G. Langdon, A comparison of microstructures and mechanical properties in a Cu-Zr alloy processed using different SPD techniques. *Journal of Materials Science*, 48, 4653-4660, 2013. <https://doi.org/10.1007/s10853-012-7072-0>
- [19] A. Vinogradov, V. Patlan, Y. Suzuki, K. Kitagawa and V.I. Kopylov, Structure and properties of ultra-fine grain Cu-Cr-Zr alloy produced by equal-channel angular pressing. *Acta materialia*, 50 (7), 1639-1651, 2002. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00437-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00437-2)
- [20] R. Zhang, Z. Li, X. Sheng, Y. Gao and Q. Lei, Grain refinement and mechanical properties improvements in a high strength Cu-Ni-Si alloy during multidirectional forging. *Fusion Engineering and Design*, 159, 111766, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2020.111766>
- [21] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev and I.V. Alexandrov, Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in materials science*, 45 (2):103-189, 2000.

- [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00007-9)
- [22] G. Purcek, H. Yanar, M. Demirtas, Y. Alemdag, D.V. Shangina and S.V. Dobatkin, Optimization of strength, ductility and electrical conductivity of Cu–Cr–Zr alloy by combining multi-route ECAP and aging. *Materials Science and Engineering A*, 649, 114-122, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.111>
- [23] G. Purcek, H. Yanar, D.V. Shangina, M. Demirtas, N.R. Bochvar and S.V. Dobatkin, Influence of high pressure torsion-induced grain refinement and subsequent aging on tribological properties of Cu–Cr–Zr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 742, 325-333, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.303>
- [24] P.C. Sharath, Multi directional forging: an advanced deforming technique for severe plastic deformation. *Advanced Welding and Deforming*, 17, 529-556, 2021. <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-12-822049-8.00017-7>
- [25] I. Shakhova, Z. Yanushkevich, I. Fedorova, A. Belyakov and R. Kaibyshev, Grain refinement in a Cu–Cr–Zr alloy during multidirectional forging. *Materials Science and Engineering A*, 606, 380-389, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.116>
- [26] G. Kapoor, T. Kvackaj, A. Heczal, J. Bidulská, R. Kočiško, Z. Fogarassy and J. Gubicza, The influence of severe plastic deformation and subsequent annealing on the microstructure and hardness of a Cu–Cr–Zr alloy. *Materials*, 13 (10), 2241, 2020. <https://doi.org/10.3390/ma13102241>
- [27] D.P. Field, L.T. Bradford, M.M. Nowell and T.M. Lillo, The role of annealing twins during recrystallization of Cu. *Acta materialia*, 55 (12), 4233-41, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.03.021>
- [28] Y.J. Zhou, K.X. Song, J.D. Xing and Y.M. Zhang, Precipitation behavior and properties of aged Cu-0.23 Be-0.84 Co alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 658, 920-930, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.10.290>
- [29] G. Purcek, H. Yanar, M. Demirtas, D.V. Shangina, N.R. Bochvar and S.V. Dobatkin, Microstructural, mechanical and tribological properties of ultrafine-grained Cu–Cr–Zr alloy processed by high pressure torsion. *Journal of Alloys and Compounds*, 816, 152675, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152675>
- [30] F. Shahriyari, M.H. Shaeri, A. Dashti, Z. Zarei, M.T. Noghani, J.H. Cho and F. Djavanroodi, Evolution of mechanical properties, microstructure and texture and of various brass alloys processed by multi-directional forging. *Materials Science and Engineering A*, 831, 142149, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142149>
- [31] P.C.A. Flausino, M.E.L. Nassif, F. Castro-Bubani, P.H.R. Pereira, M.T.P. Aguilar and P.R. Cetlin, Microstructural evolution and mechanical behavior of copper processed by low strain amplitude multi-directional forging. *Materials Science and Engineering: A*, 756, 474-483, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.075>
- [32] S.H. Hoseini, S. Khalilpourazary and M. Zadshakoyan, Fracture Behavior of Annealed and Equal Channel Angular Pressed Copper: An Experimental Study. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29, 975-986, 2020. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04598-z>

