

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**AŞIRI PLASTİK DEFORMASYONUN TİTANYUMUN
ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİK VE KOROZYON DAVRANIŞI ÜZERİNDEKİ
ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Makine Müh. Faruk ÜNKER

**AĞUSTOS 2012
TRABZON**

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**AŞIRI PLASTİK DEFORMASYONUN TİTANYUMUN
ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİK VE KOROZYON DAVRANIŞI ÜZERİNDEKİ
ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Makine Müh. Faruk ÜNKER

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde
"MAKİNE YÜKSEK MÜHENDİSİ"
Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 25.07.2012
Tezin Savunma Tarihi : 15.08.2012**

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Gençğa PÜRÇEK

Trabzon 2012

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalında

Faruk ÜNKER tarafından hazırlanan

**AŞIRI PLASTİK DEFORMASYONUN TİTANYUMUN
ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİK VE KOROZYON DAVRANIŞI ÜZERİNDEKİ
ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

**başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 31 / 07 / 2012 gün ve 1468 sayılı
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

Başkan : Doç. Dr. Gençaga PÜRÇEK

Üye : Doç. Dr. Tefvik KÜÇÜKÖMEROĞLU

Üye : Yrd. Doç. Dr. Hamdullah ÇUVALCI

Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ

Enstitü Müdürü

ÖNSÖZ

Titanyum ve alaşımları havacılık ve otomotiv gibi mühendislik uygulamaları ile tıp alanında implant malzemesi olarak geniş bir kullanım alanına sahiptir. Günümüzde metalik implant malzemesi olarak kullanılan en yaygın metal, düşük yoğunluğu, mükemmel korozyon direnci, yüksek biyouyumluluğu ve nispeten düşük elastisite modülü ile titanyum ve alaşımlarıdır. Ancak saf titanyumun sahip olduğu nispeten düşük mukavemet değerleri nedeniyle, uygulamalarda daha çok Ti-6Al-4V gibi titanyum-esaslı alaşımlar ön plana çıkmaktadır. Nitekim, alaşım formuna göre çok daha ucuza üretilebilen saf titanyumun bu uygulamalarda kullanım alanının genişletilebilmesi için sahip oldukları yetersiz mukavemet ve süneklik özelliklerinin iyileştirilmesi gerekmektedir. Bu çalışmada, ticari saflıktaki (Grade 2) Ti aşırı plastik deformasyon yöntemlerinden biri olan eş kanallı açılal ekstrüzyon/basma (EKAE/B) yöntemi ile değişik rota (Rota-A, Rota-Bc ve Rota-E) ve paso sayılarında proses edildikten sonra mukavemet, süneklik özellikleri ve diğer taraftan da şekillendirilebilirliği ve korozyon davranışına etkileri üzerine sistematik bir inceleme yapılmıştır.

Bu konuyu seçmeme vesile olarak önemli bir bilgi birikimine sahip olmamı sağladığı, çalışmalarım sırasında bilgisini ve tecrübesini paylaştığı için sayın Hocam Doç. Dr. Gençbağa PÜRÇEK'e, laboratuvar alt yapısının kullanımı ve desteklerinden ötürü Atatürk Üniversitesi öğretim üyelerinden sayın Prof. Dr. Akgün ALSARAN'a içtenlikle teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca Makine Mühendisliği Bölümü Malzeme ve Takım Tezgâhları laboratuvarında çalışan tüm teknisyenlere teşekkür ederim. Çalışmalarım boyunca desteklerini esirgemeyen sevgili eşim Gönül ÜNKER' e çok teşekkür ederim. Yine çalışmalarım boyunca her zaman yanımda olan değerli arkadaşlarım Sayın Arş. Gör. Onur SARAY, Sayın Arş. Gör. İlyas HACISALİHOĞLU ve emeği gecen herkese teşekkürlerimi sunarım.

Faruk ÜNKER
Trabzon 2012

TEZ BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “Aşırı Plastik Deformasyonun Titanyumun Şekillendirilebilirlik ve Korozyon Davranışı Üzerindeki Etkisinin İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Doç. Dr. Gençğa PÜRÇEK‘in sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 25/07/2012

Faruk ÜNKER

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

| | |
|---|------|
| ÖNSÖZ..... | III |
| TEZ BEYANNAMESİ..... | IV |
| İÇİNDEKİLER..... | V |
| ÖZET | VII |
| SUMMARY | VIII |
| ŞEKİLLER DİZİNİ..... | IX |
| TABLolar DİZİNİ..... | XIII |
| SEMBOLLER DİZİNİ | XIV |
| 1. GENEL BİLGİLER..... | 1 |
| 1.1. Giriş | 1 |
| 1.2. Titanyum ve Alaşımları | 3 |
| 1.2.1. Tarihsel Gelişimi ve Kullanım Alanları | 3 |
| 1.2.2. Titanyumun Özellikleri..... | 4 |
| 1.3. Eş-Kanallı Açısal Ekstrüzyon/Basma (EKAE/B) Yöntemi..... | 9 |
| 1.3.1. Çalışma Prensibi | 9 |
| 1.3.2. EKAE Yönteminde Etkili Olan Temel Parametreler | 11 |
| 1.3.3. EKAE İşleminin Malzeme İÇyapısına Etkisi..... | 15 |
| 1.3.4. EKAE İşleminin Malzemenin Mekanik Özellikleri Üzerindeki Etkisi..... | 16 |
| 1.3.5. EKAE Yönteminin Titanyum ve Titanyum Alaşımlarına Uygulanması | 18 |
| 1.4. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı | 21 |
| 2. DENEYSEL ÇALIŞMA..... | 24 |
| 2.1. Deney Malzemesi | 24 |
| 2.2. Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon İşlemi | 24 |
| 2.3. Yapısal İncelemeler | 28 |
| 2.4. Mekanik Özellik İncelemeleri | 29 |
| 2.5. Korozyon Deneyleri | 30 |
| 2.6. Şekillendirilebilirlik (Erichsen) Deneyleri | 32 |
| 3. BULGULAR | 34 |
| 3.1. İç Yapı Özellikleri | 34 |

| | | |
|----------|---|----|
| 3.2. | Mekanik Özellikler | 37 |
| 3.2.1. | Sertlik | 37 |
| 3.2.2. | Çekme Deney Sonuçları | 37 |
| 3.3. | Şekillendirilebilirlik (Erichsen) Deney Sonuçları | 39 |
| 3.3.1. | Erichsen Eğrileri | 39 |
| 3.3.2. | Erichsen Numunelerinin Yüzey Görünümleri | 49 |
| 3.3.2.1. | EKAE Öncesi Durum | 49 |
| 3.3.2.2. | EKAE Sonrası Durum | 52 |
| 3.4. | Korozyon Testleri | 66 |
| 4. | İRDELEME | 70 |
| 4.1. | İç Yapı Özellikleri | 70 |
| 4.2. | Mekanik Özellikler | 71 |
| 4.3. | Şekillendirilebilirlik Özellikleri | 73 |
| 4.4. | Korozyon Özellikleri | 78 |
| 5. | GENEL SONUÇLAR | 80 |
| 6. | ÖNERİLER | 83 |
| 7. | KAYNAKLAR | 84 |
| | ÖZGEÇMİŞ | |

Yüksek Lisans

ÖZET

AŞIRI PLASTİK DEFORMASYONUN TİTANYUMUN ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİK VE
KOROZYON DAVRANIŞI ÜZERİNDEKİ ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Faruk ÜNKER

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Doç. Dr. Genççağ PÜRÇEK
2012, 96 Sayfa,

Bu çalışmada, ticari saflıktaki (Grade 2) Ti aşırı plastik deformasyon yöntemlerinden biri olan eş kanallı açısal ekstrüzyon/basma (EKAE/B) yöntemi ile değişik rota (Rota-A, Rota-Bc ve Rota-E) ve paso sayılarında proses edildi. EKAE ile gerçekleştirilen proses sonrası titanyumun şekillendirilebilirlik özelliğinde ve korozyon davranışında meydana gelen değişimler incelendi. Şekillendirilebilirlik davranışının belirlenmesi için minyatüre edilmiş numuneler üzerinde Erichsen deneyleri gerçekleştirildi. Uygulanan prosesin titanyumun korozyon davranışında meydana getirdiği değişim ise korozyon hücresi içerisinde gerçekleştirilen deneyler ile belirlendi. Ayrıca, titanyumun prosesler öncesi ve sonrası mikroyapısal özellikleriyle temel mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler de incelendi.

Yapılan çalışmalar sonunda, farklı rota ve paso sayılarında uygulanan EKAE işleminin titanyumun şekillendirilebilirliğini önemli ölçüde etkilediği görüldü. Başlangıçta (düşük deformasyon miktarlarında) titanyumun şekillendirilebilirliği uygulanan EKAE işlemiyle önemli oranda azalırken, özellikle rota-Bc’de paso sayısı artırıldığında ise bu durumun toparlanarak malzemenin tekrar proses öncesi duruma benzer davranışlar sergilediği görüldü. Nitekim, rota-Bc’de gerçekleştirilen çok pasolu EKAE işleminin saf titanyumun şekillendirilebilirlik davranışı üzerinde diğer rotaların (Rota-A ve Rota E) aksine daha olumlu bir değişime neden olduğu ortaya konuldu. Öte yandan, saf titanyumun korozyon davranışının da yine uygulanan çok pasolu EKAE işleminden etkilendiği gözlemlendi. Nitekim, rota-Bc’de çok pasolu EKAE işlemi uygulanmış saf titanyumun korozyon bölgesinde az akım çekmesi ve işlemsiz numune ile yaklaşık korozyon potansiyeli vermesi nedeniyle korozyon direncini artırdığı söylenebilir.

Anahtar Kelimeler: Titanyum, Aşırı Plastik Deformasyon, Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon, Şekillendirilebilirlik, Erichsen Testi, Korozyon

Master Thesis

SUMMARY

INVESTIGATION OF FORMABILITY AND CORROSION BEHAVIOR OF
PURE TITANIUM PROCESSED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Faruk ÜNKER

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Mechanical Engineering Graduate Program
Supervisor: Assoc. Prof. Genççağ PÜRÇEK
2012, 96 Pages,

In this study, the commercially pure Ti (Grade 2) are processed via equal-channel angular extrusion/pressing (ECAE/P) method, which is one method of severe plastic deformation techniques, in different routes (Route-A, Route-Bc and Route-E) and passes. After ECAE processing, the changes occurring in the formability properties and the corrosion behavior of titanium were investigated. Erichsen formability test was performed on the samples that have been miniaturized for the determination of behavior. The change in corrosion behavior of titanium caused by the applied processing was determined by experiments carried out in the corrosion cell. In addition, the basic mechanical properties of titanium prior and after processing were also investigated. Furthermore, the changes in the microstructural properties were also investigated and correlated with mechanical behavior.

It is observed that the ECAE processing performed in different number of routes and passes significantly affected the formability of titanium. It is seen that the formability of titanium recovered and exhibited almost similar behavior compared with that of as-received one depending on processing parameters. During initial deformation, the formability decreased due to applied ECAE processing, and this behavior is getting better with further deformation especially in route Bc. Indeed, The ECAE processing via route Bc showed much more positive effect on the improvement of formability of UFG Ti as compared with other routes (Route-A and Route E). On the other hand, it was observed that the corrosion behavior of commercially pure titanium was also affected by multi-passed ECAE processing. It can be said that route-Bc increased the corrosion resistance of Ti with requiring less current draw and giving the corrosion potential.

Key Words: Titanium, Severe Plastic Deformation, Equal-Channel Angular Extrusion, Formability, Erichsen Test, Corrosion

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

| | |
|--|----|
| Şekil 1. Saf titanyumun sıcaklığa bağlı olarak sahip olduğu kristal yapıları: (a) 883°C'nin altında SPH yapısı (α -fazı) ve (b) 883°C'nin üzerinde HMK yapısı (β -fazı) | 5 |
| Şekil 2. Ti-H ikili faz diyagramı | 9 |
| Şekil 3. (a) Dış köşesi yuvarlatılmamış ve (b) dış köşesi yuvarlatılmış EKAE kalıp geometrileri | 10 |
| Şekil 4. Φ ve Ψ açılarının numuneye uygulanana eş değer şekil değişimine etkisi | 11 |
| Şekil 5. EKAE işleminde kullanılan temel EKAE rotaları ve bunların uygulanış biçimlerini gösteren şematik resimler | 12 |
| Şekil 6. EKAE işleminde kübik bir elemanın çeşitli rota ve paso sayılarında deformasyonu | 13 |
| Şekil 7. Farklı EKAE rotaları ve paso sayısı ile kayma düzlemlerinde meydana gelen değişimleri gösteren şematik resimler | 14 |
| Şekil 8. Saf titanyumun EKAE işlemi ile tane boyutunun küçülmesini gösteren şematik resim: (a) EKAE uygulanmamış durum, (b) düzensiz dislokasyon üretimi, (c) dislokasyon sınırlarının (dar açılı tane sınırları) oluşması, (d) dislokasyon sınırlarının arasındaki açılal yönelme farkının artarak alt tane oluşumunun tamamlanması | 19 |
| Şekil 9. EKAE kalıbının şematik montaj resmi | 25 |
| Şekil 10. Deneylerde kullanılan EKAE kalıbının fotoğrafı | 26 |
| Şekil 11. EKAE kalıp kanalına ait geometrik parametreler | 27 |
| Şekil 12. Metalografik ve sertlik incelemeleri için hazırlanan örneklerin EKAE işlemine tabi tutulan numunedeki konumu | 28 |
| Şekil 13. Çekme örneğinin (a) boyutları ve (b) EKAE örneğindeki konumu | 29 |
| Şekil 14. Korozyon numunelerinin billettteki konumu ve boyutları a) konum, b) boyutlar | 31 |
| Şekil 15. Korozyon deneylerinin yapıldığı sistemin şematik resmi | 31 |
| Şekil 16. (a) Deneylerde kullanılan Erichsen kalıp sistemi ve (b) örneklerin EKAE numunesindeki konumu | 32 |
| Şekil 17. Deneylerde kullanılan Erichsen kalıp sisteminin resmi | 33 |
| Şekil 18. Ticari saflıktaki titanyumun (kalite-2) EKAE işlemi öncesi sahip olduğu iç yapıyı gösteren optik resim | 35 |
| Şekil 19. Ticari saflıktaki titanyumun (kalite-2) rota-A'da 4 paso EKAE işlemi sonrası iç yapısını gösteren optik resim | 35 |

| | |
|---|----|
| Şekil 20. Ticari saflıktaki titanyumun (kalite-2) rota-Bc’de 4 paso EKAE işlemi sonrası içyapısını gösteren optik resim | 36 |
| Şekil 21. Ticari saflıktaki titanyumun (kalite-2) rota-E’de 4 paso EKAE işlemi sonrası içyapısını gösteren optik resim | 36 |
| Şekil 22. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve çok pasolu EKAE işlemi sonrası sergilediği gerilme-uzama eğrileri | 39 |
| Şekil 23. Titanyumun EKAE işlemi öncesi sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrisi..... | 40 |
| Şekil 24. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve tek pasoda EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri..... | 41 |
| Şekil 25. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve rota-Bc’de 2 pasoluk EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri | 42 |
| Şekil 26. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve rota-Bc’de 3 pasoluk EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri | 43 |
| Şekil 27. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve rota-Bc’de 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri | 44 |
| Şekil 28. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve rota-Bc’de EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri..... | 45 |
| Şekil 29. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve rota-A’da 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri | 46 |
| Şekil 30. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve rota-E’de 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri | 47 |
| Şekil 31. Farklı rotalarda 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri..... | 48 |
| Şekil 32. İşlemsiz (0P) titanyuma uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü | 50 |
| Şekil 33. İşlemsiz (0P) titanyuma uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X200 büyütme (b) X500 büyütme | 51 |
| Şekil 34. İşlemsiz (0P) titanyuma uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X150, (b) X300, (c) X50, (d) X500 büyütme | 51 |
| Şekil 35. İşlemsiz (0P) titanyuma uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüsü | 52 |
| Şekil 36. Bir pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü | 53 |

| | |
|--|----|
| Şekil 37. Bir pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X500 büyütme, (b) X1000 büyütme..... | 53 |
| Şekil 38. Bir pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X50 büyütme, (b) X100 büyütme | 54 |
| Şekil 39. Bir pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme | 54 |
| Şekil 40. Rota-Bc'de 2 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü | 55 |
| Şekil 41. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 2 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X500 büyütme, (b) X1500 büyütme..... | 56 |
| Şekil 42. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 2 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X150 büyütme, (b) X500 büyütme..... | 56 |
| Şekil 43. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 2 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme..... | 57 |
| Şekil 44. Rota-Bc'de 3 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü | 57 |
| Şekil 45. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 3 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X500 büyütme, (b) X1500 büyütme..... | 58 |
| Şekil 46. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 3 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme..... | 58 |
| Şekil 47. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 3 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme..... | 59 |
| Şekil 48. Rota-Bc'de 4 (4Bc) pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü | 59 |
| Şekil 49. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X500 büyütme, (b) X1000 büyütme..... | 60 |
| Şekil 50. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X150 büyütme, (b) X600 büyütme..... | 61 |
| Şekil 51. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme..... | 61 |

| | |
|--|----|
| Şekil 52. Rota-A'da 4 pasoluk (4A) EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü | 62 |
| Şekil 53. Rota-A'da gerçekleştirilen 4 pasoluk (4A) EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X200 büyütme, (b) X1000 büyütme..... | 63 |
| Şekil 54. Rota-A'da gerçekleştirilen 4 pasoluk (4A) EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X50 büyütme, (b) X1000 büyütme..... | 63 |
| Şekil 55. Rota-A'da gerçekleştirilen 4 pasoluk (4A) EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme..... | 64 |
| Şekil 56. Rota-E'de 4 pasoluk (4E) EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü | 65 |
| Şekil 57. Rota-A'da gerçekleştirilen 4 pasoluk (4A) EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X200 büyütme, (b) X1000 büyütme..... | 65 |
| Şekil 58. Rota-A'da gerçekleştirilen 4 pasoluk (4A) EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X50 büyütme, (b) X1000 büyütme..... | 66 |
| Şekil 59. Rota-A'da gerçekleştirilen 4 pasoluk (4A) EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüsü (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme..... | 66 |
| Şekil 60. Devreden hiç akım geçmezken ölçülen açık devre potansiyeli (Ocp) eğrileri..... | 68 |
| Şekil 61. İşlemsiz ve rota-Bc'de farklı pasolarda EKAE işlemine tabi tutulmuş saf titanyumun %3,5'lük NaCl çözeltisindeki potansiyodinamik tarama eğrileri | 68 |
| Şekil 62. İşlemsiz ve rota-Bc'de farklı pasolarda EKAE işlemine tabi tutulmuş saf titanyumun %3,5'lük NaCl çözeltisindeki tafel eğrileri | 69 |

TABLolar DİZİNİ

Sayfa No

| | |
|--|----|
| Tablo 1. Ti ve Alaşımlarının Mekanik Özellikleri | 6 |
| Tablo 2. Ticari saflıktaki (kalite-2) titanyumun kimyasal bileşimi (% ağırlık)..... | 24 |
| Tablo 3. Titanyum (kalite-2) işlem öncesi ve rota-Bc'de 1, 2, 3 ve 4 pasoluk ve rota-A ve E'de 4 pasoluk EKAE işlemine tabi tutulmuş durumdaki sertlik değerleri..... | 37 |
| Tablo 4. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve sonrası sahip olduğu mukavemet ve süneklik değerleri | 39 |
| Tablo 5. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve sonrası sergilediği Erichsen basma kuvveti ve Erichsen indeksi değerleri | 49 |
| Tablo 6. İşlemsiz ve rota-Bc'de farklı pasolarda EKAE işlemine tabi tutulmuş saf titanyumun %3,5'luk NaCl çözeltisindeki denge potansiyelleri ve bu değerlere karşılık gelen akım yoğunlukları | 69 |

SEMBOLLER ve KISALTMALAR DİZİNİ

| | |
|------------------|---------------------------------------|
| A | : Amper |
| APD | : Aşırı plastik deformasyon |
| CP-Ti | : Ticari Saflıktaki Titanyum |
| Ekor | : Korozyon Potansiyeli |
| EKAE | : Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon |
| EKAE/B | : Eş-kanallı Açısal Ekstrüzyon/basma |
| ED | : Ekstrüzyon Doğrultusu |
| EI | : Erichsen İndeksi |
| F _{EI} | : Erichsen İndeksi Kuvveti |
| GATS | : Geniş Açılı Tane Sınırı |
| HMK (β) | : Hacim Merkezli Kubik Kafes Sistemi |
| Ikor | : Korozyon Akım Yoğunluğu |
| KT | : Kaba Taneli Yapı (işlemsiz) |
| MPa | : Mega Paskal |
| mV | : Milivolt |
| N | : Paso Sayısı |
| OCP | : Açık Devre Potansiyeli |
| PVD | : Fiziksel Buhar Fazında Çökertme |
| RE | : Referans Elektrot |
| RSD-C | : Rockwell-C Sertlik Değeri |
| SEM | : Taramalı Elektron Mikroskobu |
| SPH (α) | : Sıkı Paket Hegzagonal Kafes Sistemi |
| TEM | : Geçirmeli Elektron Mikroskobu |
| THP | : Termo-hidrojen İşlemi |
| UİT | : Ultra İnce Taneli Yapı |
| V | : Volt |
| mV | : Milivolt |
| nA | : Nanoamper |
| μ m | : Mikron metre |
| nm | : Nano metre |
| Φ | : Kalıp İç Köşe Açısı |

- Ψ : Kalıp Dış Köşe Açısı
0P : İşlemsiz Numune
1P : Tek Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune
2Bc : Rota-Bc'de İki Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune
3Bc : Rota-Bc'de Üç Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune
4Bc : Rota-Bc'de Dört Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune
4A : Rota-A'da Dört Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune
4E : Rota-E'de Dört Pasoluk EKAE İşlemi Uygulanmış Numune

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Mühendislik uygulama alanlarının sürekli gelişmesi ve yeni uygulama alanlarının ortaya çıkması, bu alanda kullanılacak yeni nesil malzemelere olan ihtiyacı da artırmaktadır. Bu nedenle bir taraftan yeni türden malzemelere geliştirilmeye çalışılırken, diğer taraftan mevcut malzemelerin özelliklerinin iyileştirilmesine yönelik çalışmalar da büyük bir hızla devam etmektedir. Üretici açısından mevcut bilinen malzemelerin yetersiz olan özelliklerinin geliştirilen yeni yöntemlerle artırılması hem zaman hem de maliyet açısından avantajlı görülmektedir. Bu nedenle son yıllarda bir taraftan geleneksel yöntemlerin uygulamaları devam ederken, diğer taraftan yeni tür yöntemlerin de geliştirilip uygulanmasına çalışılmaktadır. Bu kapsamda yürütülen araştırmalar, mikron altı tane boyutuna (tane boyutu 1-1000 nm) sahip malzemelerin üstün mekanik özelliklere sahip olduğunun anlaşılması ile farklı bir boyut kazanmış ve bu malzemelerin etkin bir şekilde üretimini mümkün kılacak yöntemlerin geliştirilmesi önemli araştırma konuları arasında yerini almıştır [1]. Bu amaçla geliştirilen yöntemlerin en önemlileri; aşırı plastik deformasyon (APD), mekanik alaşımlama, buhar fazından çöktürme ve elektro-kaplamadır [2]. Bunlar arasında yer alan APD yöntemleri ise son yıllarda önemi artan ve üzerinde yoğun çalışmaların yürütüldüğü bir alan haline gelmiştir [3, 4]. Günümüzde uygulanan APD yöntemlerinin başında; eş-kanallı açısız ekstrüzyon/basma (EKAE/B), tekrarlı ekstrüzyon ve basma, yüksek basınç altında burma, kapalı kalıpta tekrarlı dövme, birikimli bağ haddesi ve tekrarlı bükme-doğrultma sayılabilir [5]. Bu yöntemlerden EKAE işlemi, kütleli formda ultra-ince tane (UİT) yapı (tane boyutu 100-1000nm arasında) malzeme üretimine uygun olması ve bu yöntemle üretilen malzemelerin de mühendislik uygulamalarında kullanılabilecek boyutlarda olması nedeniyle daha fazla ilgi görmektedir [6]. Bu yöntem ilk defa Segal ve arkadaşları [7] tarafından 80'li yıllarda önerilmiş ve diğer APD yöntemlerine kıyasla sahip olduğu bazı avantajlar nedeni ile son yıllarda önemli araştırma konuları arasına girmiştir. Bu yöntemin sahip olduğu başlıca üstünlükler arasında basit ve ekonomik oluşu, mühendislik uygulamalarında kullanılabilecek boyutta ürün ortaya çıkması, işlem sırasında malzemede herhangi bir boyutsal değişimin oluşmaması ve

çok ince taneli içyapıların elde edilmesi sayılabilir. Ayrıca, gereken hidrostatik basıncın diğer yöntemlere göre oldukça düşük olması da uygulama açısından bu yöntemin diğer bir önemli avantajını oluşturmaktadır [8].

Son yıllarda EKAE yöntemi üzerine özellikle gelişmiş ülkelerde yoğun araştırma-geliştirme çalışmalarının yapıldığı anlaşılmaktadır. Bu çalışmalarda söz konusu yöntem daha çok endüstriyel uygulama alanı olan saf metal ile pek çok mühendislik alaşımlarına uygulanmıştır [9]. Bu yöntemin uygulandığı malzemeler arasında; saf titanyum ve titanyum alaşımları [10, 11], saf alüminyum ve alüminyum alaşımları [12, 13], magnezyum alaşımları [14], saf bakır ve bakır alaşımları [15, 16], çinko-alüminyum alaşımları [17, 18], alaşımlı ve alaşımsız çelikler [19-21], kompozit malzemeler [22], toz metalürjisi ile üretilmiş malzemeler [23], metaller arası bileşikler [24] ve hafızalı alaşımlar [25] sayılabilir.

Bilindiği üzere, titanyum ve titanyum alaşımları öncelikle korozyona dayanım ve hafifliğin önemli olduğu havacılık ve otomotiv gibi mühendislik uygulamaları ile tıp alanında implant malzemesi olarak geniş bir kullanım alanına sahiptir [11, 26, 27]. Sert doku yerine kullanılan implantlar mekanik özellikleri nispeten iyi olmasının yanında vücuda dost (biyouyumlu) metalik malzemelerden üretilirler. Günümüzde metalik esaslı implant üretiminde en çok kullanılan malzemelerin başında titanyum ve alaşımları gelmektedir. Çünkü saf titanyumun biyo-uyumluluğu oldukça iyi olup, uzun süreli kullanımlarda bile vücutta herhangi bir toksik etki oluşturmamaktadır. Ancak saf titanyum özellikle yük taşıyıcı implant uygulamalarında yeterli mukavemeti gösterememektedir. Bu nedenle, bu malzeme geleneksel olarak alaşımlandırılarak kullanılmaktadır. Fakat medikal alandaki uygulamalarda kullanılması amacıyla saf titanyuma ilave edilen alaşım elementlerinin pek çoğunun biyolojik açıdan vücut ile biyo-uyumluluğunun iyi olmadığı ve uzun süreli kullanımlarda toksik etkilere neden olduğu bilinmektedir [11]. Ayrıca, titanyumun bu alaşım elementleriyle alaşım oluşturması için çok özel şartlara ihtiyaç duyulmakta ve bu da alaşımların maliyetini oldukça artırmaktadır. Bu kapsamda üretilen ve günümüzde en çok kullanılan Ti alaşımı ise Ti-6Al-4V'dur [28]. Ancak bu alaşım kimyasal olarak inert olmasına karşılık vücut sıvısı ile uzun süreli temas halinde olması durumunda, alaşımın içyapısında bulunan Al ve V zamanla çözünerek vücutta toksik etkilere neden olmaktadır [29]. Ayrıca, bu elementlerin vücutta belli bir miktarın üzerinde salınması kemik iyileşmesini de yavaşlatmaktadır. [30-32]. Ayrıca, Ti-6Al-4V alaşımının diğer bir dezavantajı ise kemiğe göre daha yüksek elastisite modülüne sahip olmasıdır. Bu

açından bakıldığında, özellikle yüksek biyouyumluluğa sahip saf titanyumun pek çok uygulama alanı için yetersiz kalan mekanik özellikleri istenilen seviyelere çıkartılabirise, implant malzemesi olarak kullanılan diğer titanyum alaşımlarının yerini alabileceği düşünülmektedir. Bu nedenle son yıllarda saf Ti'a EKAE işlemi uygulanarak yetersiz olan mekanik özelliklerinin geliştirilmesine yönelik çalışmalar yürütölmektedir [27, 33, 34]. Ancak, hala saf Ti'un EKAE işlemi sonrası özellik değişimleriyle ilgili çalışılması gereken pek çok konu mevcut olup, bu konuların da aydınlığa kavuşturulması hem bilimsel birikime hem de teknolojik seviyeye katkı sağlayacaktır. Özellikle, UİT yapılı hale getirilen saf Ti'un korozyon davranışında meydana gelen değişimin araştırılması ve ayrıca EKAE işlemi sonrası şekillendirilebilirliğin nasıl değiştiğinin belirlenmesi son derece önemli görölmektedir.

1.2. Titanyum ve Alaşımları

1.2.1. Tarihsel Gelişimi ve Kullanım Alanları

Titanyum diğer malzemelerle karşılaştırıldığında nispeten yeni bir mühendislik malzemesi olarak kabul edilebilir. Nitekim, titanyumun ticari olarak kullanımı ancak 1940'lı yıllarda mümkün olmuştur. Başlangıçta titanyumdan daha çok yapısal mühendislik parçalarının üretiminde yararlanılmıştır. Bu yıllarda geliştirilen titanyum alaşımlarının yüksek özgül mukavemete sahip olması bu alaşımları özellikle havacılık sanayinde önemli bir konuma getirmiştir. Ayrıca, titanyum ve alaşımlarının sahip olduğu mükemmel korozyon direnci bu malzemelerin özellikle kimya ve gıda endüstrilerinde de çok kullanılmasına neden olmuştur. Ancak titanyum ve alaşımlarının implant üretiminde kullanımları 1960'ların sonlarından itibaren artmıştır [29]. Öte yandan, sahip olduğu düşük mukavemet ve yetersiz aşınma davranışı nedeniyle saf titanyumun biyo-malzeme olarak kullanımı sınırlı kalmıştır. Özellikle mukavemetin ve aşınma direncinin önemli olduğu pek çok ortopedik ve dental uygulamalarda bu durum ön plana çıkmaktadır [35]. Bunun yerine bu tip uygulamalarda daha çok Ti alaşımları tercih edilmiştir. Bunların başında ise saf titanyuma katılan Al ve V elementleri ile üretilen Ti-6Al-4V alaşımı gelmektedir. Esasen bu alaşım ilk başta havacılık ve uzay uygulamaları için geliştirilmiş olup, daha sonraki yıllarda medikal alanda yaygın olarak kullanılır hale gelmiştir [36, 37].

Ancak, son yıllarda yapılan araştırmalar söz konusu alaşımın ihtiva ettiği vanadyumun zamanla biyolojik sistemlerle etkileşime girerek toksik etkilere neden olduğunu göstermiştir. Bileşimde bulunan alüminyumun ise vücutta alerjik etkilere neden olduğu ve özellikle nörolojik sistemi etkileyerek Alzheimer hastalığının oluşumunu hızlandırdığı saptanmıştır [38].

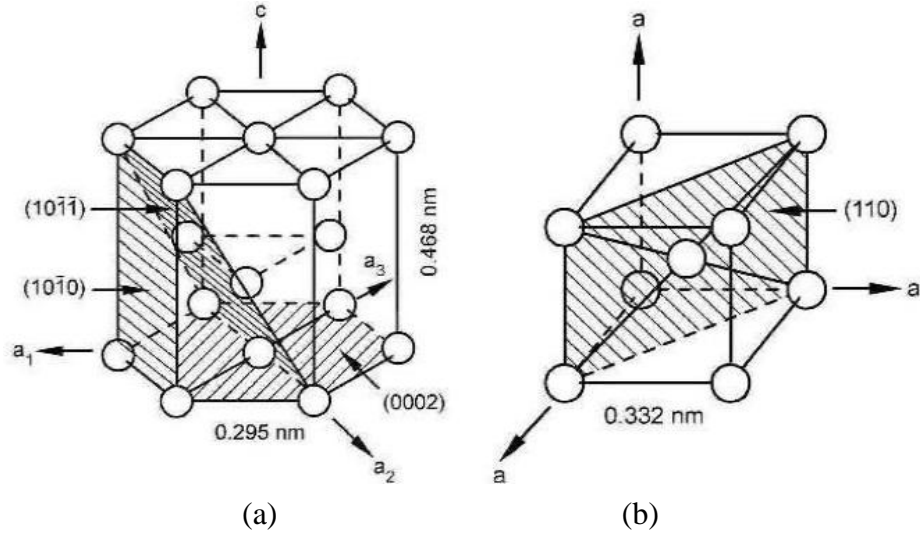
Gerek ticari saflıktaki titanyumun ve gerekse ilk geliştirilen titanyum alaşımlarının medikal uygulamaların gerektirdiği özellikleri tam olarak sağlayamamaları, yeni tip titanyum alaşımlarının geliştirilmesine yönelik çalışmalara hız vermiştir. Özellikle son on beş yılda bu konuda önemli ilerlemeler sağlanmış ve yapısında Nb, Ta ve Zr gibi alaşım elementleri içeren bu alaşımlar uygun ısıl işlemler sonrası, nispeten düşük elastisite modülü, üstün korozyon direnci, yeterli mekanik özellikler ve çok iyi biyo-uyumluluk sergilemişlerdir [39].

1.2.2. Titanyumun Özellikleri

Titanyum allotropik özelliğe sahip bir element olup, sıcaklığa bağlı olarak iki farklı kristal yapıya sahiptir. Dönüşüm sıcaklığı olan 882°C'nin altında sıkı paketli hegzagonal (SPH) α yapılı iken, bu yapı söz konusu sıcaklığın üzerinde hacim merkezli kübik (HMK) yapıya sahip β fazına dönüşmektedir. Alüminyum ve oksijen gibi elementler α fazını kararlı hale getirerek bu fazın β fazına dönüşüm sıcaklığını yükseltmektedir. Şekil 1'de saf titanyumun sırasıyla SPH ve HMK birim kafes yapıları gösterilmiştir [40]. Bu Şekilde sıkı paket hegzagonal (SPH) yapıya sahip saf titanyumun oda sıcaklığındaki kafes yapısına ait parametreler (a: 0,295 nm ve c: 0,486 nm) görülmektedir. Bu değerlerden saf titanyumun c/a oranının 1,587 olduğu ve hegzagonal sıkı paket yapıya sahip kristaller için ideal oran olan 1,633 değerinden daha düşük olduğu görülmektedir. Bu nedenle titanyum diğer SPH yapılı malzemelere göre plastik deformasyona daha elverişlidir. HMK yapıya sahip β - fazlı titanyumun 900°C'deki kafes parametresi (a) ise 0,332 nm mertebesindedir [40].

Biyomalzeme olarak kullanılan titanyum ve alaşımlarının mekanik özellikleri ise Tablo.1'de verilmektedir [41]. Bu tablodan anlaşılacağı üzere, saf titanyuma katılan alaşım elementleri katı çözelti sertleşmesi ve/veya ikinci faz sertleşmesi esasına göre titanyumun mukavemetinin artmasına neden olmaktadır. Elastisite modülü atomlar arası kuvvete ve atomlar arası mesafeye bağlı olarak değişen bir sabittir. Genelde β tipi titanyum alaşımları

α ve $\alpha+\beta$ tipi alaşımlara göre düşük elastisite modülü değerlerine sahiptir. β tipi titanyum alaşımlarının su verilmiş durumdaki elastisite modülü 70-90 GPa değerleri arasında yer alırken bu değer tavllanmış titanyumda 100-105 GPa değerlerine çıkmaktadır [42]. Öte yandan β -tip titanyum alaşımlarının süneklik özellikleri diğer tip titanyum alaşımlarından daha iyidir. Bu durum HMK kafes yapıya sahip β -tip titanyum alaşımlarının daha fazla kayma sistemi sayısına sahip olmasından kaynaklanmaktadır [43].



Şekil 1. Saf titanyumun sıcaklığa bağlı olarak sahip olduğu kristal yapıları: (a) 883°C'nin altında SPH yapı (α -fazı) ve (b) 883°C'nin üzerinde HMK yapı (β -fazı) [40].

Titanyum, yüzeyinde oluşan kararlı ve koruyucu bir oksit tabakası (TiO_2) sayesinde mükemmel bir korozyon direnci göstermektedir ve oksitleyici ortamlarda yüksek korozyon direncine sahip bir malzeme olarak bilinmektedir [44]. Sözü edilen oksit tabakası titanyumu pasivize ederek, yüzeyde kaldığı sürece korozyona karşı koruma sağlamaktadır. Aslında bu tabakanın oluşması korozyonu tam anlamıyla engellememekte, ancak korozyon hızını önemli derecede düşürmektedir. İmplant malzemesi olarak oldukça yaygın kullanıma sahip olan titanyum ve alaşımları atmosfer veya diğer oksijence zengin ortamlarda yüzeylerinde kendiliğinden oluşan pasif oksit tabakaları sayesinde ortam etkilerinden korunurlar. Ancak bu pasif tabaka 2 ile 5 nano metre seviyelerinde olması sebebiyle kemik dokuyla çevrelenemesi ve uzun süreli uygulamalarda yeterli biyo aktif davranış sergileyememesine neden olur [45]. Bu tabakanın geliştirilerek kemik dokuya daha iyi uyum sağlaması gibi amaçlarla titanyum ve alaşımları anodik oksidasyon

sürecinden geçirilir. Titanyum ve alaşımlarının kullanımının artmasındaki önemli diğer bir özellikte yüzeylerinde kendiliğinden oluşan ve vücut içerisindeki korozif ortamda mükemmel korozyon direnci gösteren kararlı, pasif oksit tabakaları ve kemik-implant

Tablo.1. Ti ve Alaşımlarının Mekanik Özellikleri [41].

| MEKANİK ÖZELLİK ALAŞIM | Çekme Dayanımı (MPa) | Akma Dayanımı (MPa) | Uzama % | Kesit Daralması % | Young Modülü (GPa) | Alaşım Tipi |
|--|----------------------------|---------------------------|-------------|-------------------------|--------------------------|----------------|
| Saf Ti 1.Cins | 240 | 170 | 24 | 30 | 102,7 | α |
| Saf Ti 2.Cins | 345 | 275 | 20 | 30 | 102,7 | α |
| Saf Ti 3.Cins | 450 | 380 | 18 | 30 | 103,4 | α |
| Saf Ti 4.Cins | 550 | 485 | 15 | 25 | 104,1 | α |
| Ti-6Al-4V ELİ (Tavlanmış) | 860-965 | 795-875 | 10-15 | 25-47 | 101-110 | $\alpha+\beta$ |
| Ti-6Al-4V (Tavlanmış) | 895-930 | 825-869 | 6-10 | 20-25 | 110-114 | $\alpha+\beta$ |
| Ti-6Al-7Nb | 900-1050 | 880-950 | 8,1-15 | 25-45 | 114 | $\alpha+\beta$ |
| Ti-5Al-2,5Fe | 1020 | 895 | 15 | 35 | 112 | $\alpha+\beta$ |
| Ti 5Al 1,5B | 925-1080 | 820-930 | 15-17 | 36-45 | 110 | $\alpha+\beta$ |
| Ti-15Su-4Nb-2Ta-0,2Pd (Tavlanmış) (Yaşlandırılmış) | 860 1109 | 790 1020 | 21 10 | 64 39 | 89 103 | |
| Ti-15Zr-4Nb-4Ta-0,2Pd (Tavlanmış) (Yaşlandırılmış) | 715 919 | 693 806 | 28 18 | 67 72 | 94 99 | $\alpha+\beta$ |
| Ti13Nb13Zr (Yaşlandırılmış) | 973-1037 | 836-908 | 10-16 | 27-53 | 79-84 | β |
| TMZF (Ti-12Mo-6Zr- 2Fe) (Tavlanmış) | 1060-1100 | 700-1060 | 18-22 | 64-73 | 74-85 | β |
| Ti 15Mo (Tavlanmış) | 874-851 | 544-736 | 21-10 | 82 | 78-81 | β |
| Tiadyne 1610 (Yaşlandırılmış) | 852 | 838 | 25 | 48 | 80 | β |
| Ti-15Mo-5Zr-3Al (ST) (Yaşlandırılmış) | 852 1060-110 | 838 1000-1060 | 25 18-22 | 48 64-73 | 80 | β |
| 21RX (Tavlanmış) (Ti-15Mo-2,8Nb-0,2Si) | 979-999 | 945-987 | 16-18 | 60 | 83 | β |
| Ti 35,3Nb 5,1Ta 7,1Zr | 596,7 | 547,1 | 19 | 68 | 55 | β |
| Ti 29Nb 13Ta 4,6Zr (Yaşlandırılmış) | 911 | 964 | 13,2 | — | 80 | β |

bağlantısını geliştirerek hızlı bağlanmayı sağlayan osseointegrasyon eğilimidir. Saf titanyumun genel olarak sahip olduğu yüksek korozyon direnci, $\alpha+\beta$ ve β tipi titanyum alaşımları için de söz konusudur. Ancak, sülfirik asit, hidroklorik asit ve fosfoklorik asit gibi asidik indirgeyici ortamlarda titanyumun korozyon direnci düşüktür [40]. Çünkü bu ortamlarda titanyumun yüzeyinde oluşan koruyucu oksit tabakası özelliğini kaybetmekte ve oksidasyon derinlemesine ilerlemektedir.

Saf titanyumun korozyon direnci indirgeyici ortamlarda düşük miktarda metal ilavesiyle önemli derecede iyileşmeler sağlanabilmektedir [40]. Paslanmaz çelik ve Cr-Co esaslı biyomalzemelerle karşılaştırıldığında saf titanyum çok iyi korozyon direnci ve üstün biyouyumluluk sergilemektedir. Öte yandan, korozif ortamın etkisiyle saf titanyumun bazı mekanik özelliklerinde bozulmalar da gerçekleşebilmektedir. Eğer çatlak çekirdeği numune yüzeyine ilerlerse yüzeye temas eden çatlaklar sürekli yükleme koşullarında artabilir (gerilme korozyon çatlaması) ve inert ortama göre düşük genlik değerlerindeki gerilmelerde bile çekirdeklenme gerçekleşir ve artarak devam eder (korozyonlu yorulma).

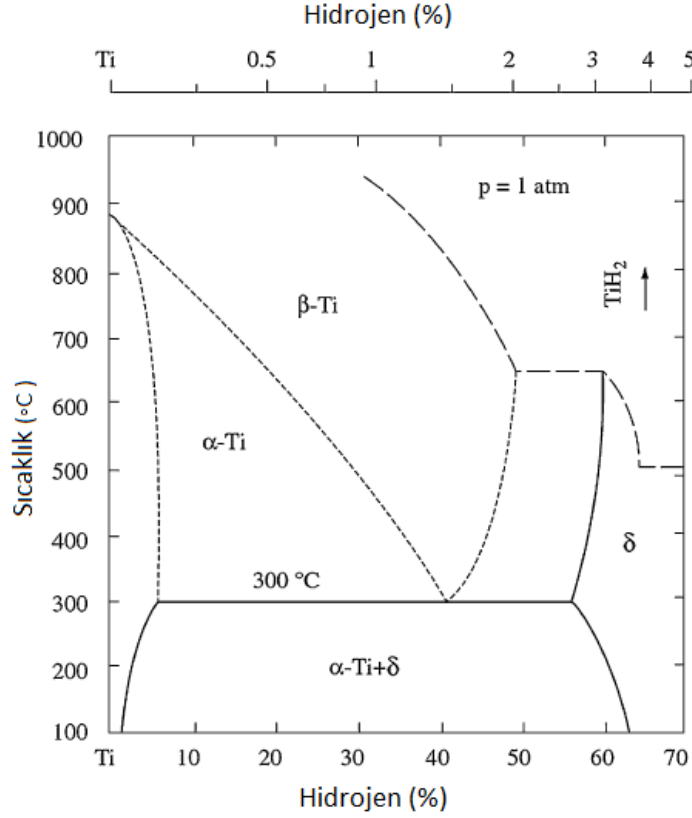
Yapılan çalışmalar titanyum ve titanyum alaşımlarında etkin aşınma mekanizmasının oksidatif aşınma olduğunu göstermiştir [46-47]. Söz konusu aşınma mekanizması, reaktif bir malzeme olan titanyumun yüzeyinde oksit tabakası oluşumu ve sonrasında yüzey etkileşimleri ile bu tabakanın bozularak yüzeyden kopması şeklinde gerçekleşmektedir.

Kim ve arkadaşları [48], sacdan yapılmış saf titanyumu haddeleyerek ultra ince taneli yapıyı incelemişlerdir. Ancak bu çalışmalardan, %50'ye varan kesit daralması elde edilse de, numunelerde bazen önemli derecede kırılma ve çatlamların meydana geldiği belirtilmiştir. Sıkı paketli hekzagonal (SPH) kristal yapısından dolayı saf titanyum oda sıcaklığında düşük süneklik gösterir. Titanyumda sünekliğin ve şekillendirilebilirliğin artması için sıcaklığın da arttırılması gereklidir. Son birkaç yıldır, sıcak haddeleme yöntemiyle elde edilen Ti alaşımlarının mikroyapı ve mekanik davranışları üzerine çalışılmıştır [49-56]. Ticari saflıktaki titanyumun (CP-Ti) 400°C'deki derin çekilebilirliği (deep drawability) oda sıcaklığındakine göre iki kat arttığı belirtilmiştir [57]. Haddelenmiş sac titanyumu derin çekme için gerekli kuvvet artan sıcaklığa bağlı olarak düştüğü ve kırılmanın doğrultusu ile sacın haddelenme doğrultusu birbirine dik olduğu, bunun sebebinin de malzemenin anizotropisinden kaynaklandığı belirtilmiştir [57]. Yüksek sıcaklıklarda şekillendirilebilirlik olanaklı olmasına rağmen, ticari anlamda oda sıcaklığında üretim daha avantajlı ve maliyeti düşüktür. Titanyum alaşımlarına kıyasla saf titanyumun sünekliği soğuk şekillendirilebilirlik için daha elverişlidir. Ayrıca, sıkı paketli

hekzagonal (SPH) kristal yapıya sahip titanyum sacların normal anizotropisi oldukça yüksektir. Bu durum, saf titanyumun sac metal şekillendirebilirliğinin uygun olduğunu göstermektedir [58]. Liu ve arkadaşları [57], sac titanyumların şekillendirme sıcaklığının kontrolü sayesinde derin çekme işleminin iyileştiğini belirtmişlerdir. Goto ve arkadaşları [59], panç hızının sac titanyumların derin çekilebilirliği üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Sac titanyumun deformasyon davranışını inceleyebilmek için sonlu elemanlar yöntemi kullanılarak saf titanyum sacların derin çekme işlemi sanal ortama aktarılmıştır [60]. Çelik ve alüminyum gibi diğer yaygın sac metallere kıyasla titanyum sacların şekillendirilebilirliği üzerine yeterli bilgi olmamasından dolayı titanyum sacların kullanımı hala sınırlı kalmaktadır.

Ti-6Al-4V (Ti64) iki fazlı ($\alpha+\beta$) bir alaşımdır ve diğer alaşımlara göre kolay şekillendirilebilirliğinden dolayı havacılık ve biomedikal uygulamalarda geniş bir yelpazede kullanılmaktadır. Düşük orandaki beta fazından (β) dolayı (<10%) sınırlı kayma sistemine sahip sıkı paket hekzagonal yapıya sahip alfa (α) fazı deformasyon davranışı üzerinde daha etkindir [61-63]. Hacim merkezli kübik (HMK) yapıya sahip beta (β) fazındaki kayma Ti64 alaşımının deformasyonu üzerinde bir etkiye sahip olmasına rağmen, plastik şekil değişiminin büyük kısmı sıkı paket hekzagonal yapıya sahip alfa (α) fazında gerçekleşmektedir ve β fazındaki kaymanın mikroyapıdaki değişimde önemli bir etkisi yoktur [64].

Bazı çalışmalarda, hidrojen (H) içeren belirli titanyum alaşımlarının uygun bir sıcaklık aralığında sıcak işlenebilirliğinin iyileştiği gözlemlenmiştir [65,66]. Termo-hidrojen işlemi (THP) diye adlandırılan bu yöntem sayesinde sıcak işlenebilirliğini etkileyen mikroyapıdaki iyileşme literatürde oldukça tartışılmıştır [67-69]. THP yöntemi sayesinde gerçekleşen bu iyileşmenin temeli hidrojenin daha sünek olan β fazını sabit tutması ve $\alpha+\beta$ fazının titanyum içindeki denge aralığını genişletmesinden kaynaklanmaktadır. Örneğin Şekil 2'deki faz diyagramından görüldüğü gibi saf titanyumun α fazından β fazına dönüşüm sıcaklığı 882°C iken, %40 hidrojen (H) içeren titanyumun dönüşüm sıcaklığı ötektoid noktada 300°C'ye kadar düşmektedir [70]. Bir başka çalışmada, TC1 titanyum alaşımının çift taraflı basınç altında deformasyon davranışı incelenmiştir. Bu çalışmada, titanyum alaşımlı sacın bir tarafından viskoz basınç verilirken diğer tarafında üstüne konmuş paslanmaz sacın etkisi ile oda sıcaklığında gerçekleşen soğuk deformasyonun iyileştiği gözlemlenmiştir [71].



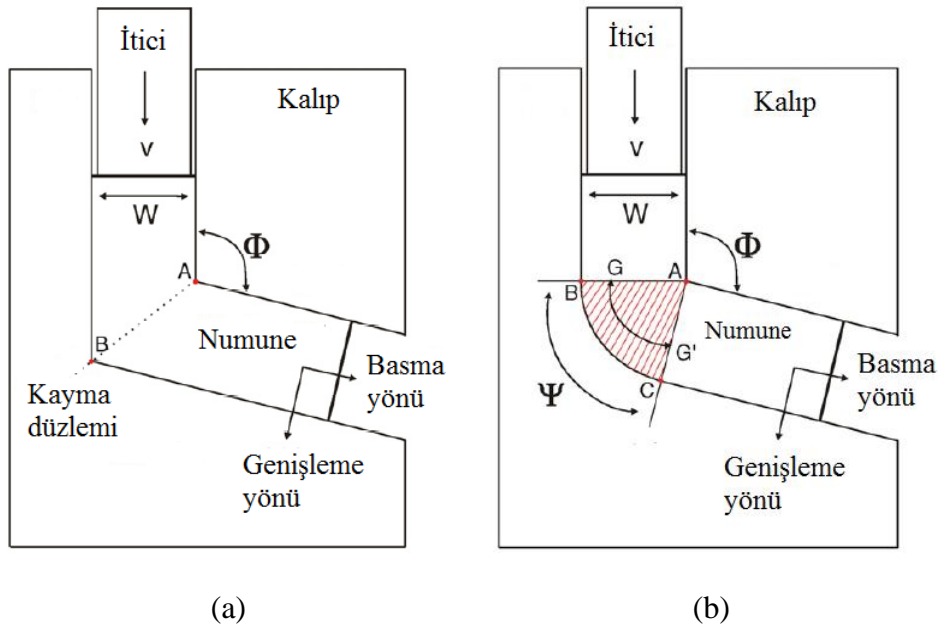
Şekil 2. Ti–H ikili faz diyagramı [70].

1.3. Eş-Kanallı Açısız Ekstrüzyon/Basma (EKAE/B) Yöntemi

1.3.1. Çalışma Prensipleri

EKAE işlemi aşırı plastik deformasyon (APD) yöntemlerinden biri olup, özellikle son on beş yıldır üzerinde yoğun çalışmaların yürütüldüğü bir alan haline gelmiştir. Bu yöntem esas olarak “L” şeklinde kanal içeren bir kalıp içerisinde katı malzemenin geçirilmesine dayanmaktadır. Şematik resmi Şekil 3(a)’da verilen EKAE kalıbı eş kesit geometrisine sahip doğrusal iki kanalın aralarında Φ kalıp açısı oluşacak biçimde kesişmesinden meydana gelmektedir. EKAE yönteminde, numune veya parça giriş kanalına yerleştirilen bir itici (plangır) yardımıyla çıkış kanalına doğru itilir. Numune giriş kanalı ile çıkış kanalının kesiştiği deformasyon bölgesinden geçerken basit kayma mekanizması ile plastik deformasyona maruz kalır. EKAE yönteminde kanal yüzeyleri ile numune arasında meydana gelen sürtünme etkilerinin ihmal edilmesi durumunda örneğe uygulanan deformasyon kesit boyunca homojen olarak dağılır. Ancak uygulamada

sürtünme etkilerinin göz ardı edilemeyecek kadar büyüktür. Bu durum numune kesitinde homojen deformasyonun gerçekleşmesini engellemektedir. Özellikle numune yüzeylerinde oluşan aşırı sürtünme etkisi, bu sürtünme bölgelerinde yapısal değişimlere ve buna bağlı olarak mekanik özelliklerin de değişimine neden olabilmektedir. Bu nedenle, her EKAE işleminden önce kalıp ve numune yüzeyleri uygun bir yağlayıcılar ile yağlanarak oluşabilecek sürtünme etkisi en aza indirilir. Ayrıca, son yıllarda yapılan çalışmalarda sürtünme etkilerini azaltmak amacıyla hareketli yüzeylere sahip EKAE kalıp geometrileri de uygulanmaktadır [72].



Şekil 3. (a) Dış köşesi yuvarlatılmamış ve (b) dış köşesi yuvarlatılmış EKAE kalıp geometrileri [73].

EKAE işleminde numuneye uygulanan şekil değişiminin etkisi, giriş ve çıkış kanalının kesiştiği bölgenin geometrik parametrelerine bağlı olarak değişmektedir. Meydana gelen şekil değişimi; kalıp iç köşe açısı (Φ) ve kalıp dış köşe açısı (Ψ) değerlerinin büyüklüğüne bağlıdır. Şekil 3(b)'de [73] görülen kalıp geometrisi için örneğe uygulanan deformasyon miktarı analitik olarak belirlenmiş ve (1) numaralı denklemde görüldüğü gibi ifade edilmiştir [74]. EKAE işlemi sırasında örneğe uygulanan eş değer şekil değişimi miktarı ise (2) numaralı denklemde verilmiştir [9]. Bu denklemde N, örneğe uygulanan paso sayısını göstermektedir.

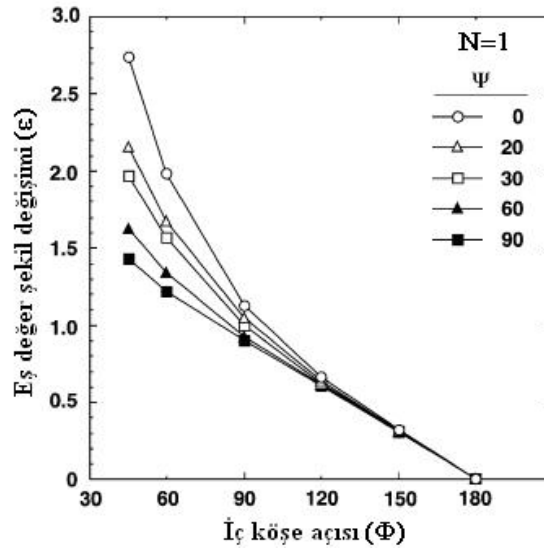
$$\gamma = 2 \cdot \cot\left(\frac{\theta}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \Psi \csc\left(\frac{\theta}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \quad (1)$$

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cdot \cot\left(\frac{\theta}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \Psi \csc\left(\frac{\theta}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \right] \quad (2)$$

1.3.2. EKAE Yönteminde Etkili Olan Temel Parametreler

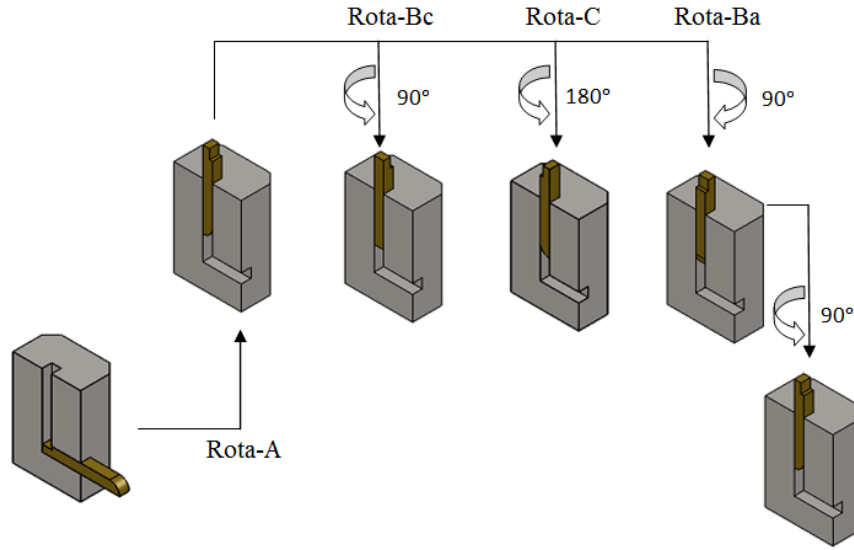
EKAE yönteminde kullanılan geometrik ve işlem parametreleri, EKAE işlemi sonrası elde edilen yapısal ve mekanik özellikleri büyük ölçüde etkilemektedir. Bu parametreler içerisinde kalıp açıları (Φ , Ψ), EKAE rotaları, paso sayısı, ekstrüzyon sıcaklığı, ekstrüzyon hızı ve uygulanan ters basınç etkisi bulunmaktadır.

EKAE kalıbında numunenin geçtiği kanalın iç köşe açısının (Φ) ve kanalın dış köşe açısının (Ψ) değeri, örneğe uygulan eşdeğer şekil değişiminin büyüklüğünü belirlemektedir (Şekil 3). Söz konusu kalıp açılarının bir pasoluk EKAE işlemi sonrası örneğe uygulanan şekil değişimine etkisi Şekil 4’de verilmiştir. Bu şekle göre, EKAE işleminde yüksek eş değer şekil değişimi değerlerine ulaşabilmek için Φ ve Ψ parametrelerinin olabildiğince küçük seçilmesi gerekmektedir. Ayrıca, kalıp kanal açısının 90° ’den daha büyük değerlerinde yuvarlatma açısının eşdeğer şekil değişimine etkisinin oldukça azaldığı görülmektedir [75,76].



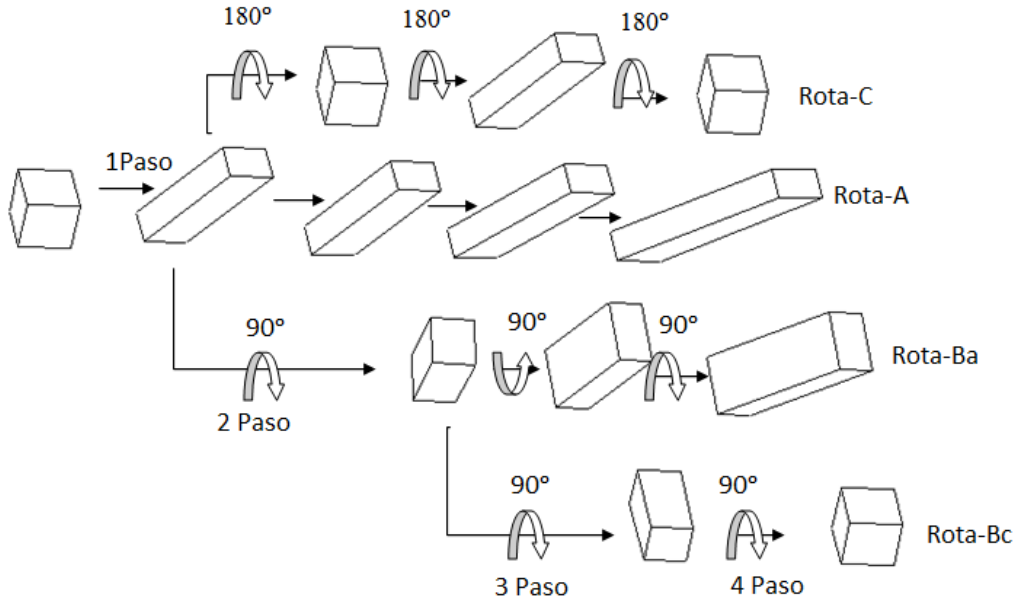
Şekil 4. Φ ve Ψ açılarının numuneye uygulanana eş değer şekil değişimine etkisi [75].

EKAE işlemi ile elde edilen plastik deformasyon miktarının yanında, bu deformasyonun içyapıda sebep olduğu yönelmeler de önem taşır. Bu nedenle çok pasolu EKAE işleminde, pasolar arasında numunenin kalıba giriş pozisyonu değiştirilerek deformasyonun farklı kayma düzlemlerinde oluşturulması sağlanabilir. EKAE işlemi uygulanacak numunelere pasolar arasında yapılan döndürme işlemlerine EKAE Rotası denir. Rotaların uygulanması ile numunede meydana gelen farklı kayma yönleri numunenin içyapısal özelliklerinde ve mekanik özelliklerinde önemli değişimlere neden olmaktadır [77]. EKAE işleminde uygulanan dört temel rota ve bu rotaların uygulanış biçimleri Şekil 5’de özetlenmiştir. Rota-A’da numune pasolar arasında döndürülmeden sürekli aynı pozisyonda EKAE kalıbı kanalına sokulmaktadır. Rota-Bc’de, numune her paso arasında saat yönünün tersinde ve hep aynı yönde 90° döndürülerek kanala sokulmaktadır. Rota-C’de, numunenin pasolar arasında saat yönünün tersinde ve hep aynı yönde 180° döndürülerek kanala yerleştirilmektedir. Rota-Ba’da ise numune, her paso arasında önceki döndürme konumuna ters yönde 90° döndürülerek kanala sokulmaktadır.



Şekil 5. EKAE işleminde kullanılan temel EKAE rotaları ve bunların uygulanış biçimlerini gösteren şematik resimler.

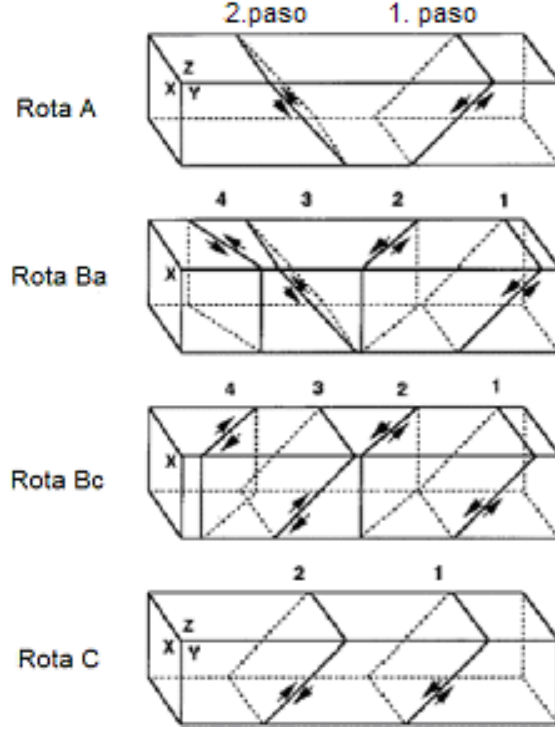
EKAE işlemi sonrası elde edilen tane büyüklüğü ve tanelerin morfolojik özellikleri, uygulanan rotalara bağlı olarak değişmektedir. Bu nedenle çeşitli rotalarda gerçekleştirilmiş EKAE işlemi sonrasında elde edilen içyapısal özellikler deneysel ve teorik olarak incelenmiştir [78]. Şekil 6’da kübik bir elemanda çeşitli rotalar ve farklı paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi sırasında meydana gelen deformasyon gösterilmiştir. Bu şekilden görüldüğü gibi, Rota-A ve Rota-Ba’da yapılan EKAE işleminde kübik elemanın çarpılması paso sayısı arttıkça artmakta ve kayma düzlemi yönünde yönelme oluşturmaktadır. Rota-Bc ve Rota-C de ise sırasıyla, 2. ve 4. pasoda deformasyon yönü tersine dönmektedir. Bu nedenle kübik eleman belirtilen paso sayılarında deformasyon öncesi sahip olduğu geometriye geri dönmektedir [78]. Dört temel rotasyon için EKAE işlemine tabi tutulma sayısına bağlı olarak meydana gelen kayma düzlemindeki değişimler ise Şekil 7’de gösterilmiştir [79].



Şekil 6. EKAE işleminde kübik bir elemanın çeşitli rota ve paso sayılarında deformasyonu

EKAE sırasında uygulanan sıcaklık işlem sonrası elde edilen malzemenin özelliklerini de etkilemektedir. EKAE işleminin gerçekleştirileceği sıcaklığın belirlenmesinde en önemli faktör ise malzemenin süneklik (şekillendirilebilirlik) özelliğidir. Bu nedenle, ekstrüzyon sıcaklığı belirlenirken deformasyon sırasında çatlak oluşturmayacak en düşük sıcaklık değeri seçilmelidir [80]. İyi süneklik değerlerine sahip

metaller ise oda sıcaklığında EKAE işlemi yapılabilir ve bu sayede yüksek sıcaklığın malzemenin yapısında ve mekanik özelliklerinde



Şekil 7. Farklı EKAE rotaları ve paso sayısıyla kayma düzlemlerinde meydana gelen değişimleri gösteren şematik resimler [79].

meydana getirebileceği yan etkiler oluşmaz. Yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen ekstrüzyon malzemenin yapısında dinamik toparlanma ve/veya yeniden kristalleşmeye neden olabilir. Haliyle bu durum, malzeme özellikleri üzerinde istenmeyen etkiler oluşturabilir. Fakat çok düşük sıcaklıklarda ise, numune içinde kayma gerilmesinden kaynaklanan makroskobik ve/veya mikroskobik boyutlarda çatlaklar oluşabilir. Aslında EKAE işlemi sıcaklığının malzeme yapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi hakkında yapılan çalışmalar çok kısıtlı sayıda kalmaktadır. Yamashita [81], EKAE işlemi esnasında sıcaklığın saf alüminyum ve alaşımları üzerindeki etkisini incelemiş ve ölçülen tane boyutunun yükselen ekstrüzyon sıcaklığına bağlı olarak arttığını belirlemiştir. Ko [82], Ti-6Al-4N alaşımında EKAE işlemi sıcaklığının etkisini ve başlangıçtakine ait mikro yapıda oluşan değişimleri incelemiş ve 600°C'den yüksek sıcaklıklarda alaşımların ekstrüzyon işleminin başarıyla gerçekleştirileceğini belirlemiştir. Shin [83], düşük

karbonlu çeliklerde ekstrüzyon sıcaklığının mikroyapı ve gerilme davranışı üzerindeki etkileri üzerinde çalışmış ve 400°C’de gerçekleşen EKAE işleminde geniş açılı tane sınırlarına sahip mikronaltı ferrit çekirdeklerinin oluştuğunu gözlemiştir. Daha yüksek ekstrüzyon sıcaklığında ise iri tane yapısının oluştuğunu ortaya koymuştur. Huang [15], EKAE işlemi sonrası bakırın mikro yapısında gerilme yığılmalarını ve EKAE işlemi sıcaklığının etkilerini incelemiş ve özellikle 150°C’nin üzerindeki sıcaklıkların deforme olan yapının aynı zamanda yeniden kristalleşerek tane irileşmesine neden olduğunu belirlemiştir. Uygulama sıcaklığının düşük karbonlu çeliğin içyapı özelliklerine ve mekanik değerlerine etkilerinin incelendiği bir başka çalışmada, yüksek sıcaklıklarda yapılan EKAE işleminin yeniden kristalleşmeye ve dolayısıyla iri taneli bir yapının oluşmasına neden olduğu gözlenmiştir [83]. Saf bakırın deformasyonunda ise, 150°C’nin üzerinde yapılan işlemlerde yeniden kristalleşme nedeniyle yeni tanelerin oluştuğu ve irileşmenin başladığı gözlenmiştir [15]. Ayrıca, sıcaklık arttıkça deformasyon etkisiyle ortaya çıkan yönlenme ve anizotropik etkinin azaldığı ve bunların yerine daha çok eş eksenli tanelerin meydana geldiği tespit edilmiştir [81,84]. Benzer sonuçlar düşük karbonlu çelikler ile yapılan deneylerden de elde edilmiştir [83].

1.3.3. EKAE İşleminin Malzeme İçyapısına Etkisi

EKAE işlemi sırasında numune deformasyon düzleminden geçerken basit kayma mekanizmasıyla plastik deformasyona uğramaktadır. Bu durum çok sayıda tekrarlandığında ise birikimli olarak içyapıda aşırı oranda plastik deformasyon oluşturulabilmektedir [85]. Bu nedenle, EKAE işlemi sırasında içyapısal değişimler ve tane incilmesi uygulanan deformasyon miktarına ve uygulama rotasına bağlı olarak değişmektedir [72, 86]. Kalıpta paso sayısının artırılması ile numuneye uygulanan eş değer şekil değişimi miktarı artar ve bu ise alt tane oluşumuna dayalı tane boyutunun küçülmesine neden olur. Dislokasyon sınırları temelde tane içerisinde farklı büyüklükte deformasyona maruz kalan bölgeler arasında oluşmaktadır. Klasik yöntemlerle plastik şekil verilmiş malzemelerde sıkça görülen dislokasyon sınırları EKAE işlemine tabi tutulmuş malzemelerde de oluşmaktadır [87-89]. EKAE işlemi sırasında uygulanan büyük oranlarda deformasyon nedeniyle dislokasyon sınırları ile ayrılmış bölgeler deformasyon düzlemine paralel olacak şekilde yönlendirken daha kararlı bir konuma doğru dönmek istemektedir. Bu durum dislokasyon sınırları ile ayrılan alt taneler arasındaki açılmalık yönlenme farkının

artmasına sebep olmaktadır, diğer bir ifade ile tane sınırları arasındaki açılal farkın büyümesine ve nihayetinde geniş açılı tane sınırlarının (GATS) oluşmasına sağlamaktadır [90,91]. Deformasyonun devam etmesi durumunda ise yapıdaki geniş açılı tane sınırlarının (GATS) miktarı artarken bu sınırlar arasındaki mesafe azalmaktadır [89]. Ardından uygulanan EKAE işlemleri malzemenin farklı bir kayma düzlemine göre deformasyona uğramasını sağlamaktadır. Dolayısıyla bir önceki paso sonucu oluşan GATS ağı yön değiştirmeye ya da alt taneler dönmeye zorlanmaktadır. Sonuçta, hücrel taneleri oluşturan GATS ağı farklı yönlerde gelişmekte ve bant şekilli hücrelerin eş eksenli hücrelere dönüşümü gerçekleşerek tane incelmesinin etkisi artmaktadır [78].

Diğer yandan, içyapıda ikincil fazların bulunması durumunda ise tane incelme mekanizmasının daha etkin olarak çalıştığı bilinmektedir. İkincil fazların çevresinde oluşan deformasyon bölgeleri keskin yönelme farkına neden olmakta ve bu fark taneler arasındaki paralelliği bozup, yapının daha düşük deformasyon miktarlarında da incelmeye neden olmaktadır [89]. Sınırlı sayıdaki araştırmaların birinde sıkı düzenli hegzagonal yapılı malzemelerin EKAE işlemine tabi tutulması sırasında tane incelme mekanizması incelenmiştir [92]. Sıkı düzenli hegzagonal yapıda deformasyonun gerçekleşebileceği çok az kayma sisteminin olması ve bu nedenle ikizlenmenin de deformasyon mekanizmasında yer aldığı belirtilmiştir.

1.3.4. EKAE İşleminin Malzemenin Mekanik Özellikleri Üzerindeki Etkisi

Metallere klasik yöntemlerle uygulanan soğuk şekil verme işlemleri sırasında meydana gelen pekleşme mekanizmasıyla sertlik ve mukavemet değerleri artmaktadır. Fakat bu artış beraberinde süneklik ve tokluk değerlerinde düşmeyi de getirmektedir [3,93]. Ancak yapılan deneysel çalışmalar, EKAE işlemi sonrası bazı tür malzemelerde sertlik, mukavemet ve süneklik artışlarının beraber oluşturulabileceğini göstermiştir [89]. Bu durum, özellikle gevrek yapılı dökülmüş durumdaki Ti [10-11], Mg [14, 94] , Zn [17, 95] esaslı bazı alaşımlar için de deneysel olarak gözlenmiştir.

EKAE işleminden sonra malzemelerin tane boyutunun küçülmesi, bu işlemin malzemelerin süper plastik özelliklerini olumlu yönde etkilemesine neden olmaktadır [3]. Çünkü EKAE yöntemi ile üretilmiş malzemelerin içyapısı kararlı durumda değildir. Bu kararsızlık, deformasyon sırasında difüzyon hızını artırarak deformasyonun daha yüksek hızlarda oluşmasını sağlamaktadır [96]. Sonuçta, EKAE işlemi sayesinde malzemelerin

süper plastik davranışı daha düşük sıcaklıklarda ve daha yüksek deformasyon hızlarında oluşmaktadır [3]. İyi bilinir ki süper plastik şekil alma, kompleks yapıları parçaların EKAE işlemi için çok verimli bir metottur. Bu bağlamda söylenebilir ki, düşük sıcaklık ve yüksek şekil değişimi oranlarında malzemelerin çok ince yapılara kavuşması süper plastik durumu meydana getirmektedir [3].

EKAE yönteminin malzemelerin darbe tokluğu üzerine etkisini inceleyen az sayıda çalışmaya rastlanmaktadır. Bu konuda Ma ve arkadaşları [97,98], ötektik ve ötektik üstü bileşime sahip Al-Si alaşımlarına EKAE işlemi uygulamıştır. Uygulanan EKAE işleminin ötektik üstü %23 Si içeren Al-Si alaşımının darbe tokluğunu yaklaşık 18 kat artırdığı belirlenmiştir [98]. Bir başka çalışmada [99], Al-12Si döküm alaşımının darbe tokluğu 6 pasoluk EKAE sonrası 4 kat arttığı belirtilmiştir. Pürçek ve arkadaşları [100], %40 Al içeren Zn-Al alaşımının EKAE sonrası darbe tokluğunda %100 artış elde etmişlerdir. Saray ve arkadaşları [101], kaba taneli IF-çeliğinde sünek gevrek-geçiş sıcaklığının -40°C 'den EKAE sonrası yaklaşık -90°C 'ye kadar düştüğünü belirtmişlerdir.

Sürtünme ve aşınma davranışları, malzemelerin sertlik ve mukavemet değerleri ile süneklik özelliklerinden büyük ölçüde etkilenmektedir. Yapılan sınırlı sayıdaki çalışmalar EKAE işlemine tabi tutulmuş malzemelerin söz konusu özelliklerinde sağlanan iyileşmelerin malzemelerin sürtünme ve aşınma davranışlarını da olumlu yönde etkileyeceği beklenmektedir. Ancak yapılan çalışmalarda bu durumun malzemenin malzemeye değişiklik gösterdiği anlaşılmaktadır. Nitekim, bu işlemin Al-Si ve saf Ti'un aşınma davranışında önemli bir değişime yol açmazken, ZA-8 alaşımının aşınma direncini belli oranda artırmıştır [33,102,103].

Makine elemanlarında kullanılan malzemelerin çalışma ortamında karşılaştığı en önemli etkilerden biri de sıcaklıktır. Çünkü, malzemelerin kullanıldıkları alandaki çalışma ortamından fazla etkilenmemesi, çalışma performansı ve verimlilik açısından önemlidir. İlk bakışta EKAE işlemi uygulanmış malzemelerin içyapılarının tam kararlı olmaması nedeniyle ısıl kararlılık açısından malzemedeki dezavantaj oluşturabileceği düşünülebilir. Fakat, yapılan çalışmalar EKAE işleminin uygulandığı birçok malzemenin ısıl kararlılığını büyük oranda koruduğunu göstermektedir. Nitekim, Horita ve arkadaşlarının [104] bazı Al alaşımları üzerine yaptıkları çalışmalarda, EKAE işlemi ile elde edilen malzemelerin 200°C 'de gerçekleştirilen ısıl işlem sonucunda söz konusu alaşımların tane boyutunda önemli bir tane irileşmesi görülmemiştir. Ancak süperplastik şekil verme sıcaklığı seviyelerinde ise EKAE işlemi ile elde edilmiş olan içyapının büyük ölçüde ortadan

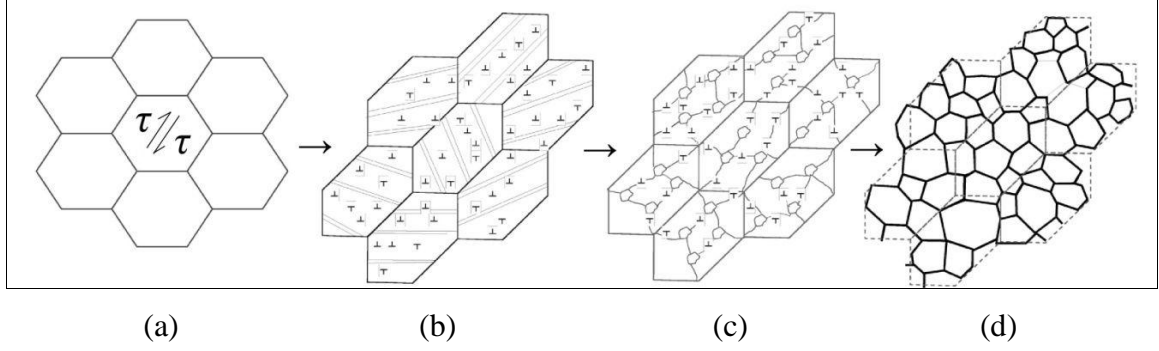
kaybolduğu görülmüştür [105]. Öte yandan, IF-çeliği üzerine yapılan bir çalışmada, deforme olmuş yapının 600 °C'ye kadar kararlılığını koruduğu gösterilmiştir [106].

EKAE işlemi sonrası malzemelerin korozyona karşı davranışı ile ilgili bugüne kadar sınırlı sayıda çalışma yapılmıştır. Vinogradov ve arkadaşları [107,108], bu mesele üzerinde çalışan ilk araştırmacılarıdır. Yaptıkları araştırmada, EKAE işlemi sonrası Cu'nun korozyon davranışında önemli bir değişimin olmadığı ortaya konulmuştur. Buna karşın, Therpe ve arkadaşları [109], uygulanan EKAE işleminin Fe-Cr alaşımının korozyon davranışını iyileştirdiğini ortaya çıkarmışlardır. Rofogha ve arkadaşları [110], EKAE işlemi yapılmamış Ni-P alaşımının korozyon davranışının geliştiğini göstermişlerdir. Yamasaki ve arkadaşları [111] tarafından EKAE işlemi sonrası elde edilen bakırın gerilmeli korozyon çatlamaına karşı dirençli hale geldiğini ortaya koymuşlardır. 1050 Al alaşımının elektro-kimyasal özellikleri üzerinde EKAE işleminin etkileri Chung ve arkadaşları [112] tarafından araştırılmış ve EKAE işlemi sonrası alaşımın korozyon direncinin artan paso sayısı ile arttığı tespit edilmiştir.

1.3.5. EKAE Yönteminin Titanyum ve Titanyum Alaşımlarına Uygulanması

Titanyum ve titanyum alaşımları insan dokusuna uyumlu ve vücut sıvılarının koroziv etkilerine karşı dirençli olması nedeniyle medikal alanda protez uygulamalarında yoğun bir şekilde kullanılmaktadır [1]. Ancak saf Ti'un mekanik özellikleri bazı medikal uygulamalar için yetersiz kalmaktadır [1]. Son yıllarda saf titanyuma ve titanyum alaşımlarına aşırı oranda deformasyon uygulanması sayesinde tane boyutunu nanometre mertebelerine kadar indiren temel mekanik özelliklerinin iyileştirilmesine yönelik çalışmalar başlatılmıştır. Henüz başlangıç aşamasında olan bu çalışmalardan olumlu sonuçlar elde edilmiş olup, bu alandaki çalışmalar artarak devam etmektedir. Bu konudaki çalışmalar saf titanyumun EKAE işlemi sonrası temel mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi ve alaşımlamaya gerek duymadan kullanım alanının artırılması konularında yoğunlaştırılmıştır. Bu sayede, biyouyumluluğu nispeten daha iyi olan saf titanyum medikal uygulamalarda kullanılabilecektir. Nitekim şimdiden Amerika'da METALLICUM isminde bir şirket, medikal protez marketleri için geliştirilmiş titanyum esaslı ürünlere EKAE işlemini uygulamaktadır [1]. Bu şirketin en önemli özelliği ise medikal ürünler için üstün yorulma ve kırılma dayanımı olan, yüksek biyolojik uyumlu malzemeler üretmesidir.

Saf titanyumun EKAE işlemi sırasında uygulanan aşırı orandaki plastik deformasyona dayalı olarak gelişen tane incelmesi mekanizması Şekil 8’de verilen şematik gösterimde de açıklanmaktadır [92].



Şekil 8. Saf titanyumun EKAE işlemi ile tane boyutunun küçülmesini gösteren şematik resim: (a) EKAE uygulanmamış durum, (b) düzensiz dislokasyon üretimi, (c) dislokasyon sınırlarının (dar açılı tane sınırları) oluşması, (d) dislokasyon sınırlarının arasındaki açılal yönelme farkının artarak alt tane oluşumunun tamamlanması [92].

Yapılan bir çalışmada EKAE işlemi sonrası saf titanyumun osteoblast ve fibroblast uygunluğunun artması konusundaki çalışmalar gerçekleştirilmiştir [113-115]. İlk olarak 2000’li yılların başında dental implant olarak ultra-ince taneli saf titanyumun kullanılabilirliğini ispatlamıştır [3]. Saf titanyumun EKAE sayesinde tane boyutu azaltılarak mukavemet değerleri yaklaşık iki kat iyileştirilmiş ve bu çalışma patente dönüştürülerek, günümüzde ticari ismi nanoimplant olarak ticarileştirilmiştir [113].

Balyanov ve arkadaşları [116], EKAE işlemi sonrası Ti’ un korozyon direncini belli oranlarda arttığını belirlemişlerdir. Nitekim, HCl ve H₂SO₄ çözeltisi içerisinde gerçekleştirilen çalışmada korozyon direncinin işlemsiz titanyuma göre daha da iyileştiği görülmüştür. Bu durumun açıklaması olarak ultra-ince taneli titanyumun daha iyi pasifleşme göstermesi ve işlemsiz titanyumda tane sınırlarında kalıntı segragasyonunun oluşması göstermiştir. Garbacz [117], UİT yapılı saf titanyumun korozyon direncinin işlemsiz titanyuma göre daha düşük olduğunu tespit etmiş ve bu sonucun elde edilme nedeni olarak da işlemsiz saf titanyum üzerinde daha homojen bir oksit tabakası oluşmasını göstermiştir.

Valiyev [113], biyouyumluluk çalışmaları kapsamında EKAE işlemi sonrası UİT yapılı saf titanyumun hem yüksek mukavemete hem de hücre uyumluluğuna sahip

olduğunu tespit etmiştir. Truong [118,119], ultra-ince taneli yapılı titanyumun ıslatabilme kabiliyetinin ve yüzey enerjisinin yüksek olması ve yapıda nano kusurların oluşması nedeniyle kaba taneli titanyuma göre daha biyoyumlu bir davranış sergilediğini eş zamanlı olarak tespit etmişlerdir. Park [115], EKAE ile üretilen ultra-ince taneli saf titanyum parçalarının mikro-pürüzlü yüzeylerinin osteoblast hücre uyumluluğu, işlem görmemiş saf titanyum ile Ti-6Al-4V alaşımına nazaran daha üstün olduğunu belirtmişlerdir. Ancak, UİT yapılı saf titanyum işlemsiz titanyuma göre daha iyi biyoyumluluğa sahip olmasına rağmen kemikle osseointegrasyonun düşük olduğu belirlenmiştir [113,115].

Ticari saflıktaki Ti üzerine yapılan başka bir çalışmada, EKAE işlemi ile beraber uygulanan haddeleme işleminin malzemenin tokluk değerlerini EKAE işlemi öncesi duruma göre artırdığı Stolyarov ve arkadaşları [120] tarafından belirlenmiştir. Ayrıca, oda sıcaklığının altında yapılan deneylerde de, işlemsiz malzemelerin gösterdiği davranışın aksine sıcaklık azaldıkça darbe tokluğunun arttığı tespit edilmiştir [120].

Eş kanallı açısız ekstrüzyon ve haddeleme gibi aşırı plastik deformasyon yöntemleri ultra ince taneli titanyum üretmek için kullanılmıştır [11, 121, 122]. Eş kanallı açısız ekstrüzyon yöntemi günümüzde özellikle ticari saf titanyum [123-132] ve deformasyonu zor alaşımları [26, 82, 129, 133, 134] için kullanılmaktadır. Titanyum alaşımlarının taneleri ultra ince taneye (100-500 nm tane boyutu aralığında) veya nanokristal yapıya (2-100 nm tane boyutu aralığında) inceltilerek, sac titanyumların oda sıcaklığındaki plastisite değeri iyileştirmeye çalışılmıştır. Bu çalışmaların temel amacı titanyum ve alaşımlarının oda sıcaklığında haddeleyerek ince sac veya tabaka şekline getirilebilmesini iyileştirmektir [135-140]. WANG ve arkadaşları [141], iki aşamalı aşırı plastik deformasyona (8 pasoluk EKAE artı oda sıcaklığında %73'lük soğuk haddelemeye) maruz kalmış ticari saf titanyumun oda sıcaklığında ve sıvı azot sıcaklığındaki mukavemet-süneklik değerlerini incelemiştir. Oda sıcaklığında gerçekleşen çekme testi sonucu UİT saf titanyumun çekme dayanımı yaklaşık 1000 MPa olurken çekme uzaması %13,5 olmuştur. Sıvı azot ortamındaki test sonucunda ise çekme dayanımı yaklaşık 1400 MPa değerine çıktığı ve düşmesi beklenen kopma uzaması ise artarak %16 olduğu belirtilmiştir [141]. Saf titanyumun sahip olduğu saflık derecesi de EKAE işlemi üzerinde etkilidir. Örneğin EKAE işlemi öncesi kalite-2 titanyumun sünekliği kalite-4'den daha iyi iken, rota-E'de 8 paso sonrası kalite-4 saf titanyumun sünekliği kalite-2'nin 8 pasoluk numunesinden daha fazladır [34].

Titanyum oda sıcaklığında EKAE işlemi sonucu çatlak ve kırılır. Önceki çalışmalardan [142], titanyumun oda sıcaklığında 90°'lik kanal açılı EKAE kalıbında basılması durumunda Ti numunesinin birkaç parçaya bölünerek kırılacağı belirtilmiştir. Sıkı paketli hekzagonal (SPH) kristal yapısından dolayı saf titanyum oda sıcaklığında düşük süneklik gösterir. Titanyumda sünekliğin ve şekillendirilebilirliğin artması için sıcaklığın da artırılması gereklidir. Ancak, EKAE işlemi sonrası numunede daha küçük tane boyutunun elde edilebilmesi için düşük işlem sıcaklıkları önemlidir [141]. Son zamanlarda yapılan bir çalışma [142], kalıp açısı 120°'ye çıkarılarak ve basma hızı 0,5 mms⁻¹ indirilerek oda sıcaklığında bir pasoluk EKAE işleminin saf titanyumda çatlama ve parçalanmaya yol açmadığı belirtilmiştir. Bir başka çalışmada [144] ise 120°'lik kalıpta ve basma hızı 2 mms⁻¹ olacak şekilde iyi bir yağlama yapılarak basılan saf titanyumların 8 pasoluk numune yüzeylerinde herhangi bir çatlak veya hasara rastlanmamıştır. Oda sıcaklığında 120°'lik kalıpta EKAE işlemi sonrası elde edilen saf titanyumun yüksek sıcaklıklarda 90°'lik EKAE işlemi sonrası elde edilenlere göre daha yüksek mukavemet değerlerinin yanında yüksek kopma uzaması da gösterdiği belirtilmiştir [144]. Diğer bir çalışmada ise soğuk haddeleme esnasında, saf titanyumun sıcak EKAE işlemi sonraki durumu işlemsiz durumdakine göre daha yüksek mukavemet ve süneklik değerleri gösterdiği belirtilmiştir [123].

Yukarıda verilen kısa açıklamalardan da görüleceği üzere, titanyum ve titanyum alaşımları hem mühendislik uygulamalarında hem de biyomedikal uygulama alanlarında önemi giderek artan bir malzeme grubunu oluşturmaktadır. Biyomedikal uygulama alanları olarak özellikle ortopedik ve dental uygulamalar öne çıkmaktadır. Fakat, kısa bir geçmişe sahip olan bu malzemenin gerek biyoyuymuluk ve gerekse kimyasal, fiziksel ve mekanik özellikler açısından daha da geliştirilmesi gerekmektedir.

1.4. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Titanyum ve titanyum alaşımları geleneksel diğer metalik malzemelere göre sahip olduğu avantajların sayesinde son yarım asırdır pek çok mühendislik alanında kullanılmaktadır. Özellikle yüksek özgül mukavemet ve üstün korozyon dirençleri sayesinde otomotiv ve havacılık endüstrisi ile gıda sanayinde yaygın bir kullanım alanı bulmuştur. Öte yandan, saf titanyum sahip olduğu üstün korozyon direnci ve biyolojik sistemlerle olan biyo-uyumlu davranışı nedeniyle medikal alanlarda da yaygın olarak

kullanılan bir biyo-malzeme haline gelmiştir. Ancak saf titanyum çok iyi biyo-uyumluluk göstermesine rağmen, nispeten düşük mukavemet, düşük yorulma dayanımı değerleri ve yetersiz aşınma direnci, söz konusu malzemenin biyo-malzeme olarak kullanımını sınırlandırmıştır. Saf titanyumun bu zayıf özelliklerini iyileştirmek için söz konusu malzemenin içine Al ve V elementleri katılarak elde edilen Ti-6Al-4V geliştirilmiştir. Aslında bu alaşım ilk başta havacılık ve uzay uygulamaları için geliştirilmiş olsa da, daha sonraki yıllarda medikal alanda yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır. Fakat son yıllarda yapılan araştırmalar, söz konusu alaşımın içerdiği vanadyum (V) elementinin bir süre sonra biyolojik sistemlerle etkileşime girdiği ve toksik etkilere neden olduğunu ortaya çıkarmıştır. Ayrıca, titanyum alaşımlarının bileşiminde bulunan alüminyumun (Al) ise vücutta alerjik etkilere neden olduğu ve özellikle nörolojik olarak etki yapıp, alzheimer hastalığının oluşumunu hızlandırdığı saptanmıştır. Vanadyumun olumsuz etkilerini ortadan kaldırmak için, Nb ve Fe kullanılarak iki farklı $\alpha+\beta$ tipinde Ti alaşımları geliştirilmiştir. Söz konusu bu alaşımların geleneksel Ti-6Al-4V alaşımı ile oldukça benzer metalürjik ve mekanik davranışlar sergilemelerine rağmen, geliştirilen bu alaşımların hala Al elementi içermeleri önemli bir problem olarak devam etmektedir. Bu yan etkileri gidermek amacıyla son 15 yıl içerisinde medikal uygulamalar için β tipi titanyum alaşımları da geliştirilmiştir. Alaşımında Nb, Ta ve Zr gibi elementlere sahip söz konusu Ti alaşımları uygun ısı işlemlerden sonra, nispeten düşük elastisite modülü ve üstün korozyon direnci yanında yeterli mekanik özellikler ve üstün biyo-uyumluluk göstermiştir. Fakat bu alaşımların da gerek alaşımlandırma maliyetleri ve gerekse içerdikleri alaşım elementlerinin biyolojik sistemlere olan olumsuz etkileri ortaya çıkmıştır. Bu nedenle araştırmacılar yeni tür biyomalzemelerin bulunmasına çabalarırken, diğer taraftan mevcut malzemelerin bu olumsuz etkilerini de gidermeye yönelik çalışmalar sürdürmektedir.

Son yıllarda özellikle kristal yapıları malzemelerin tane boyutunu mikron altı seviyelere indiren ve geleneksel yöntemlerle elde edilmesi mümkün olmayan iyileşmelerin sağlanabileceği yöntemler bulunmuştur. Böylece, ultra-ince taneli veya nano-yapılı malzemelerin üretilebilmesi ve bu yeni nesil malzemelerin nispeten sahip oldukları birçok üstünlüklerinden dolayı çalışmalar yoğunlaştırılmıştır. Aşırı plastik deformasyon (APD) yöntemleri de bu amaçla geliştirilmiş ve bugüne kadar ki yapılan çalışmalarda oldukça başarılı ilerlemeler kaydedilmiştir. APD yöntemlerinin başında, eş-kanallı açılal ekstrüzyon/basma (EKAE/B) EKAE yöntemi malzemelere aşırı plastik deformasyon uygulayarak tanelerin geniş açılı tane sınırları ile ayrılmış alt taneler oluşturma esasına

göre incelmelerini sağlayan bir üretim metodudur. Söz konusu yöntem malzemelerin döküm yapısını bozarak hem fazların yapıdaki dağılımının daha homojen hale gelmesini ve genellikle üretim sırasında oluşan mikro gözeneklerin büyük ölçüde kapanmasını sağlamaktadır. İçyapıda görülen bu oluşumlar aslında sertlik, mukavemet, süneklik, tokluk, çentik darbe tokluğu ve yorulma ömrü gibi mekanik özelliklerin iyileşmesini sağlamaktadır. Ayrıca süperplastik şekil alma ve aşınma direnci gibi teknolojik öneme sahip mekanik ve tribolojik davranışlarını da iyileştirmektedir. EKAE yönteminde kullanılan kalıp kanal kesitleri arasında boyutsal bir fark olmadığından, aynı numune (ya da malzeme) birçok defa aynı işlemde geçirilebilir. Dolayısıyla oluşacak deformasyon miktarı ya da yapısal inceleme miktarı istenen seviyelere kadar sürdürülebilmektedir. Ayrıca, her basma işlemi arasında numunenin kanala giriş rotası da değiştirilerek söz konusu malzemenin yapısal dönüşümlerine çeşitlilik kazandırılabilir. Literatür çalışmalarından, bu yöntemin değişik amaçlar için pek çok mühendislik malzemelerine uygulandığı ve birçok malzeme grubundan da oldukça başarılı sonuçlar alındığı görülmektedir.

Yukarıda verilen literatür bilgileri dikkate alındığında, saf titanyumun EKAE işlemi sonrası mikroyapısal özellikleriyle temel mekanik davranışlarında meydana gelen değişimlerin sistematik bir şekilde incelenmiş olduğu görülmektedir. Ancak, özellikle implant malzemesi olarak geliştirilmeye çalışılan saf titanyumun EKAE işlemi sonrası şekillendirilebilirliği üzerine herhangi bir çalışmanın olmadığı görülmektedir. Ayrıca, EKAE işlemi şartlarının (özellikle uygulanan deformasyon miktarının) söz konusu malzemenin korozyon davranışı üzerinde nasıl etkili olduğu konusunda da yeterli çalışma yapılmamıştır. Bu nedenle yapılan çalışmanın temel amacı, EKAE işlemi ile uygulanan aşırı orandaki plastik deformasyonun saf titanyumun şekillendirilebilirliği ve korozyon davranışı üzerindeki etkilerinin sistematik bir şekilde incelenmesidir. Ayrıca, bu çalışma ile EKAE işlemi sonrası titanyumun temel yapısal ve mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimler belirlenecektir. Elde edilecek değişimlerin muhtemel nedenleri ortaya konulup, gerek akademik ve gerekse uygulayıcılar açısından bilimsel ve teknolojik veriler oluşturacaktır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMA

2.1. Deney Malzemesi

Bu çalışmada, kimyasal bileşimi Tablo 2’de verilen sıkı paketli hegzagonal (SPH) yapıya sahip ticari saflıktaki (kalite-2) titanyum malzeme EKAE işlemine tabi tutuldu.

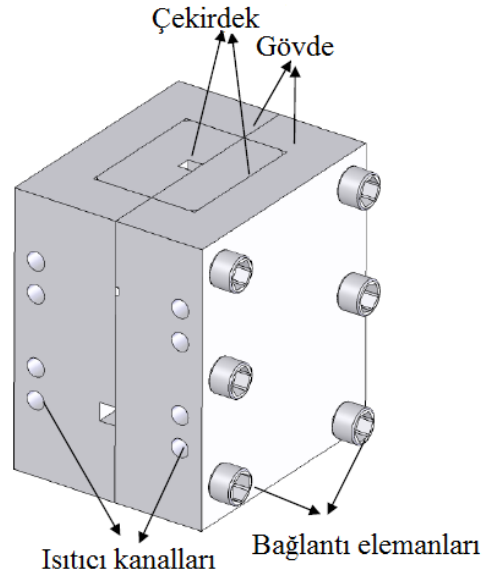
Tablo 2. Ticari saflıktaki (kalite-2) titanyumun kimyasal bileşimi (% ağırlık)

| Saf Titanyum (Kalite 2) | | | | | |
|-------------------------|------------|--------------|------------|-------------|---------------|
| Nitrojen (N) | Karbon (C) | Hidrojen (H) | Demir (Fe) | Oksijen (O) | Titanyum (Ti) |
| <0,03 | <0,10 | <0,01 | <0,30 | <0,25 | Kalan |

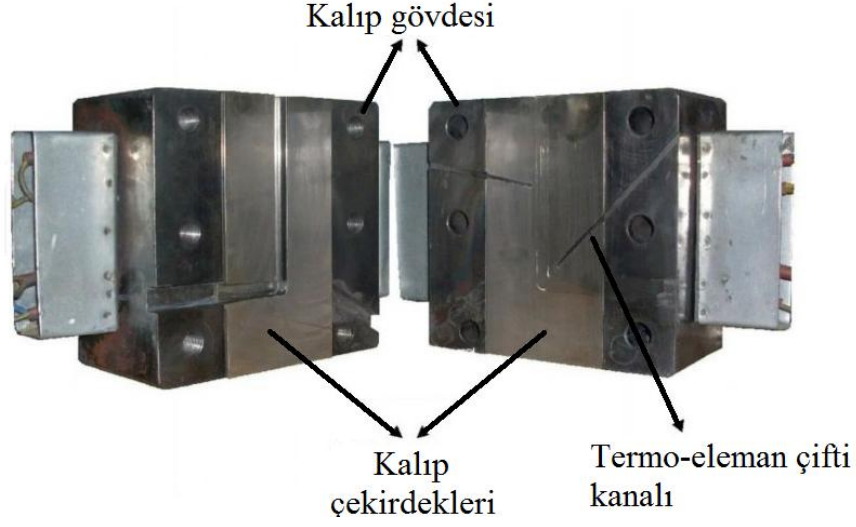
2.2. Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon İşlemi

Malzemelerin eş-kanallı açısal ekstrüzyon (EKAE) deneyleri, şematik resmi Şekil 9’da verilen bir EKAE kalıp sistemi kullanılarak gerçekleştirildi. Söz konusu kalıp, kanal geometrisini de içeren çekirdek ve bu çekirdeği çevreleyerek kalıp geometrisinin rijitliğini sağlayan gövde olmak üzere iki ana kısımdan oluşmaktadır (Şekil 9 ve 10). Kalıp çekirdeği iki parçalı olarak imal edilmiş olup, parçaların birleşmesiyle kanal geometrisi oluşmaktadır. Sıcak iş takım çeliğinden imal edilen bu parçalar su verildikten sonra menevişlenerek 55 RSD-C değerine kadar sertleştirildi. Gerek kanal yüzeylerinin sertliğini artırma, gerekse yüzey pürüzlülüğünü düşürerek aşınma ve sürtünme etkilerini azaltma amacı ile kanal yüzeylerine parlatma ve kaplama işlemleri uygulandı. Kaplama işlemi fiziksel buhar fazında çökertme (PVD) yöntemi kullanılarak yüzeyde ince ve sert CrN tabakası oluşturularak gerçekleştirildi. Kanal yüzeyinin kaplama sonrası sertliği 62 RSD-C olarak ölçüldü. Bu sayede bir taraftan kanal yüzeylerinin sertliği daha da artırılırken, diğer taraftan yüzey pürüzlülüğü azaltılarak sürtünme ve aşınma etkileri de minimuma indirilmeye çalışıldı. Kalıbın çekirdek kısmını oluşturan parçalar bir kalıp gövdesi içersine yerleştirilmiştir. Kalıp gövdesi yine iki parçalı olarak imal edilmiş ve çekirdeği oluşturan parçaların içersine düzgün oturması için faturalı yapılmıştır. Titanyumun malzemelerin oda sıcaklığındaki süneklik değerleri veya plastik şekillendirilebilirlik özellikleri düşüktür. Bu

durum, söz konusu malzemelerin EKAE işlemlerini ancak yüksek sıcaklıklarda mümkün kılmaktadır. Bu nedenle, kalıp içerisinde gerekli ısıyı sağlamak için kalıba bir ısıtma sistemi ilave edilmiştir. Bu işlem kalıp gövdesine açılan paralel deliklere silindirik formdaki rezistans çubuklar yerleştirilerek gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, daha yüksek sıcaklıklara çıkabilmek için de kalıp gövdesine çevresel olarak temas eden ceket rezistans ilave edilmiştir. Kalıbın sıcaklığı ısıtma sistemine ilave edilen bir sıcaklık kontrol ünitesi vasıtasıyla kontrol edilmiştir. Sıcaklık kontrolü, kalıbın deformasyon bölgesine (iki kanalın kesiştiği bölge) yakın noktalara (iki kanalın kesiştiği bölge) yerleştirilen termoeleman çiftleri yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Bu sayede kalıp set sıcaklığı sürekli kontrol edilerek $\pm 5^{\circ}\text{C}$ hassasiyetinde sabit tutulmuştur. EKAE işleminin gerçekleştirilebilmesi için gerekli itici kuvvet, hızı ve stroku ayarlanabilen 100 ton kapasiteli bir hidrolik pres yardımıyla sağlanmıştır. Bu kuvvet, kalıp giriş kanalına yerleştirilen numuneye presin piston ucuna takılan bir itici (plangır) vasıtasıyla uygulanmıştır.



Şekil 9. EKAE kalıbının şematik montaj resmi.



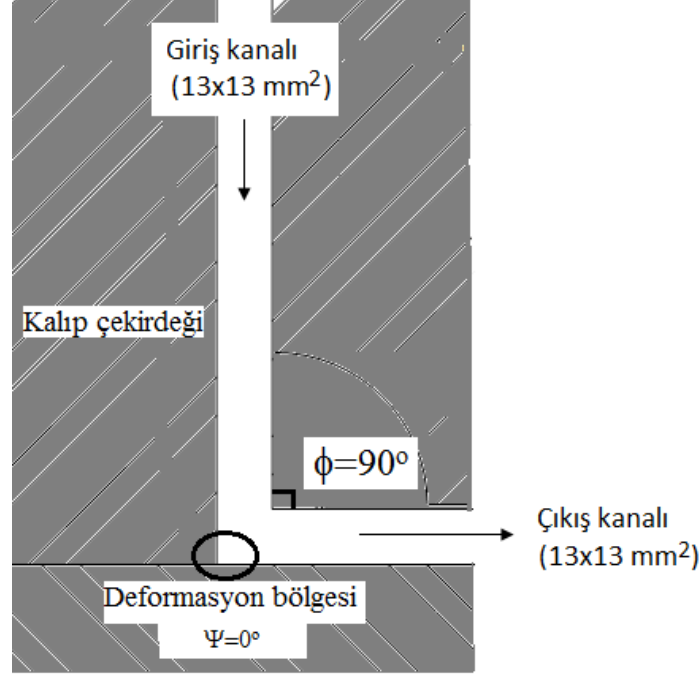
Şekil 10. Deneylerde kullanılan EKAЕ kalıbının fotoğrafı

EKAЕ işlemi kalıp açısı $\varphi=90^\circ$ ve dış köşe yuvarlatma açısı $\psi=0^\circ$ olan $13 \times 13 \text{ mm}^2$ kanal kesitine sahip bir kalıp ile gerçekleştirildi (Şekil 11). EKAЕ deneylerinin gerçekleştirildiği kalıbın geometrik parametreleri Şekil 11’de verilmiştir. Şekil 11’den görüldüğü gibi, kalıp $\varphi=90^\circ$ iç köşe ve $\Psi=0^\circ$ dış köşe açısına (yuvarlatma açısı) sahiptir. Bu geometrik parametrelere göre hesaplanan eşdeğer şekil değiştirme, söz konusu açı değerlerinin (2) numaralı denklemde yerine konulmasıyla bir pasoluk işlem için;

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{\sqrt{3}} \left[2 \cdot \cot \left(\frac{90}{2} + \frac{0}{2} \right) + 0 \cdot \csc \left(\frac{90}{2} + \frac{0}{2} \right) \right]$$

$$\varepsilon_1 = 1,15$$

olarak hesaplanmıştır. Şekil 4’de verilen eğriler incelendiğinde, söz konusu değer in şekildeki eğrilere uyumlu olduğu ve bir pasoluk EKAЕ işlemi ile yüksek bir deformasyon miktarının elde edildiği görülmektedir. Nitekim, homojen ve etkin bir deformasyonun sağlanabilmesi için kalıp iç köşe açısının yaklaşık 90° seçilmesinin en ideal durum olduğu daha önceki çalışmalarda da belirlenmiştir [76].



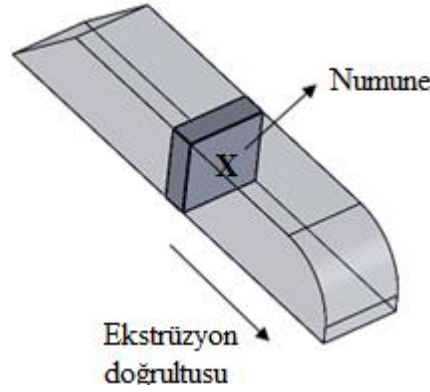
Şekil 11. EKAЕ kalıp kanalına ait geometrik parametreler

Titanyumun EKAЕ işlemi $13 \times 13 \times 130 \text{ mm}^3$ boyutlarında kare kesitli numuneler kullanılarak gerçekleştirildi. Bu işlem için numuneler kalıbın giriş kanalına yerleştirildikten sonra, kalıp 300°C 'ye kadar ısıtıldı. 300°C 'lik işlem sıcaklığı titanyumun EKAЕ kalıbında kırılma ve/veya çatlama oluşturmadan işlem yapılabileceği minimum sıcaklık olarak seçildi. Bu sıcaklık, EKAЕ işlemi sırasında yeniden kristalleşme oluşturmadığı için deformasyona dayalı özellik değişimlerinin işlem sonrası da korunması sağlandı [145]. Deneyler 1 mm/s 'lik ekstrüzyon hızında gerçekleştirildi. Her bir paso öncesi ve sonrası numuneler kanal içerisinde kalıp ile örnek arasında denge sıcaklığının sağlanabilmesi için 10 dakika bekletildi. Kanal ve numune yüzeyleri arasındaki sürtünme etkisini en aza indirerek yüzeylerin birbirine yapışmasını önlemek ve uygulanan itici kuvveti azaltmak için numune ve kanal yüzeyleri grafit esaslı bir katı yağlayıcıyla yağlandı. Saf titanyumun EKAЕ işlemi literatürde rota-A, Bc ve E olacak rotalarda gerçekleştirildi [72]. Rota-A'da her paso sonrası numune de herhangi bir çevirme işlemi yapılmamaktadır. Uygulanışı şematik olarak Şekil 5'de verilen rota-Bc, numunelerin pasolar arasında her seferinde saat yönünün tersinde 90° döndürülmesi suretiyle gerçekleştirildi. Rota-E ise numunelerin önce her EKAЕ işlemi arasında 180° döndürülerek iki paso (2C), ardından takip eden pasoda 90° döndürülmesi (Bc) bir paso ve son olarak

tekrar aynı yönde bir kere 180° döndürülmesiyle toplamda dört paso gerçekleştirildi. Saf titanyum numuneler her rota için dörder pasoluk işleme tabi tutuldu.

2.3. Yapısal İncelemeler

Şekil 12'den de görüldüğü gibi, EKAE örneklerinin ekstrüzyon doğrultusuna dik kesitinden (X), metalografi numuneleri çıkarıldı. Hazırlanan numuneler, optik mikroskopta incelenerek iç yapı resimleri çekildi.



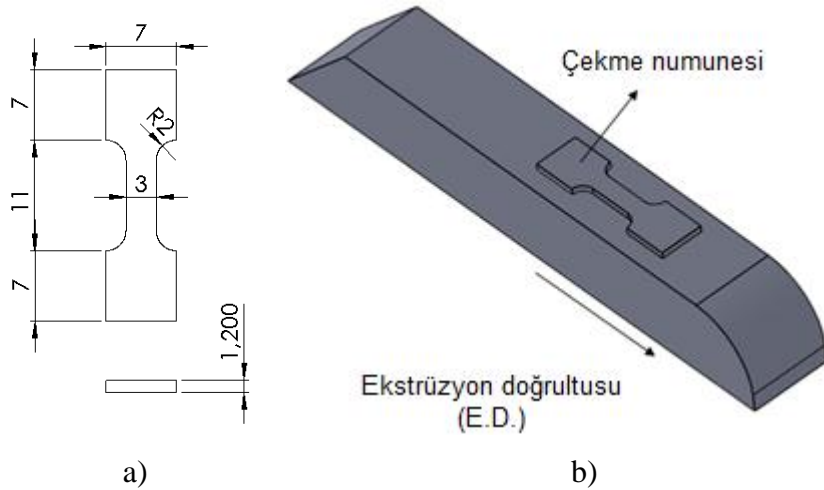
Şekil 12. Metalografik ve sertlik incelemeleri için hazırlanan örneklerin EKAE işlemine tabi tutulan numunedeki konumu

İlk olarak, dört farklı (işlemsiz ve rota A, Bc ve E'de dörder pasoluk) Ti mikroyapılarının incelenmesi için optik mikroskop çalışmaları yapılmıştır. Mikroyapı incelemeleri Olympus Bx51 model polarizen mikroskopta gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı incelemeleri için, her bir numune ön hazırlık aşamasında, 400, 600, 800, 1200 ve 2000 numara zımpara ile zımparalanmış ve elmas macun ile parlatma işlemi yapılmıştır. Dağlama sıvısı ise literatür araştırması sonrası belirlenmiş ve %10 HF, % 5 HNO₃ ve %85 H₂O kimyasal kompozisyon hazırlanarak dağlama işlemi yapılmıştır. Daha sonra optik mikroskopta, aynı koşullarda hazırlanan Ti numunelerin gözenek yapıları ve mikroyapı oluşumları incelenmiştir.

2.4. Mekanik Özellik İncelemeleri

EKAE işlemi öncesi ve sonrası durumlardaki numunelerin sertlik değerleri Vickers sertlik ölçme yöntemiyle 200 g yük ve 10 sn'lik bekleme sürelerinde belirlenmiştir. Her bir şart için en az 10 farklı noktadan sertlik ölçümleri yapılmış ve sertlik değeri bunların ortalaması alınarak belirlenmiştir.

Saf titanyumun mukavemet ve süneklik değerlerinde EKAE işlemi sonrası meydana gelen değişimler standart çekme deneyi ile belirlendi. L_0 , ölçü uzunluğu ve A , kesit alanı Barba kanununa ($L_0 = 5,65 \sqrt{A}$) göre hazırlanan çekme numunesinin milimetre biriminden boyutları ve deformasyon sonrası billetten alındığı konum Şekil 13'de sunulmuştur. Bu amaçla Şekil 13(a)'da boyutları verilen örneklerin çekme deneyleri oda sıcaklığında 100 kN kapasiteli bir üniversal çekme-basma makinesi ile gerçekleştirildi. Çekme deneyleri 0,00045 s-1'lik deformasyon hızına karşılık gelen 0,0045 mm/s'lik sabit çene hızında yapıldı. Numunedeki uzama miktarının hassas olarak ölçülebilmesi için video tipi bir ekstansometre kullanılmıştır. Deney sırasında uygulanan kuvvet ve meydana gelen uzama değerleri bir bilgisayar yardımıyla sürekli kaydedilerek, gerilme-uzama diyagramları çizdirildi. Çekme deneyi sonucunda, her bir durum için alaşımların akma ve çekme dayanımları ile kopma uzaması değerleri yapılan en az üç ölçümün ortalaması alınarak belirlendi.

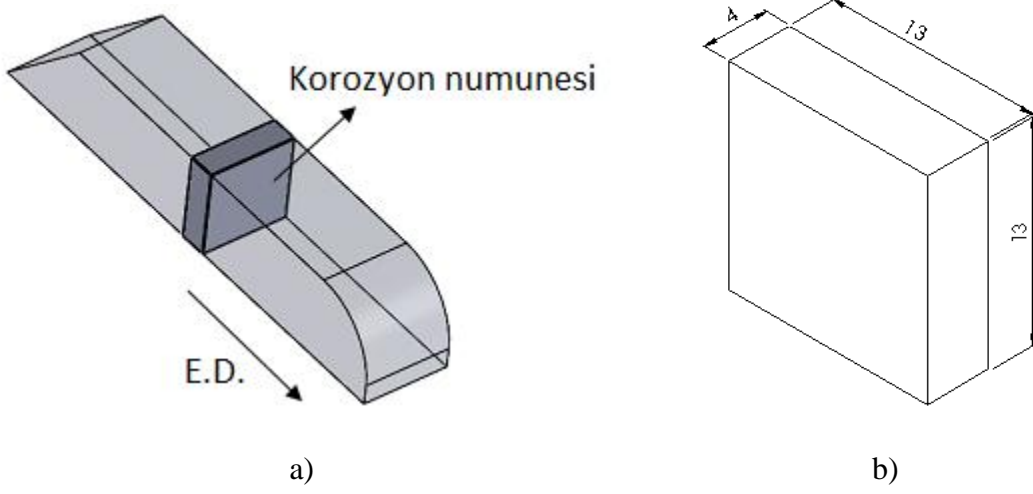


Şekil 13. Çekme örneğinin (a) boyutları ve (b) EKAE örneğindeki konumu

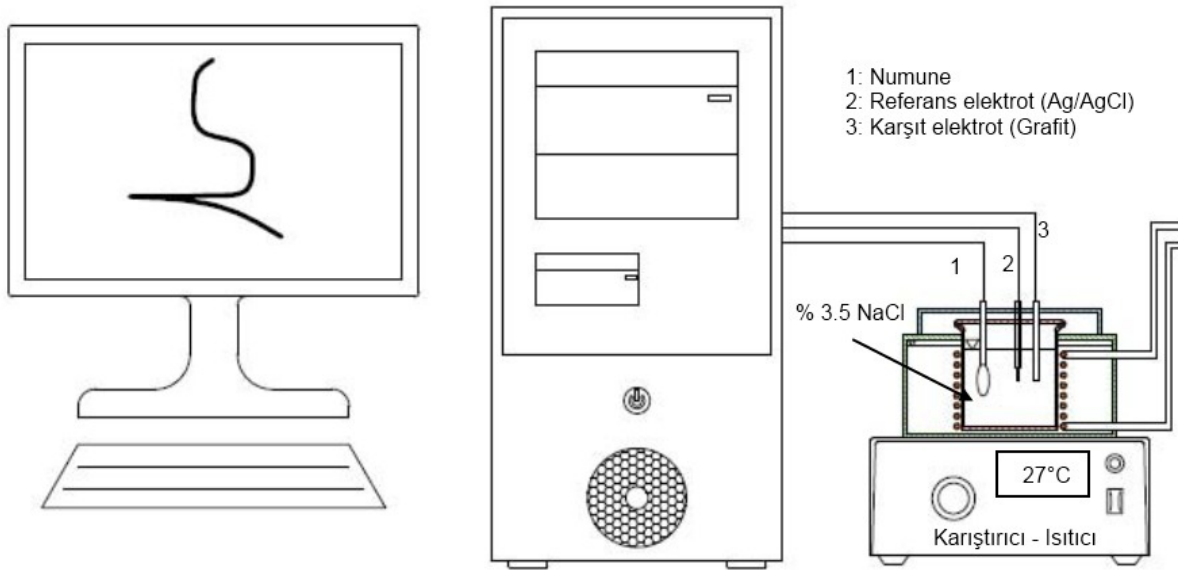
2.5. Korozyon Deneyleri

Aşırı plastik deformasyona uğramış UİT yapılı saf Ti'un korozyon testleri için EKAE örneğinden 13mm x 13mm x 4mm boyutlarında numuneler tel erozyon cihazı kullanılarak çıkartıldı (Şekil 14). Bu numuneler daha sonra SiC zımparalar ile Buehler mekanik parlatma cihazında 600-1200 aralığındaki zımparalanmış ve ardından 1µm'lik alümina kullanılarak parlatılmıştır.

Korozyon deneyleri, 27°C sabit sıcaklıkta %3,5 luk NaCl çözeltisinde, Gamry G 750 Potansiyostat-Galvanizostat firmasına ait polarizasyon cihazı kullanılarak, 4×10^4 saniye bekleme süresi ile açık devre potansiyeli (OCP) (*open circuit potential*) ölçülmüş ve potansiyel değişiminin azalarak davranışın yatay karaktere dönmesi ile gerçekleştirilmiştir. Korozyon testlerinin yapıldığı sistemin şematik resmi Şekil 15'de verilmiştir. Sıcaklığın sabit kalabilmesi için korozyon hücresi deney süresince su banyosu (%3,5 NaCl) içerisinde tutulmuştur. Polarizasyon ölçümleri Ag/AgCl referans elektrot(RE) ve grafit karşıt elektrot kullanılarak üç elektrot tekniğine göre bir korozyon hücresi içerisinde gerçekleştirilmiştir (Şekil 15). Deney öncesi çözeltinin pH değeri 8,9 iken deney sonrası 7,4 seviyelerine indi. Deneyler 250ml çözelti ve $0,3868 \text{ cm}^2$ numune yüzey alanı ve $5,2748 \text{ cm}^2$ karşıt elektrot yüzey alanı ile gerçekleştirildi. Her bir şart için deneyler 4 kez tekrarlandı. (Tüm deneyler, her bir numune için dörder defa olmak üzere polarizasyon eğrileri birbirlerini doğrulayınca kadar tekrar edilmiştir.) Denge potansiyeline (Ekor) ulaşıldıktan sonra potansiyodinamik polarizasyon eğrileri, -1,0'dan +2,00 V'a kadar 1 mVs-1 tarama aralığında katodikten anodik yöne doğru potansiyeli tarayarak kaydedilmiştir. Tafel eğrilerinden korozyon potansiyeli (Ekor) ve korozyon akım yoğunluğu (Ikor) hesaplanmıştır.



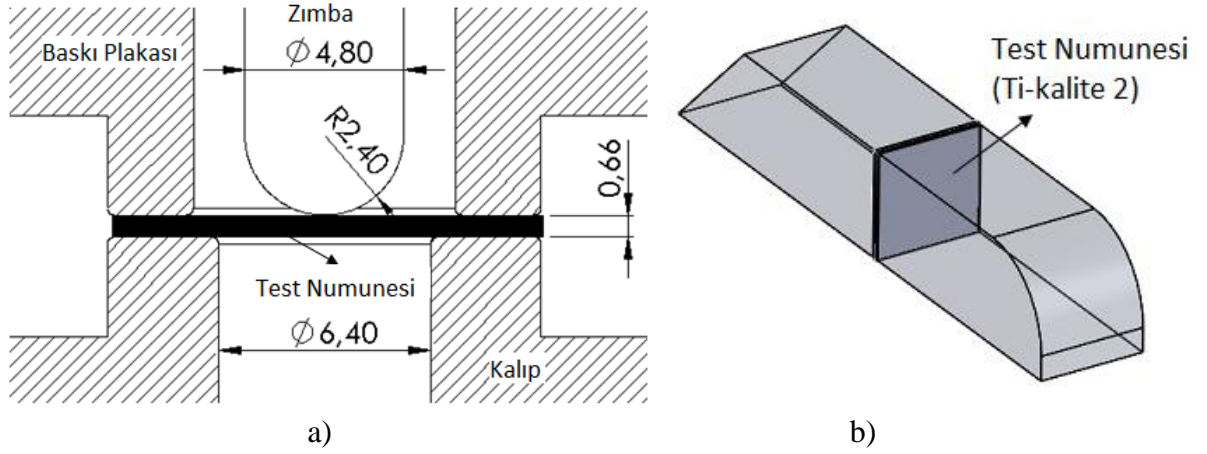
Şekil 14. Korozyon numunelerinin billettaki (a) konumu ve (b) boyutları.



Şekil 15. Korozyon deneylerinin yapıldığı sistemin şematik resmi.

2.6. Şekillendirilebilirlik (Erichsen) Deneyleri

EKAE yöntemiyle UİT yapıya hale getirilen saf Ti'un şekillendirilebilirlik kabiliyetindeki değişim Erichsen deneyi ile belirlendi. Bunun için standart numune boyutları belli bir katsayıda ($k=0,3$) küçültülerek minyatürize edildi ve bu kapsamda EKAE numunelerinden 13mm x 13mm x 0,66mm boyutlarında örnekler çıkarıldı (Şekil 16 (b)). Ardından örnek yüzeyleri sırasıyla 600, 800, 1000, 1200 numaralı zımparalar ile zımparalanmıştır. Deney örnekleri, çekme deneylerinin de gerçekleştirildiği universal çekme-basma makinesinde, gerçekleştirildi. Deneyler için standart boyutları küçültülmüş bir Erichsen deney sistemi imal edildi (Şekil 16 (a)). Baskı plakaları arasına yerleştirilen deney örneği üzerine zımba ile 0,01 mm/s'lik ilerleme hızında baskı uygulandı. Şekil 17'de Erichsen kalıp sisteminin deney öncesi görünümü verilmiştir.



Şekil 16. (a) Deneylerde kullanılan Erichsen kalıp sistemi ve (b) örneklerin EKAE numunesindeki konumu.



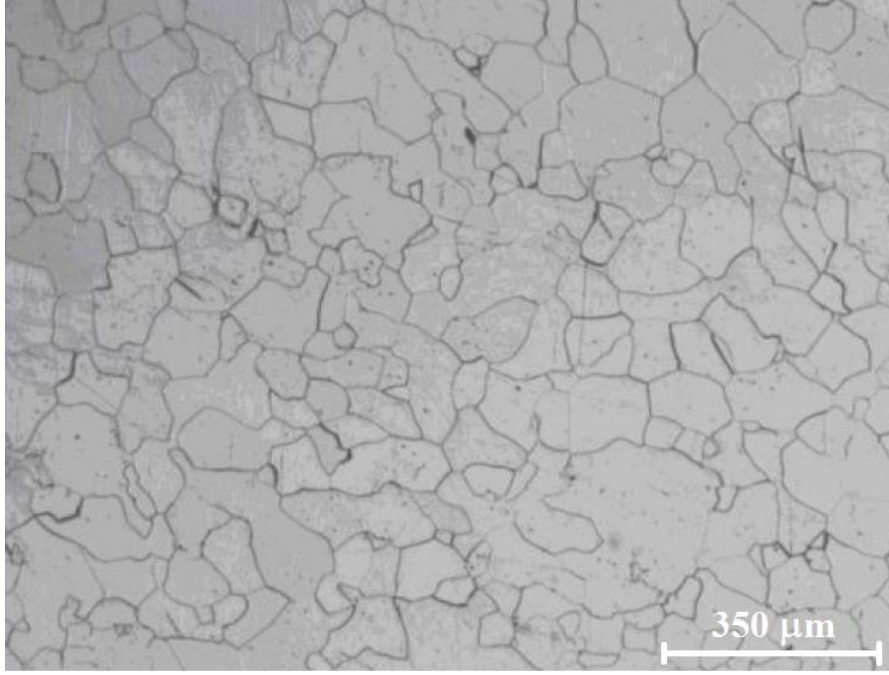
Şekil 17. Deneylerde kullanılan Erichsen kalıp sisteminin resmi.

3. BULGULAR

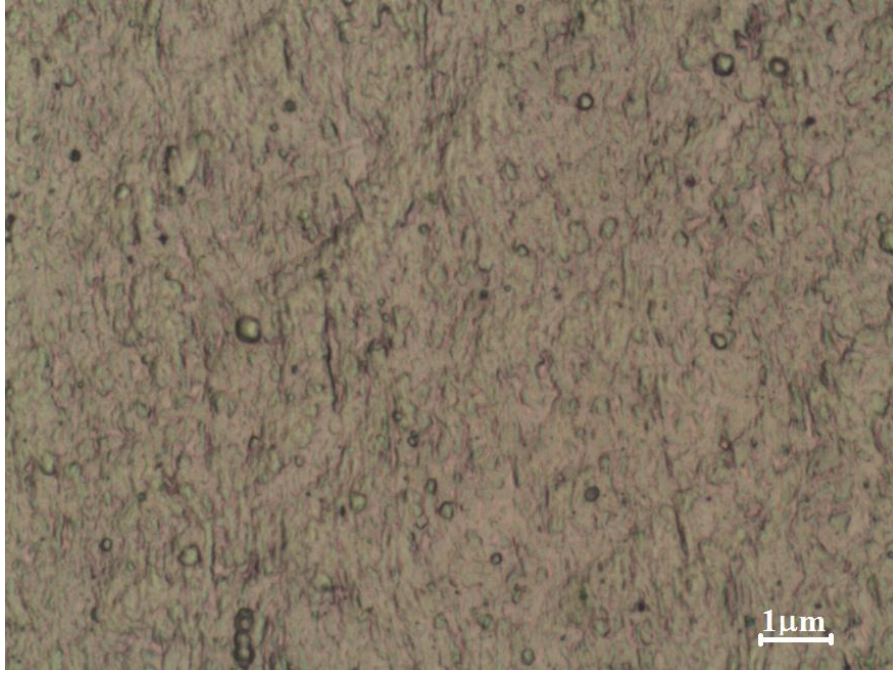
3.1. İçyapı zellikleri

DeneYlerde kullanılan saf Ti'un EKAE işlemi öncesi içyapısına ait optik resim Şekil 18'de gösterilmiştir. Bu resim incelendiğinde, titanyumun işlem öncesi nispeten iri taneli ve eş-eksenli bir mikro yapıya sahip olduğu görülmektedir. Tek fazlı bu yapının ortalama tane boyutu intersept metoduyla 110 μm olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, tanelerin boyut olarak içyapıda homojen şekilde dağılmadığı ve çok iri tanelerle nispeten kk boyutlu tanelerin bir arada bulunduğu dikkati çekmektedir. Nitekim, içyapıda 20-300 μm arasında boyutlara sahip taneler bulunmaktadır.

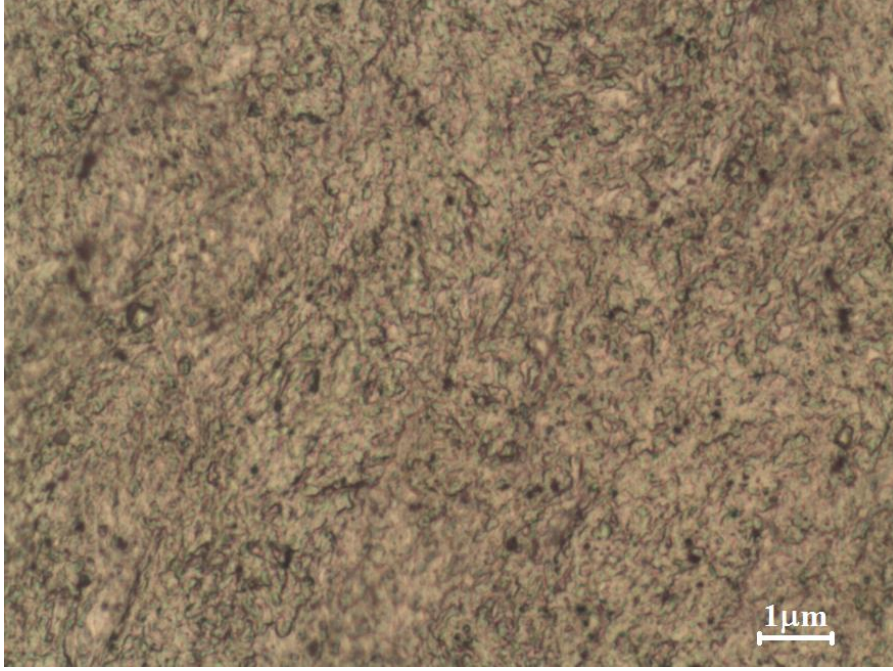
Söz konusu malzeme 4 pasoluk EKAE işlemine tabi tutulduğunda içyapının büyük oranda değiştiği görülmektedir (Şekil 19-21). Şekil 19'da verilen içyapı resmi incelendiğinde, EKAE işleminin iri taneli içyapıyı değiştirerek deformasyona dayalı oluşan yeni bir yapıya dönüştüğü izlenmektedir. Ancak, verilen optik mikroskop görüntülerinde tane yapısı ve sınırları tam olarak ortaya ıkarılamadığından tane boyutu ve deformasyon yapısı hakkında detaylı bilgiler elde edilememiştir. Ancak bu konuda yapılan alışmalar, EKAE işlemi sonrası saf titanyumun tane boyutunun incelerek mikron altı mertebelere kadar indiğini göstermektedir [33, 34, 146]. İçyapıda meydana gelen aşırı orandaki tane incelmesi ve büyük orandaki dislokasyon artışı ileride verilen mekanik özellik değişimlerinin de ana nedenini oluşurmaktadır.



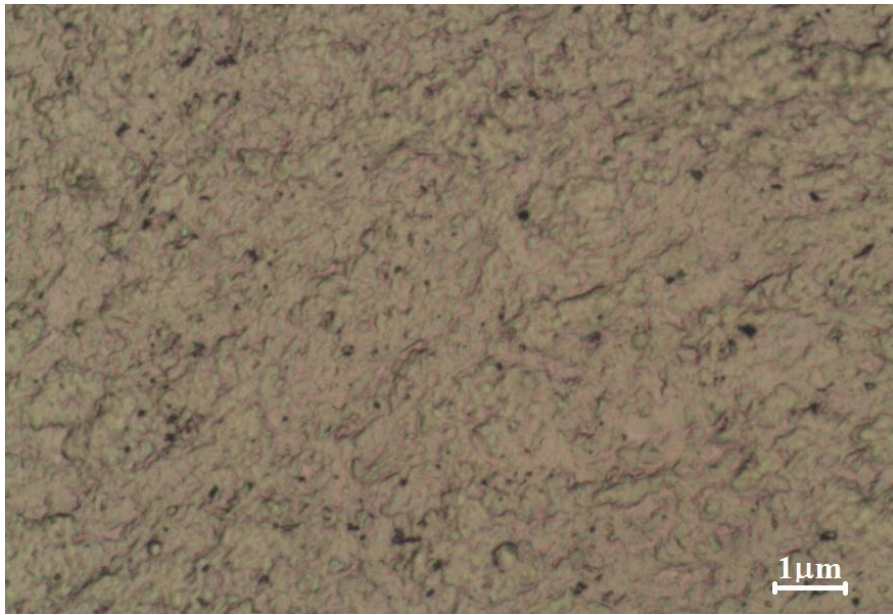
Şekil 18. Ticari saflıktaki titanyumun (kalite-2) EKAÉ işlemleri öncesi sahip olduğu içyapıyı gösteren optik resim



Şekil 19. Ticari saflıktaki titanyumun (kalite-2) rota-A'da 4 paso EKAÉ işlemleri sonrası içyapısını gösteren optik resim



Şekil 20. Ticari saflıktaki titanyumun (kalite-2) rota-Bc’de 4 paso EKAE işlemleri sonrası içyapısını gösteren optik resim



Şekil 21. Ticari saflıktaki titanyumun (kalite-2) rota-E’de 4 paso EKAE işlemleri sonrası içyapısını gösteren optik resim

3.2. Mekanik Özellikler

3.2.1. Sertlik

Ticari saflıkta titanyumun (kalite-2) EKAE işlemi öncesi ve sonrası sahip olduğu sertlik değerleri Tablo 3’de verilmiştir. Verilen değerler incelendiğinde, dökülmüş (0P) durumdaki alaşımın sertlik değerinin uygulanan EKAE işlemi ile arttığı gözlenmektedir. Nitekim, EKAE işlemi öncesi 206 kg/mm^2 olan sertlik değeri bir paso sonrası ani olarak 246 kg/mm^2 değerine ulaşarak yaklaşık %20’lik bir artış kaydetmiştir. Daha sonraki pasolarda bu artış oranı azalmaktadır. Ayrıca, sertlik değeri üzerinde, uygulanan rotanın da etkili olduğu görülmektedir. Nitekim, rota-Bc’de uygulanan 4 pasoluk EKAE işlemi (4Bc) sonunda saf titanyumun sertlik değerleri yaklaşık % 54, rota-A’da uygulanan 4 pasoluk işlem (4A) sonrası ise %26 ve rota-E’de dört pasoluk işlem (4E) sonrası ise %32 oranında artmıştır. Farklı rotalardaki numunelerden farklı sertlik değerlerinin elde edilmesi, numunelerin anizotropik davranış sergilemesinden kaynaklanmaktadır.

Tablo 3. Titanyum (kalite-2) işlem öncesi ve rota-Bc’de 1, 2, 3 ve 4 pasoluk ve rota-A ve E’de 4 pasoluk EKAE işlemine tabi tutulmuş durumdaki sertlik değerleri

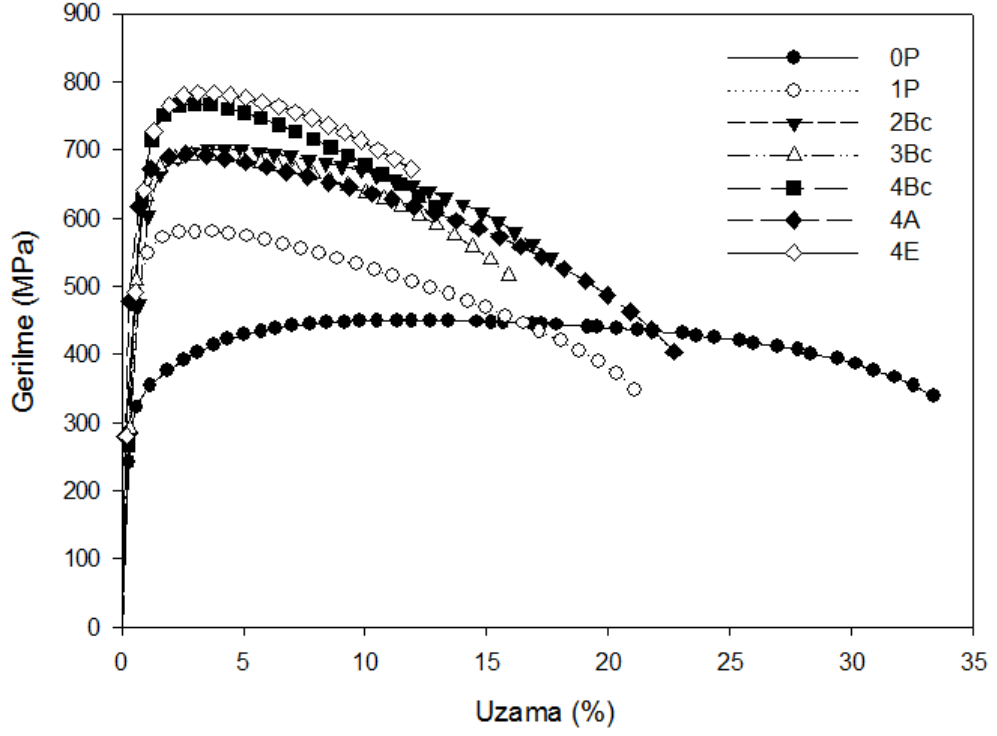
| SERTLİK (VSD) TEST SONUÇLARI ($\frac{\text{kg}}{\text{mm}^2}$) | | | | | | |
|--|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| 0P | 1P | 2Bc | 3Bc | 4Bc | 4A | 4E |
| 206±20 | 246±10 | 259±15 | 274±10 | 317±30 | 260±10 | 272±10 |

3.2.2. Çekme Deney Sonuçları

Ticari saflıktaki (kalite-2) titanyumun EKAE işlemi öncesi ve sonrası sergilediği gerilme-uzama eğrileri Şekil 22’de gösterilmiştir. Şekilde verilen eğriler incelendiğinde, titanyumun EKAE işlemi öncesi geniş bir homojen deformasyon bölgesi içeren ve maksimum gerilme değerine kadar büyük oranda deformasyon sertleşmesi gösteren bir davranış sergilediği gözlenmektedir. Maksimum gerilme noktasından sonra ise çok az homojen olmayan deformasyon bölgesi (boyun verme bölgesi) sergileyerek kopmanın gerçekleştiği dikkati çekmektedir. Uygulanan çok pasolu EKAE işleminin titanyumun gerilme-uzama davranışını büyük oranda değiştirdiği görülmektedir (Şekil 22). Nitekim,

EKAE işlemi sonrası titanyumun akma ve çekme dayanımı noktaları birbirine yaklaşmakta ve akma noktası sonrası homojen deformasyon bölgesi daralmaktadır. Ayrıca EKAE işlemi sonrası homojen olmayan deformasyon bölgesi ise genişlemekte ve boyun verme olayı çok daha etkili bir şekilde oluşmaktadır. Bu etkinin paso sayısı arttıkça daha belirginleştiği dikkati çekmektedir

Titanyumun gerilme-uzama eğrilerinden yararlanılarak belirlenen mukavemet ve süneklik değerleri Tablo 4’de verilmiştir. Bu tabloda verilen değerler incelendiğinde, saf titanyumun mukavemetinin (akma ve çekme mukavemeti) EKAE işlemi sonrası çok büyük oranlarda arttığı görülmektedir. Bu artış, akma dayanımı değerinde çok daha radikal bir şekilde ortaya çıkmaktadır. Veriler incelendiğinde, 1 paso sonrası mukavemet değerlerinin çok yüksek oranlarda arttığı ve artan paso sayısı ile bu artış hızının azaldığı izlenmektedir. Nitekim, EKAE işlemi öncesi 319 MPa olan akma mukavemeti değeri 1 paso sonrası %55 artarak 493 MPa değerine ulaşmaktadır. Bu değer 4Bc sonrası ise % 110 artışla 676 MPa değerine çıkmaktadır. Titanyumun mukavemet değerleri üzerinde uygulanan rotanın çok fazla etkili olmadığı söylenebilir. Şöyle ki, rota-Bc’de uygulanan 4 pasoluk EKAE işlemi sonunda saf titanyumun akma dayanımı değerleri yaklaşık % 110, rota-A’da uygulanan 4 pasoluk numunede ise %90 ve rota-E’de dört pasoluk numunede ise %75 oranında artmıştır. Öte yandan, uygulanan çok pasolu EKAE işleminin titanyumun süneklik değerlerini azalttığı görülmektedir. Nitekim, EKAE işlemi öncesi 33 ± 5 olan kopma uzaması değeri, rota-Bc’de 4 pasoluk EKAE işlemleri sonrası 12 ± 2 değerlerine düşmektedir (Tablo 4). Titanyumun süneklik değerleri üzerinde uygulanan rotanın etkili olduğu söylenebilir. Şöyle ki, rota-Bc ve E’de uygulanan 4 pasoluk EKAE işlemi sonunda saf titanyumun kopma uzaması değerleri yaklaşık aynıdır. Ancak, rota-A’da uygulanan 4 pasoluk numune, diğer dört pasoluk numunelere göre yaklaşık %50 oranında daha fazla kopma uzamasına sergilemiştir (Şekil 22).



Şekil 22. Titanyumun EKAЕ işlemi öncesi ve çok pasolu EKAЕ işlemi sonrası sergilediği gerilme-uzama eğrileri

Tablo 4. Titanyumun EKAЕ işlemi öncesi ve sonrası sahip olduğu mukavemet ve süneklik değerleri

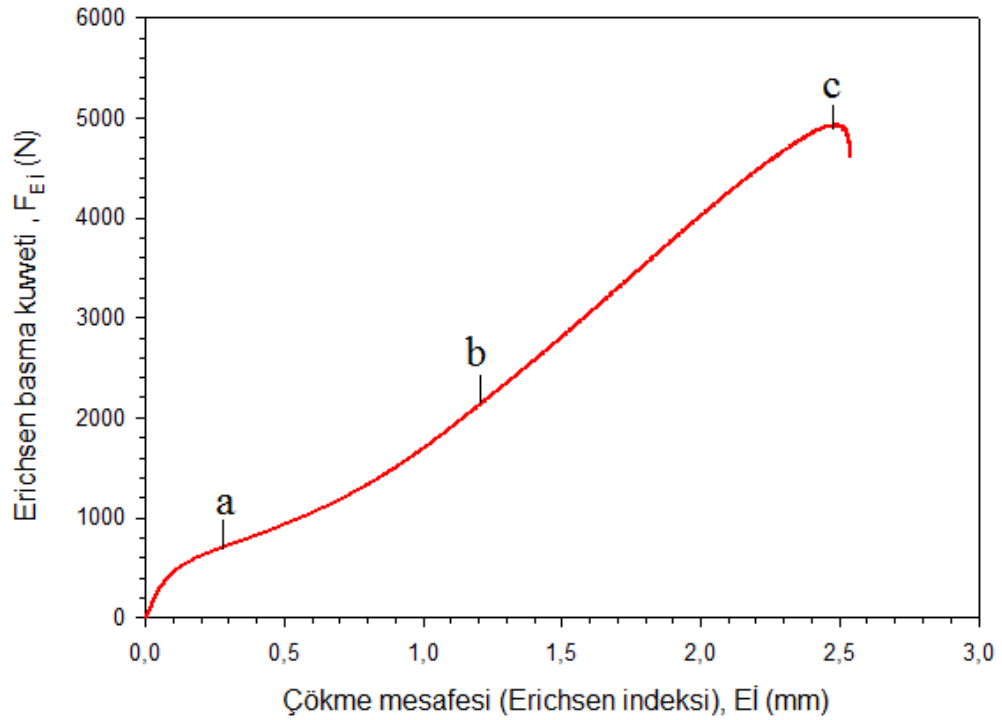
| Özellikler | EKAЕ işlem adımları | | | | | | |
|----------------------|---------------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| | 0P | 1P | 2Bc | 3Bc | 4Bc | 4A | 4E |
| Akma Dayanımı (MPa) | 319±15 | 493±20 | 610±40 | 668±40 | 676±15 | 600±40 | 555±80 |
| Çekme Dayanımı (MPa) | 461±10 | 566±30 | 706±20 | 733±40 | 765±10 | 660±70 | 703±70 |
| Kopma Uzaması (%) | 33±5 | 23±3 | 16±2 | 16±1 | 12±2 | 24±1 | 13±1 |
| Üniform Uzama (%) | 11,7±0,2 | 3,3±0,3 | 4,3±0,7 | 3,7±0,6 | 3,2±0,3 | 2,9±0,1 | 3,5±0,3 |

3.3. Şekillendirilebilirlik (Erichsen) Deney Sonuçları

3.3.1. Erichsen Eğrileri

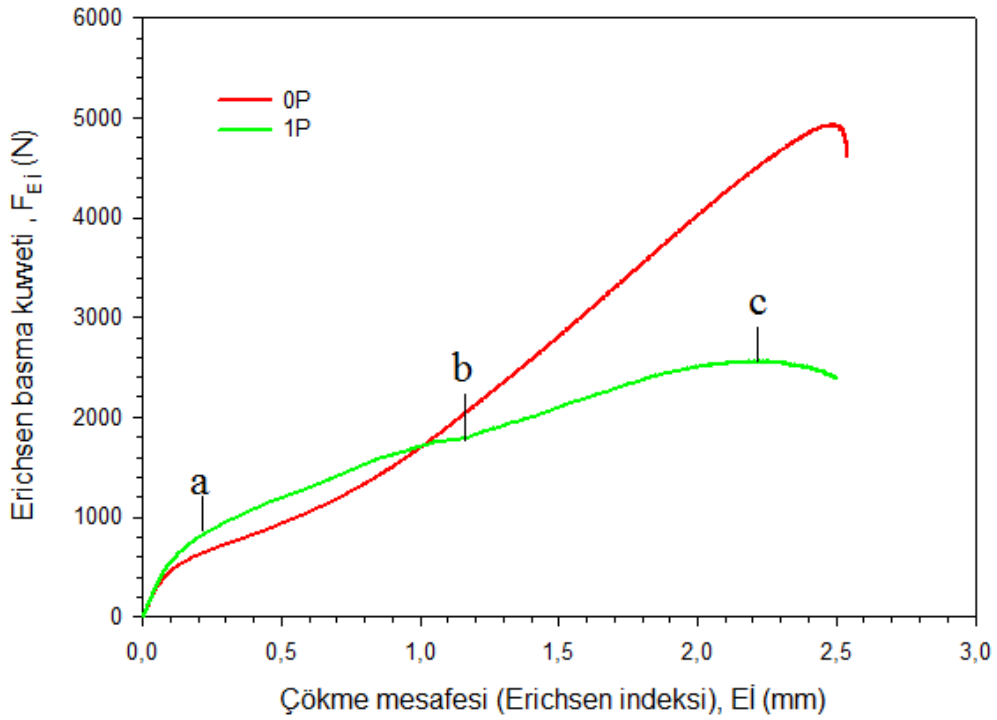
EKAЕ öncesi ve sonrası uygulanan Erichsen testleri sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 23-31'de gösterilmiş, bu eğrilerden elde edilen Erichsen indeksi ve Erichsen basma kuvveti değerleri ise Tablo 5'de verilmiştir. Gösterilen

eğriler ve verilen değerler incelendiğinde, çok pasolu EKAE işleminin titanyumun şekillendirilebilirliği üzerinde etkili olduğu görülmektedir. Ayrıca, bu etkinin uygulanan rota ve paso sayısına bağlı olarak değişim gösterdiği de söylenebilir. EKAE işlemi öncesi (0 P) durumda iri taneli saf titanyum klasik bir Erichsen değişim eğrisi göstermektedir (Şekil 23). Bu eğri yakından incelendiğinde, üç farklı deformasyon bölgesinin etkin olduğu söylenebilir. Birinci bölgede elastik deformasyon etkili olmaktadır(0-a). Bu bölgeden sonra ise plastik deformasyon etkin olmaya başlamakta ve a-b arasında homojen deformasyon bölgesi ortaya çıkmaktadır. Bu bölgenin devamında ise belli bir geçiş aşamasından sonra çatlak oluşumunu tetikleyen homojen olmayan deformasyon etkin olmaya başlamakta (b-c). Şekil 23'den işlemsiz numunenin 'a' noktasındaki Erichsen indeksi ve Erichsen basma kuvvetinin yaklaşık değerleri sırasıyla 0,3 mm ve 600N, 'b' noktasındaki Erichsen indeksi ve Erichsen basma kuvvetinin yaklaşık değerleri sırasıyla 1,2 mm ve 2000N, 'c' noktasındaki Erichsen indeksi ve Erichsen basma kuvvetinin yaklaşık değerleri ise sırasıyla 2,5 mm ve 4800N olarak ölçülmüştür.



Şekil 23. Titanyumun EKAE işlemi öncesi sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrisi

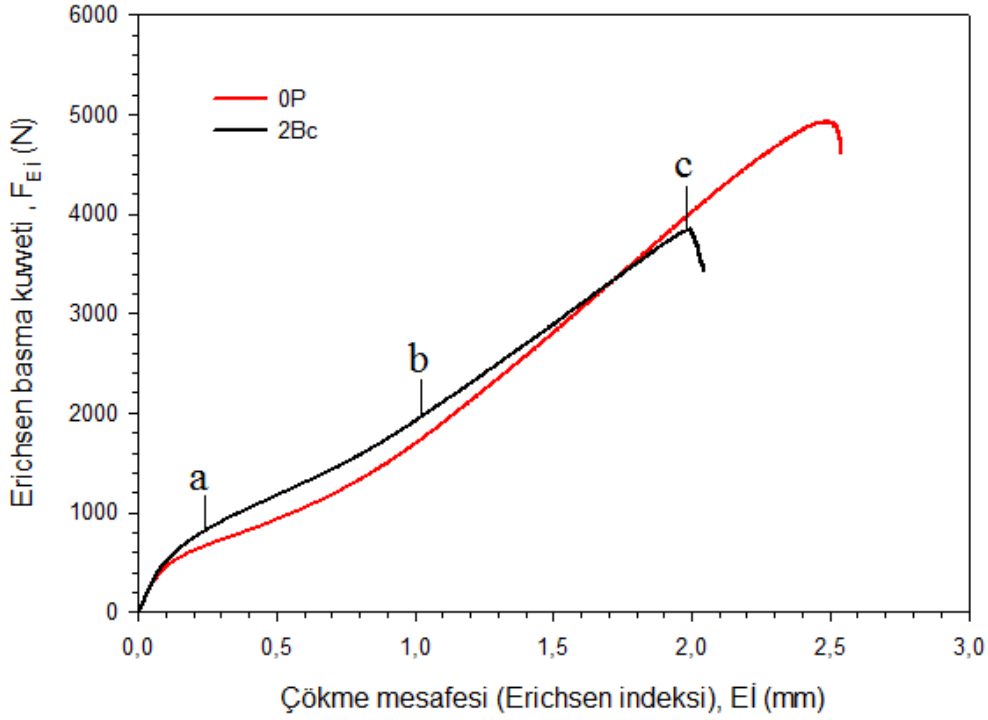
Uygulanan EKAE işlemi sayesinde, iri tane yapısına sahip saf Ti'un eğri karakteristiği, uygulanan rota ve paso sayısına göre az ya da çok etkilemektedir. Nitekim, bir pasoluk işlem sonrası Erichsen eğrisinin çok fazla etkilendiği ve karakteristik deformasyon bölgelerinin değiştiği, ancak paso sayısı arttıkça bu değişimin tekrar karakteristik Erichsen eğrisine yaklaştığı izlenmektedir. Nitekim 4Bc sonrası elde edilen eğrinin tipik bir Erichsen eğri karakteristiğine büründüğü açıkça görülmektedir (Şekil 27). İşlemsiz (0P) ve tek pasoluk (1P) numunelere uygulanan Erichsen testi sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 24'de gösterilmiştir. Şekil 24'den anlaşılacağı üzere tek pasoluk numuneye ait eğrinin işlemsiz (0P) numuneye ait eğriden oldukça farklı bir karaktere sahip olduğu görülmektedir. Tek pasoluk numunenin işlemsiz numuneye göre oldukça düşük Erichsen basma kuvvetinde deforme olduğu görülmektedir (Şekil 24).



Şekil 24. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve tek pasoda EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri

İşlemsiz (0P) ve rota Bc'de iki pasoluk (2Bc) numunelere uygulanan Erichsen testi sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 25'de gösterilmiştir. İki

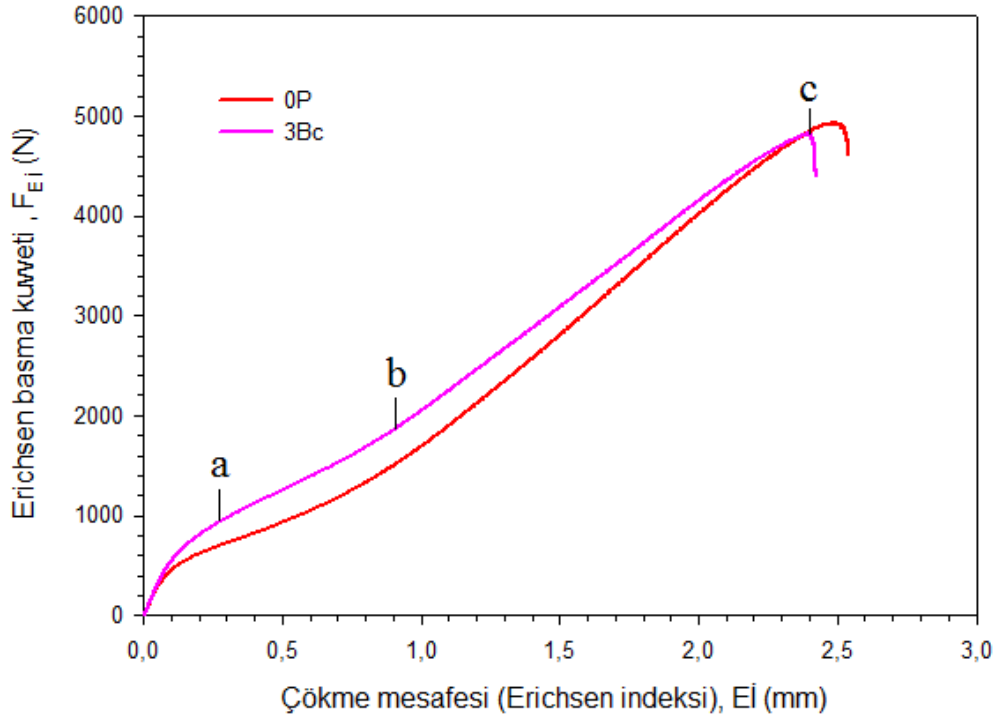
pasoluk numunenin işlemsiz numuneye göre daha az çökme mesafesinde deforme olduğu ve hemen hemen aynı deformasyon karakterlerine sahip oldukları görülmektedir. Elastik deformasyon bölgesi (0-a) yaklaşık 0,3 mm ve 800 N'a karşılık gelen noktada sona ererken, homojen plastik deformasyon bölgesinin ise yaklaşık 1,0 mm ve 1800N karşılık gelen noktada bittiği görülmektedir. Bu noktadan sonra homojen olmayan plastik deformasyon bölgesinin ise yaklaşık 2,0 mm ve 3600 N'a karşılık gelen noktadan sonra numunenin çatlamasıyla sonlanmıştır. Bu değerler Şekil 23'de işlemsiz numuneye ait deformasyon bölgeleri ile karşılaştırılırsa, elastik ve homojen plastik deformasyon bölgelerinin birbirine yakın değerlere sahip olduğu görülmektedir. Ancak, işlemsiz numunenin homojen olmayan deformasyonu bölgesi sınırının tek pasoluk numuneye göre daha yüksek basma kuvveti-çökme mesafesi değerlerine (2,5 mm ve 4800N) sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 25. Titanyumun EKAЕ işlemleri öncesi ve rota-Bc'de 2 pasoluk EKAЕ işlemleri sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri

İşlemsiz (0P) ve rota Bc'de üç pasoluk (3Bc) numunelere uygulanan Erichsen testi sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 26'da gösterilmiştir. Üç pasoluk numunenin işlemsiz numuneye yaklaşık aynı deformasyon karakterlerine sahip

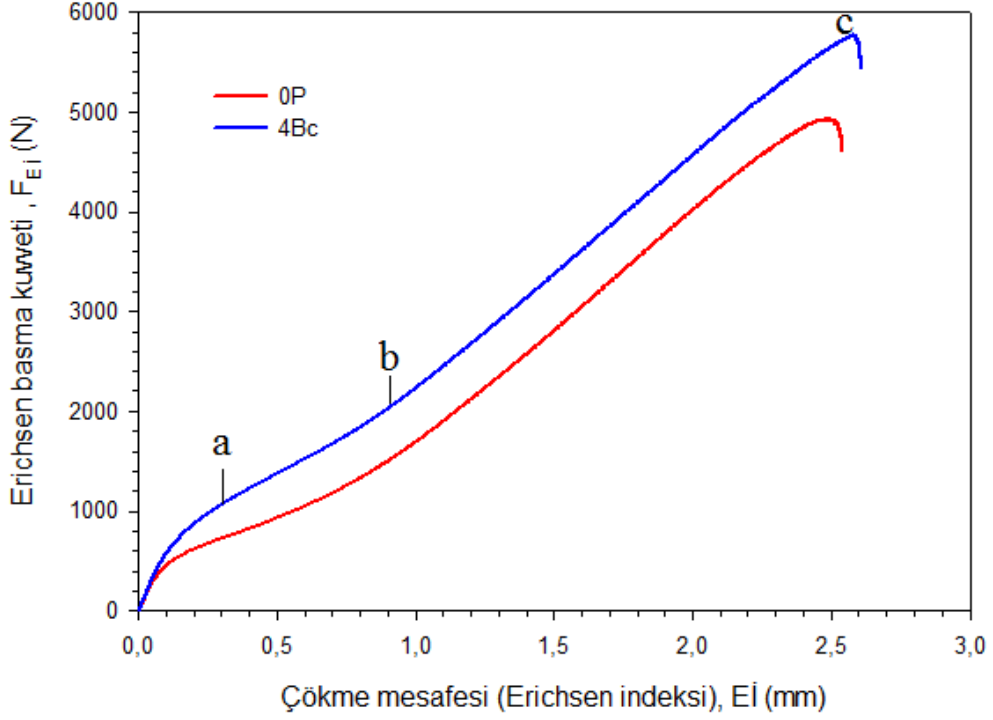
olduğu dikkati çekmektedir. Rota-Bc'de üç pasoluk numunenin elastik deformasyon bölgesi (0-a) yaklaşık 0,3 mm ve 1000 N'a karşılık gelen noktada sona ererken, homojen plastik deformasyon bölgesinin ise yaklaşık 0,8 mm ve 1800N karşılık gelen noktada bittiği görülmektedir. Bu noktadan sonra ise homojen olmayan plastik deformasyon bölgesi ise yaklaşık 2,4 mm ve 4600 N'a karşılık gelen noktadan sonra numunenin çatlamasıyla son bulmaktadır.



Şekil 26. Titanyumun EKAЕ işleми öncesi ve rota-Bc'de 3 pasoluk EKAЕ işleми sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri

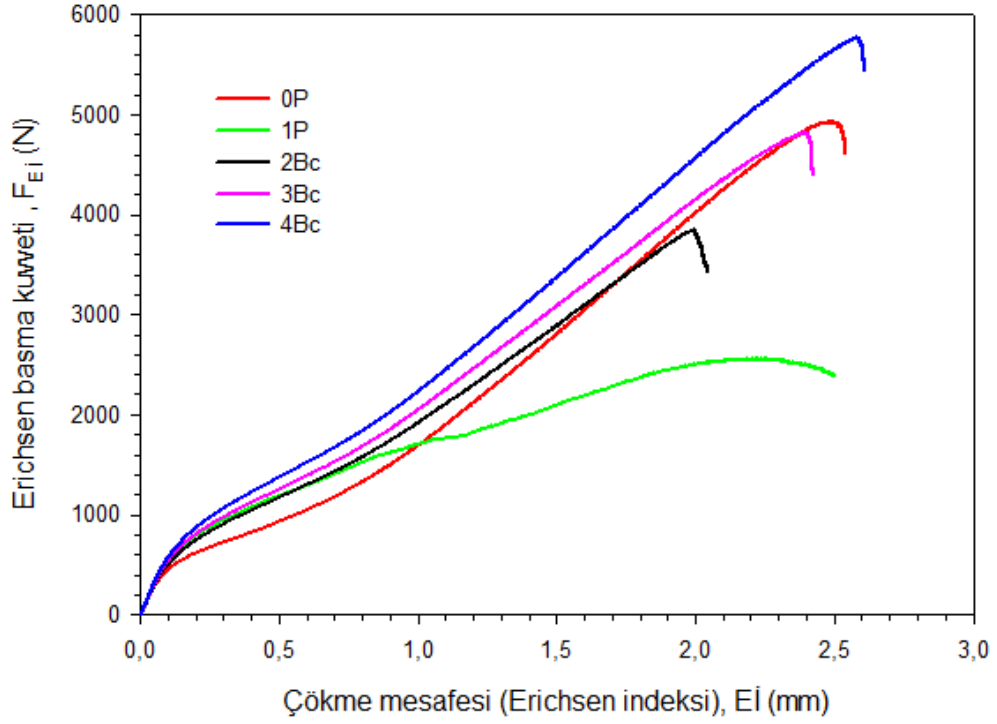
İşlemsiz (0P) ve rota Bc'de dört pasoluk (4Bc) numunelere uygulanan Erichsen testi sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 27'de gösterilmiştir. Bu eğrilerden, dört pasoluk numunenin işlemsiz numuneye benzer deformasyon karakterlerine sahip olduğu görülmektedir. Rota-Bc'de dört pasoluk numunenin elastik deformasyon bölgesi (0-a) yaklaşık 0,3 mm ve 1000 N'a karşılık gelen noktada sona ererken, homojen plastik deformasyon bölgesi de yaklaşık 0,9 mm ve 2000N karşılık gelen noktada bitmektedir. Bu noktadan sonra ise homojen olmayan plastik deformasyon bölgesi ise 2,6 mm ve 5800 N'a karşılık gelen noktadan sonra numunenin çatlamasıyla

sonlanmaktadır. Bu değerler Şekil 23’de işlemsiz numuneye ait deformasyon bölgeleri ile karşılaştırılırsa, rota-Bc’de dört pasoluk numunenin işlemsiz numuneye göre daha yüksek basma kuvveti-çökme mesafesi değerlerine sahip olduğu görülmektedir.



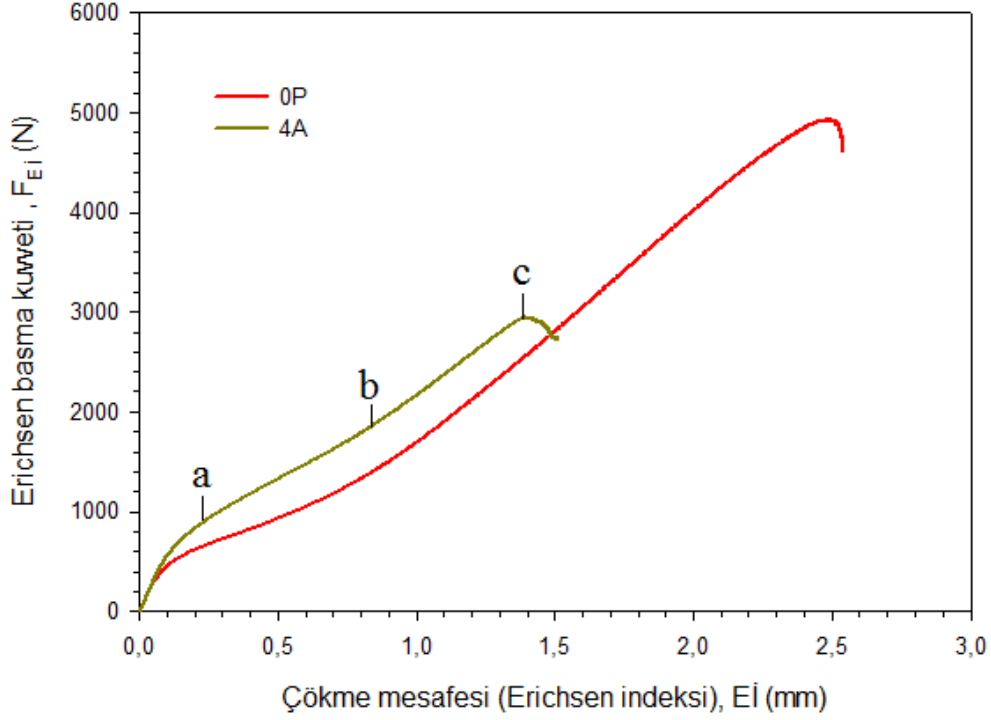
Şekil 27. Titanyumun EKAЕ işleми öncesi ve rota-Bc’de 4 pasoluk EKAЕ işleми sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri

İşlemsiz (0P) ve rota Bc’de farklı pasolardaki numunelere uygulanan Erichsen testi sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 28’de gösterilmiştir. Dört pasoluk numunenin (4Bc) diğer numunelere göre daha yüksek basma kuvveti-çökme mesafesi değerlerine sahip olduğu görülmektedir (Şekil 28). Ayrıca, tek pasoluk numuneye ait eğrinin karakteri diğer eğrilerden oldukça farklıdır ve sahip olduğu Erichsen indeksi ve Erichsen basma kuvvetine ait değerler diğer numunelere ait değerlerden oldukça düşük olduğu da görülmektedir (Şekil 28).



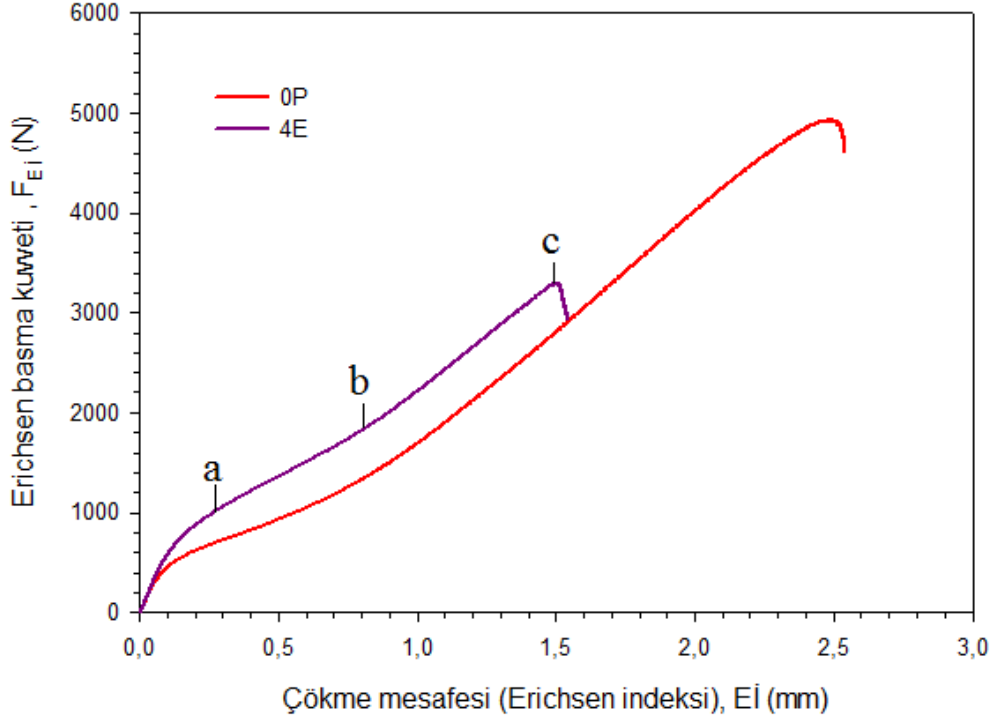
Şekil 28. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve rota-Bc'de EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri

İşlemsiz (0P) ve rota-A'da dört pasoluk (4A) numunelere uygulanan Erichsen testi sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 29'da gösterilmiştir. Bu eğri genel olarak değerlendirildiğinde, 4A işlemi sonrası saf Ti'un şekillendirilebilirliğinin olumsuz etkilendiği görülmektedir. Rota-A'da dört pasoluk numunenin elastik deformasyon bölgesi (0-a) yaklaşık 0,2 mm ve 900 N'a karşılık gelen noktada sona ererken, homojen plastik deformasyon bölgesi de yaklaşık 0,9 mm ve 1800N karşılık gelen noktada bitmektedir. Bu noktadan sonra ise homojen olmayan plastik deformasyon bölgesi ise yaklaşık 1,4 mm ve 2800 N'a karşılık gelen noktada son bulmaktadır.



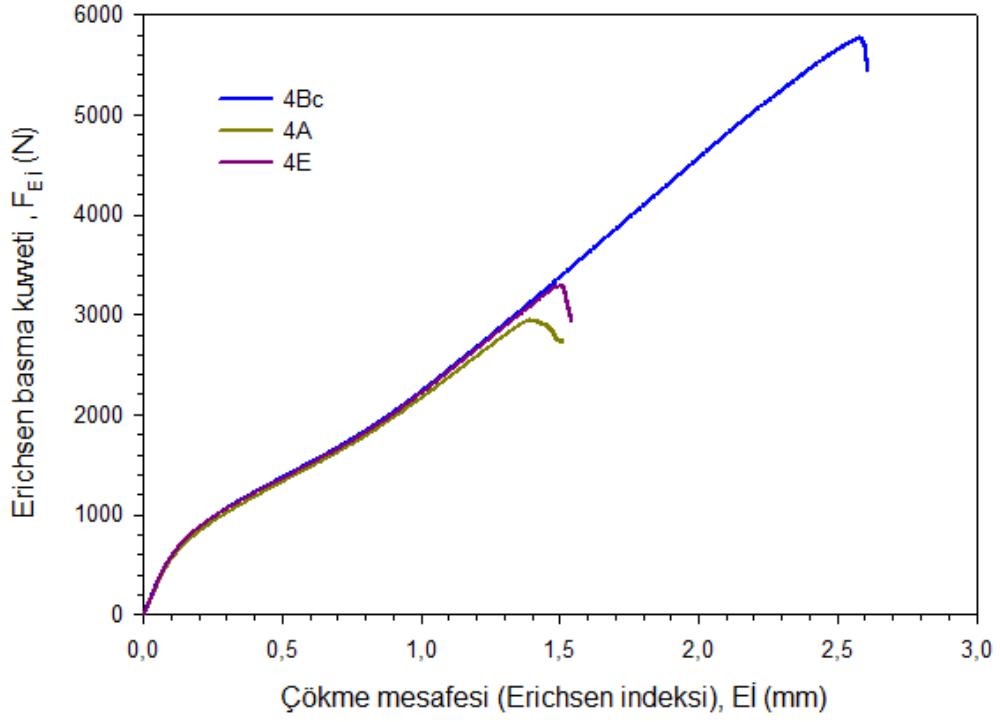
Şekil 29. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve rota-A'da 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri

İşlemsiz (0P) ve rota-E'de dört pasoluk (4E) numunelere uygulanan Erichsen testi sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 30'da gösterilmiştir. Bu eğrilerden görüldüğü gibi, 4E işlemi sonrası yine 4A sonrası gibi Ti'un şekillendirilebilirliğinin olumsuz etkilendiği açıkça görülmektedir. Rota-E'de dört pasoluk numunenin elastik deformasyon bölgesi (0-a) yaklaşık 0,3 mm ve 1000 N'a karşılık gelen noktada sona ererken, homojen plastik deformasyon bölgesi ise yaklaşık 0,8 mm ve 1800N'a karşılık gelen noktada bitmektedir. Bu noktadan sonra ise homojen olmayan plastik deformasyon bölgesi başlamakta ve bu bölge yaklaşık 1,5 mm ve 3200 N'a karşılık gelen noktada numunenin çatlamasıyla sona ermektedir. Bu değerler Şekil 23'de işlemsiz numuneye (0P) ait deformasyon bölgeleri ile karşılaştırılırsa, homojen olmayan plastik deformasyon bölgesine kadar rota-E'de dört pasoluk numunenin işlemsiz numuneye göre yüksek basma kuvvetine sahip olduğu görülmektedir. Ancak, işlemsiz numunenin homojen olmayan plastik deformasyonu, rota-E'de dört pasoluk numuneye göre daha yüksek basma kuvveti-çökme mesafesi değerlerine (2,5 mm ve 4800N) sahip olduğu görülmektedir (Şekil 30).



Şekil 30. Titanyumun EKAE işlemi öncesi ve rota-E’de 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri

Rota-Bc, A ve E’de dört pasoluk numunelere uygulanan Erichsen testi sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 31’de gösterilmiştir. Rota-Bc’de dört pasoluk numuneye ait homojen olmayan deformasyon bölgeleri diğer rotalardaki homojen olmayan deformasyon bölgelerine kadar aynı değerlere sahiptir. Ancak, rota-Bc’de dört pasoluk numunenin homojen olmayan deformasyonu diğer dört pasoluk numunelere göre daha yüksek basma kuvveti-çökme mesafesi değerlerine (2,6 mm ve 5800N) sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 31. Farklı rotalarda 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası sergilediği basma kuvveti-çökme mesafesi (Erichsen indeksi) eğrileri

Tablo 5’de verilen çatlak oluşmadan hemen önceki basma kuvveti ve Erichsen indeksi değerleri incelendiğinde, EKAE işlemi öncesi ve sonrası durum arasında rota ve paso sayısına da bağlı olarak farkların oluştuğu görülmektedir. EKAE işlemi öncesi titanyumun 479 N’luk bir basma kuvvetine ve buna karşılık 2,40 mm’lik bir çökme derinliğine sahip olduğu görülmektedir. Bir paso sonrası ise hem basma kuvveti hem de buna karşılık oluşan çökme derinliği azalmaktadır. Bu durumda basma kuvvetindeki azalma daha belirgin bir şekilde gelişmektedir. 2Bc’de ise çökme derinliği azalmaya devam ederken, basma kuvvetinin ise artmaya başladığı dikkat çekmektedir. Bundan sonra uygulanan paso sayılarında ise hem çökme derinliği (Erichsen indeksi) hem de basma kuvveti artmaktadır. Nitekim, 4Bc sonrası 2,59 mm’lik çökme derinliği elde edilirken, basma kuvvetinin de artarak 5620 N’a çıktığı görülmektedir. Bu durum, 4Bc sonrası saf titanyumun iki eksenli gerilme altında dahi çatlama öncesi daha fazla deformasyona uğradığını, yani şekillendirilebilirlik değerinin geliştiğini göstermektedir. Ancak, rota-A ve E’de dörder pasoluk numuneler, 4Bc numunesine ait şekillendirilebilirlik değerlerine (Eİ, F_{EI}) sahip olamadıkları görülmektedir (Tablo 5).

Tablo 5. Titanyumun EKAE işlemleri öncesi ve sonrası sergilediği Erichsen basma kuvveti ve Erichsen indeksi değerleri

| EKAE işlemleri durumu | Erichsen indeksi (Eİ) (mm) | Erichsen basma kuvveti (F _{EI}) (N) |
|-----------------------|----------------------------|---|
| 0P | 2,42±0,10 | 4790±100 |
| 1P | 2,15±0,10 | 2600± 50 |
| 2Bc | 1,92±0,15 | 3420±450 |
| 3Bc | 2,40±0,10 | 4860±100 |
| 4Bc | 2,59±0,10 | 5620±350 |
| 4A | 1,78±0,40 | 3250±400 |
| 4E | 1,47±0,10 | 3140±250 |

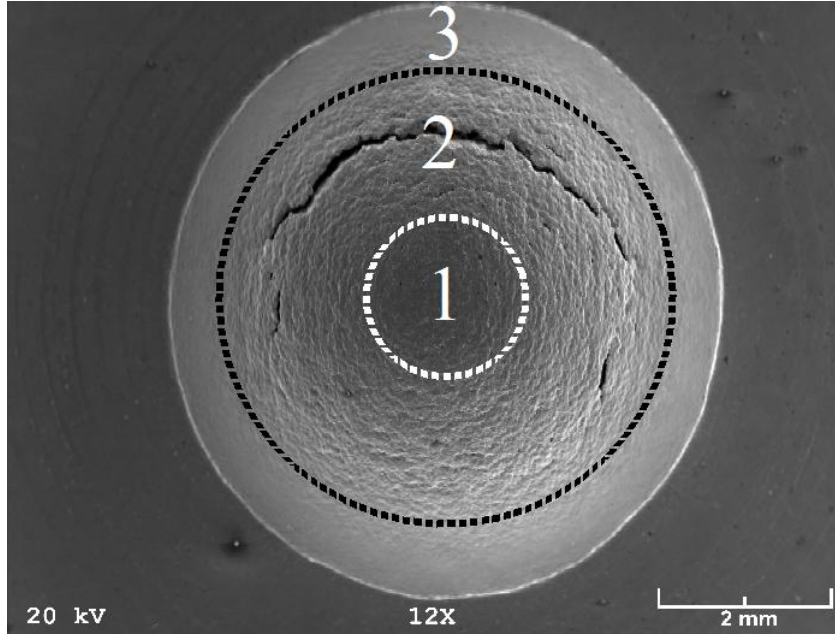
3.3.2. Erichsen Numunelerinin Yüzey Görünümleri

3.3.2.1. EKAE Öncesi Durum

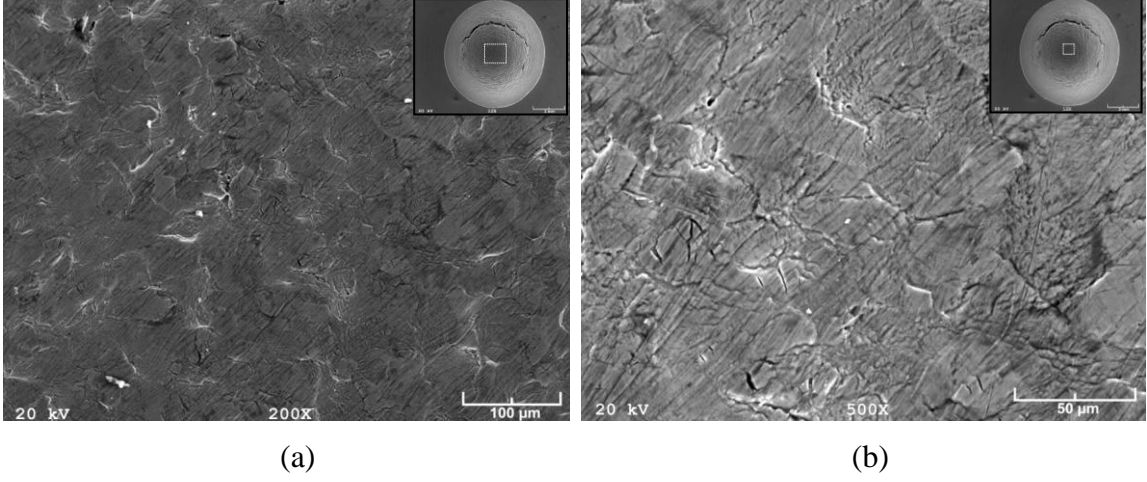
Erichsen testi ile uygulanan iki eksenli gerilme altında uzamaya maruz kalmış işlemsiz numunenin (EKAE öncesi) küçük büyültmede genel yüzey görünümünü gösteren SEM resmi Şekil 32’de verilmiştir. Bu şekilden, işlemsiz numunenin yüzeyinde sırasıyla; tepe (1. bölge), geçiş (2. bölge) ve geçiş alt bölgesi (3. bölge) olmak üzere üç ana bölgenin oluştuğu görülmektedir (Şekil 32). Bu üç ana bölge, farklı deformasyon homojenitesinden kaynaklanan farklı yüzey görünümleri sergilemektedir. Birinci bölgenin yüksek büyültmedeki detay görünümü Şekil 33’de verilmiştir. Bu şekilden işlemsiz numunenin tepe bölgesinde (1. bölge) tanelerin daha iri ve tane sınırlarının daha belirgin olduğu görülmektedir (Şekil 33). Ayrıca tane içlerinde mikro kayma bantlarının oluştuğu ve bu bantların farklı tanelerde farklı yönlendiği dikkati çekmektedir. Bu durumun ise büyük oranda deformasyon homojenitesini bozduğu ve yüzeyde portakal kabuğu etkisini tetiklediği söylenebilir. Nitekim, bu tür deformasyona bağlı olarak taneler arasında seviye farkları da oluşmakta ve yüzey pürüzlülüğü artmaktadır. Portakal kabuğu etkisi tanelerin kristalografik yönelmelerinden kaynaklanan komşu taneler arasındaki deformasyon uyumsuzluğunun bir sonucu olarak meydana geldiği söylenebilir [147,148].

Numunenin geçiş bölgesinin (2. bölgenin) ve bu bölgede meydana gelen çatlakların detay görüntüleri ise Şekil 34’de verilmiştir. Şekil 34’de 2 nolu bölgede meydana gelen çatlakların genel olarak taneleri keserek ilerlediği görülmektedir. Mikro-boşluk çekirdeklenmesi ve büyümesiyle oluşan lokal deformasyonun bu oluşumu meydana

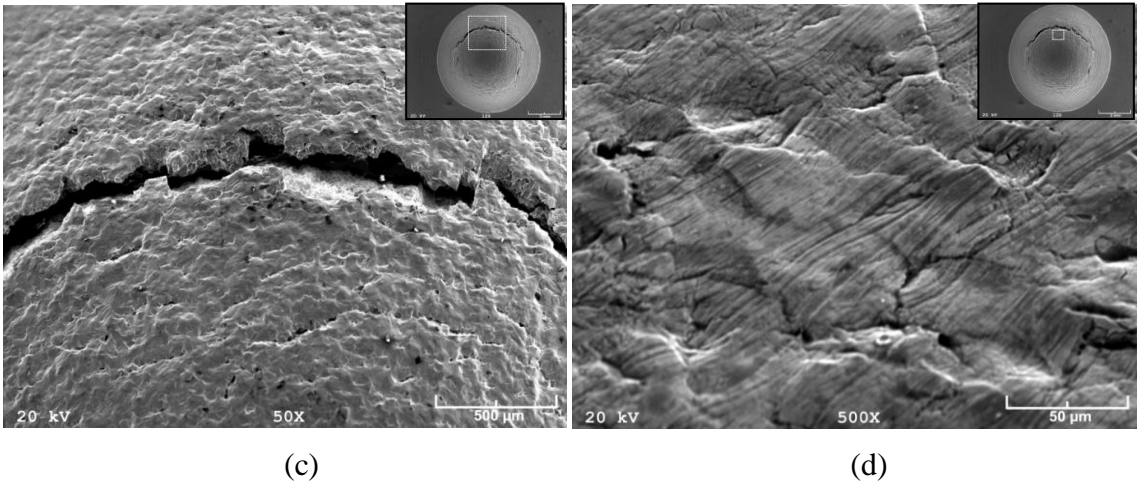
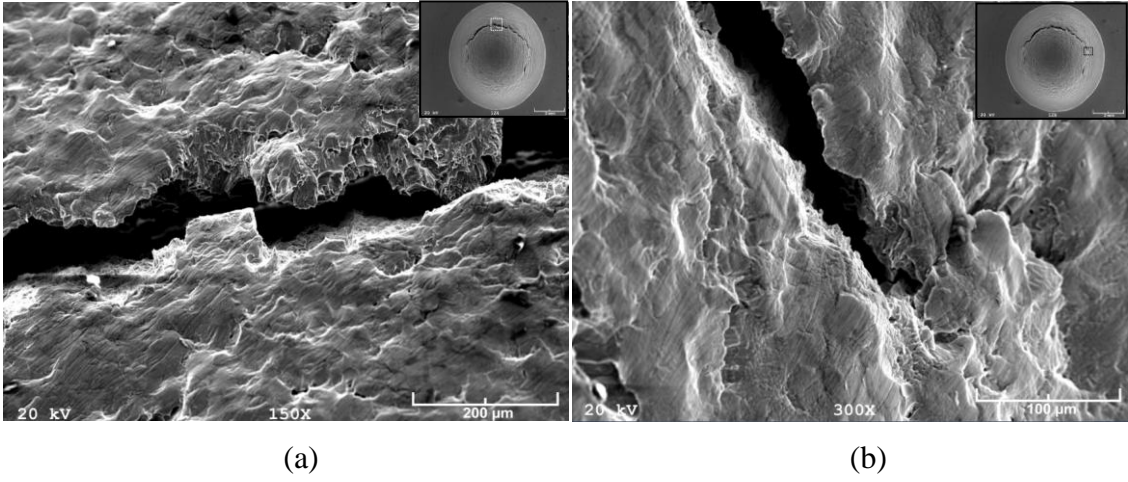
getirdiği söylenbilir. Çatlağın taneleri keserek ilerlemesi, oluşan mikro kayma batlarının dikine kesilmesinden de açıkça görülmektedir. Şekil 35 ise deforme edilen numunenin 3 nolu bölgesine ait SEM görüntülerini vermektedir. Bu Şekilden, geçiş alt bölgesinin geçiş bölgesine göre daha pürüzsüz bir yüzeye sahip olduğu görülmektedir. Ayrıca, basma bölgesinde belirgin bir Şekil değişiminin oluşmadığı ve yüzeyin genel olarak ilk durumunu koruduğu söylenbilir.



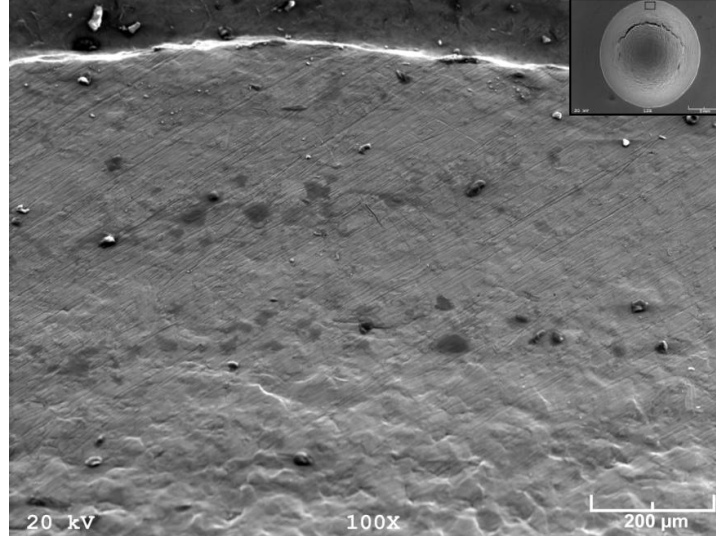
Şekil 32. İşlemsiz (0P) titanyuma uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü.



Şekil 33. İşlemsiz (0P) titanyuma uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X200 büyütme, (b) X500 büyütme



Şekil 34. İşlemsiz (0P) titanyuma uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X150, (b) X300, (c) X50, (d) X500 büyütme



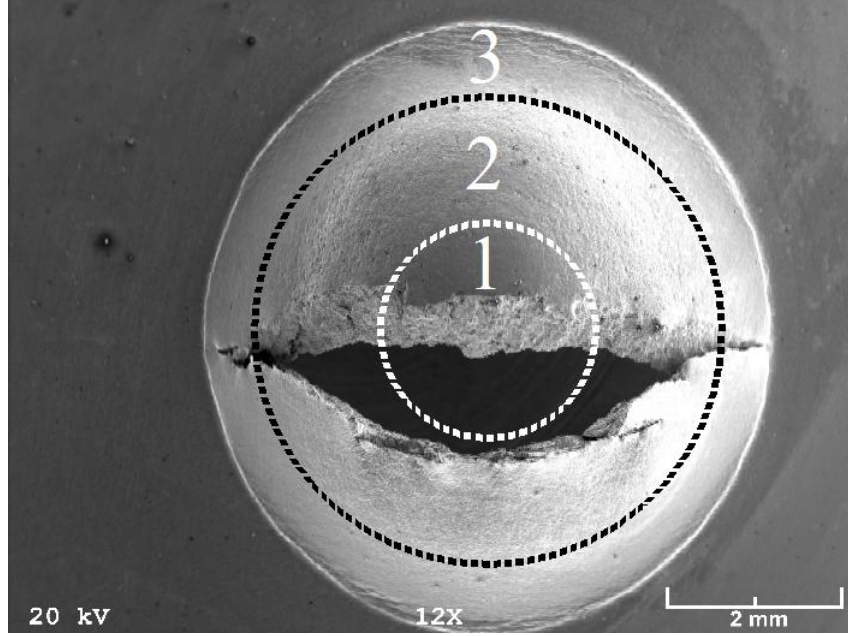
Şekil 35. İşlemsiz (0P) titanyuma uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüsü

3.3.2.2. EKAE Sonrası Durum

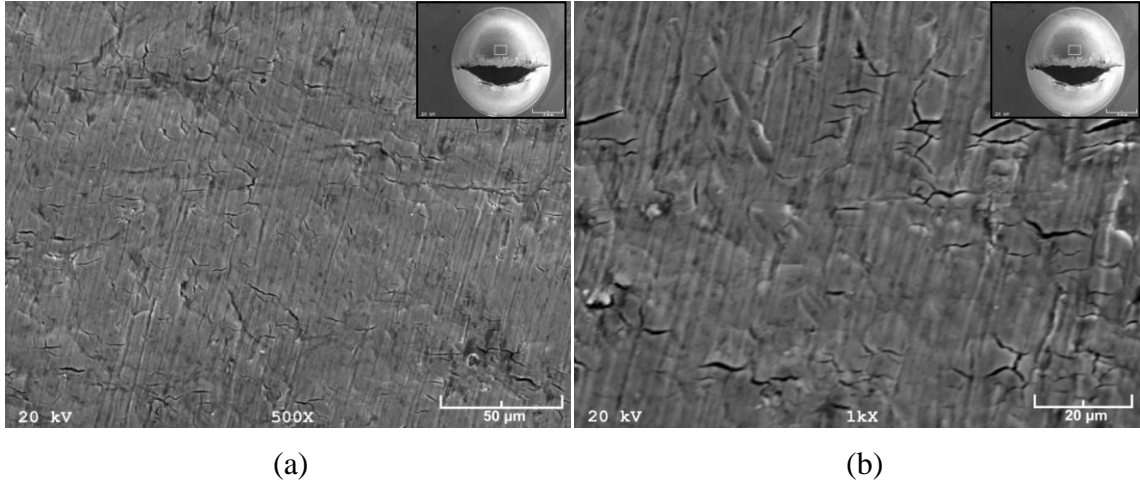
Bir pasoluk EKAE işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumun genel yüzey morfolojisini gösteren SEM resmi Şekil 36’da verilmiştir. Bu şekilden, tek pasoluk (1P) numunenin yüzeylerinde Erichsen testi sonucu yine işlemsiz numunelerde olduğu gibi üç farklı bölgenin oluştuğu görülmektedir. Ancak, düşük defoprmasyon oranı sonrası çok etkin bir yırtılmanın oluştuğu dikkati çekmektedir. Bu yüzeyin 1 nolu bölgesine ait detay görüntüsü Şekil 37’de görülmektedir. Bu şekilden, tek pasoluk (1P) numunenin tepe bölgesinde (1. bölge) tanelerin küçülmüş ve tane sınırlarının belirginsizleşmiş olduğu söylenebilir. Ayrıca, bu bölgede çok sayıda mikro çatlakların da oluştuğu görülmektedir.

Bir pasoluk numuneye ait geçiş bölgesinin (2. bölgenin) ve bu bölgede meydana gelen çatlağın detay görüntüleri Şekil 38 ve 39’da görülmektedir. Şekil 38’de 2 nolu bölgede meydana gelen çatlağın tane içi kırılma sonucu oluştuğu görülmektedir. Çatlak yolunda deformasyon (kayma) bandlarının oluşumu bu sonucu doğrulamaktadır (Şekil 38(a)). Bir paso sonrası numune yüzeyinde erken çatlağın oluştuğu ve bunun belli bir açıda ilerlediği dikkati çekmektedir (Şekil 38). Ayrıca, uygulanan bir pasoluk EKAE işlemi sonrasında çatlağın çok geniş ve tüm bölgelerden geçen kesitte gerçekleştiği görülmektedir (Şekil 38). Bu durum 1 pasoluk işlem sonrası titanyumun şekillendirilebilme özelliğinin olumsuz etkilendiğini göstermektedir.

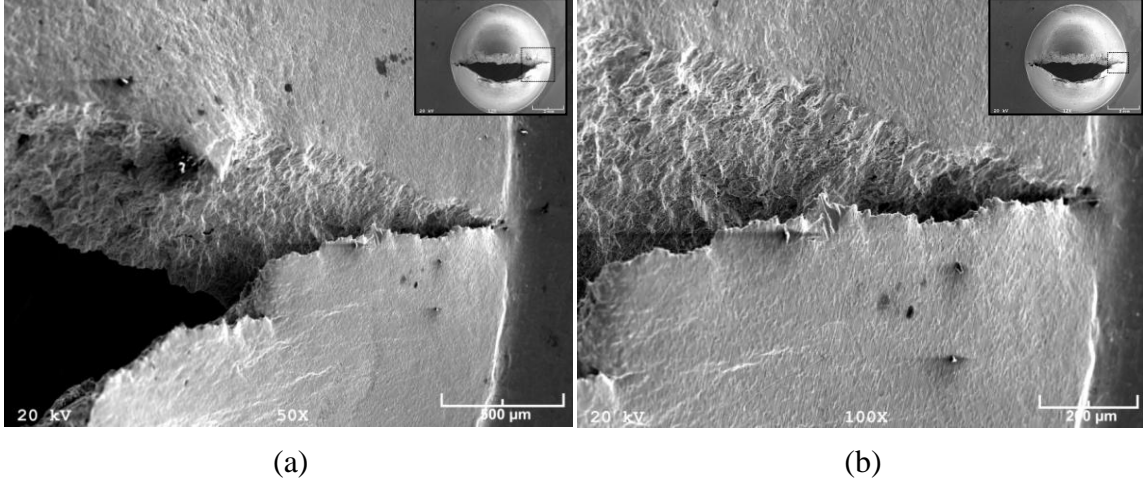
Bir pasoluk numuneye ait 3 nolu bölgenin (geçiş alt bölgesinin) detay görünümü ise Şekil 39(a)'da verilmiştir. Bu şekilden, geçiş alt bölgesinin geçiş bölgesine göre daha pürüzsüz bir yüzeye sahip olduğu ve çok az oranda deformasyonun olduğu söylenebilir.



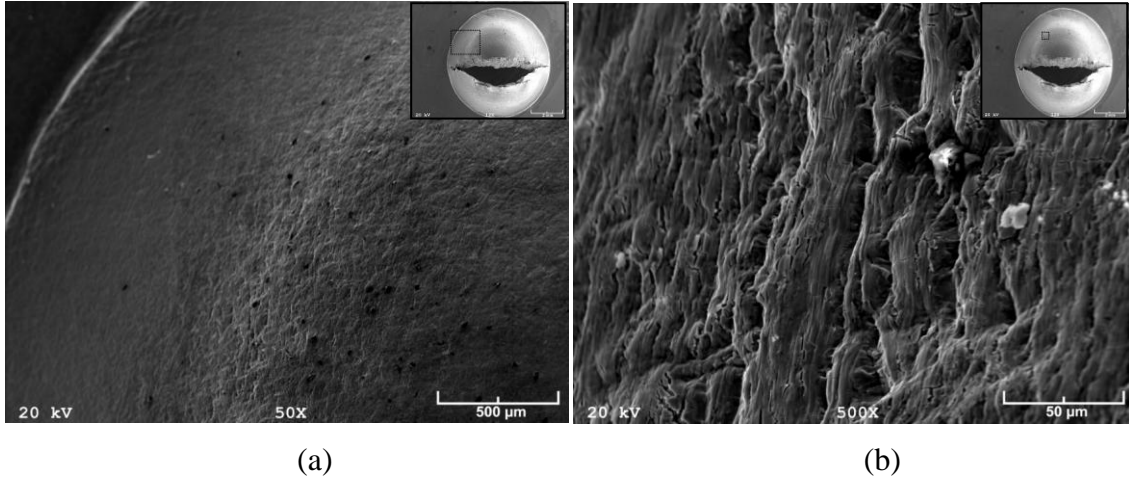
Şekil 36. Bir pasoluk EKAE numunesine uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü.



Şekil 37. Bir pasoluk EKAE işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X500 büyütme, (b) X1000 büyütme

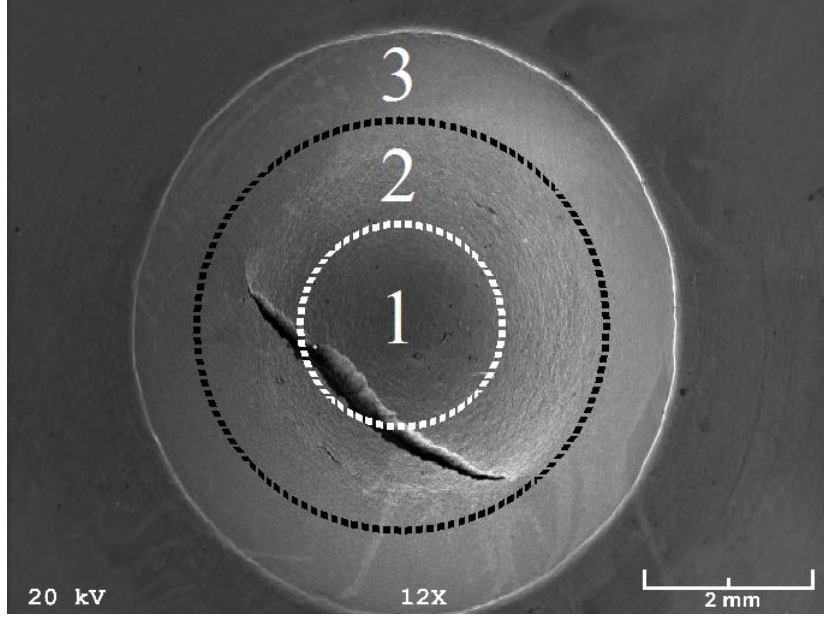


Şekil 38. Bir pasoluk EKAЕ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X50 büyütme, (b) X100 büyütme



Şekil 39. Bir pasoluk EKAЕ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme

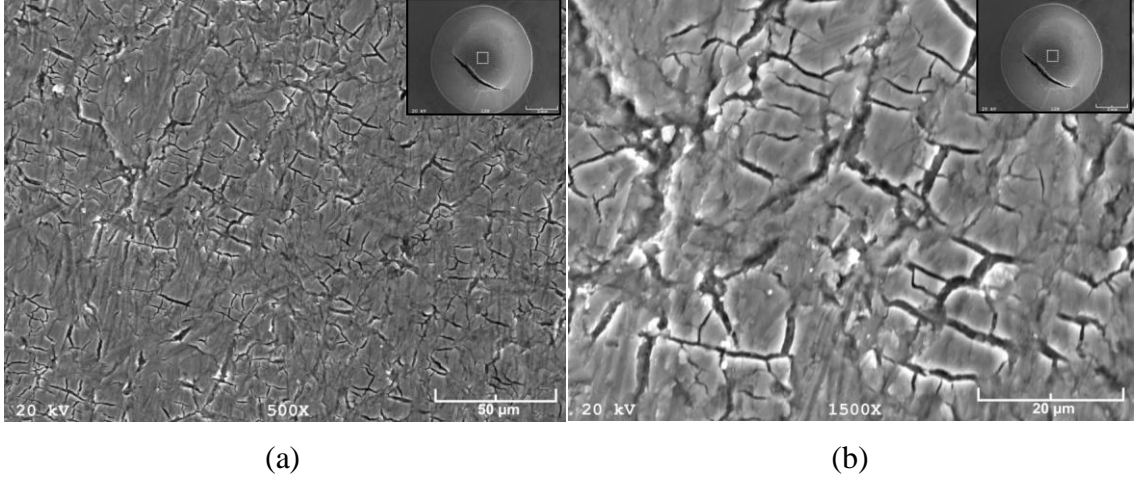
Rota-Bc'de uygulanan 2 pasoluk EKAЕ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumun genel yüzey morfolojisini gösteren SEM resmi Şekil 40'da verilmiştir. Deforme olan yüzeyde oluşan 1 nolu bölgenin detay görünümü ise Şekil 41'de görülmektedir. Bu şekilden, rota-Bc'de 2 pasoluk (2Bc) numunenin tepe bölgesinde (1. bölge) taneler küçülmüş olduğu ve tane sınırlarının kaybolduğu (Şekil 41) görülmektedir. Ayrıca, bir paso sonrası olduğu gibi bu bölgede de yoğun bir şekilde mikro çatlakların oluştuğu izlenmektedir.



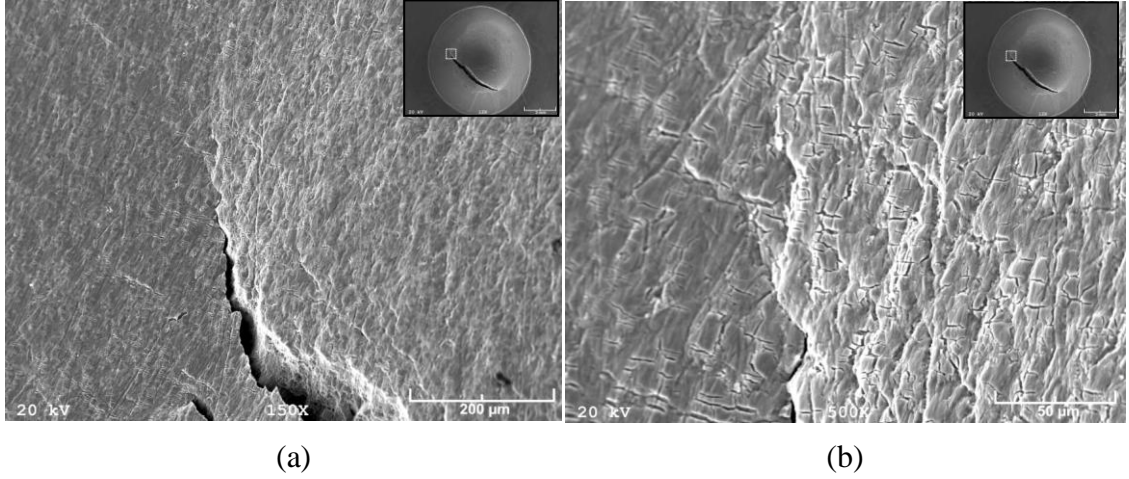
Şekil 40. Rota-Bc’de 2 pasoluk EKAİ işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü.

2Bc sonrası durumda, geçiş bölgesinin (2. bölgenin) ve bu bölgede meydana gelen çatlakların detay görüntüleri ise Şekil 42 ve 43’de görülmektedir. Şekil 42 (a)’da 2 nolu bölgede meydana gelen çatlakların tane içi kırılma sonucu oluştuğu görülmektedir. Yine, çatlak yolunda deformasyon (kayma) bantlarının oluşumu bu sonucu doğrulamaktadır. Bu numunenin yüzeyinde portakal kabuğu etkisinin belirginleştiği görülmektedir.(Şekil 43). Nitekim, rota-Bc’de 2 pasoluk (2Bc) numunenin geçiş bölgesinin yüzeyinde portakal kabuğu formunda pürüzlü yapı işlemsiz numuneye göre azalmaktadır (Şekil 43) [147].

2Bc numunesine ait deforme olan 3 nolu bölgenin (geçiş alt bölgesinin) görünümü Şekil 43 (a)’da verilmiştir. Bu şekilden, geçiş alt bölgesinin geçiş bölgesine göre daha pürüzsüz bir yüzeye sahip olduğu görülmektedir.



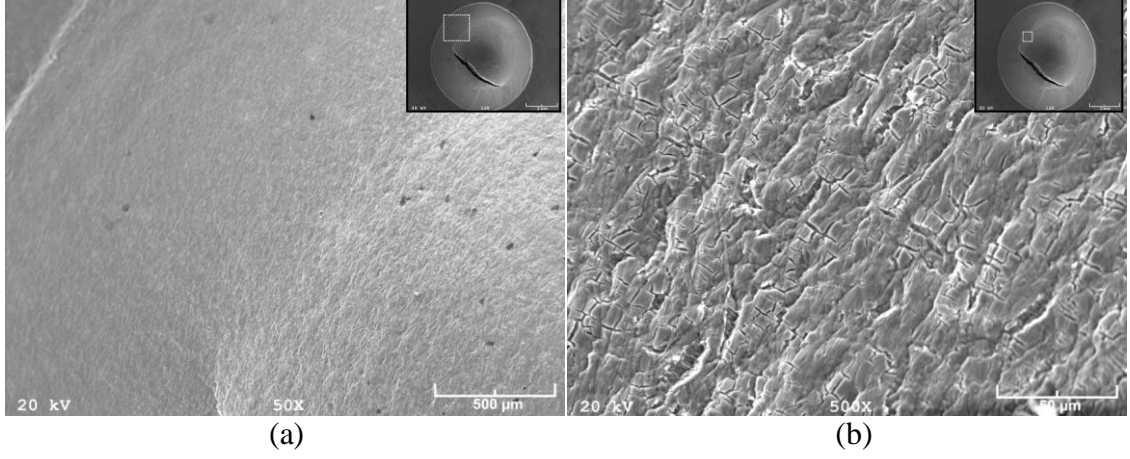
Şekil 41. Rota-Bc’de gerçekleştirilen 2 pasoluk EKAİ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X500 büyütme, (b) X1500 büyütme



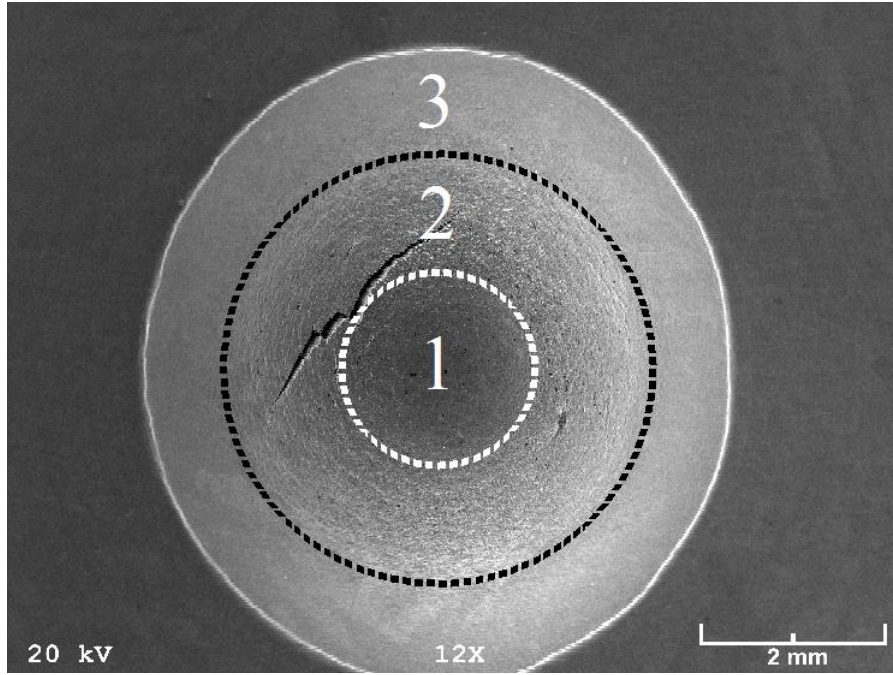
Şekil 42. Rota-Bc’de gerçekleştirilen 2 pasoluk EKAİ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X150 büyütme, (b) X500 büyütme

Rota-Bc’de uygulanan 3 pasoluk EKAİ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumun genel yüzey morfolojisini gösteren SEM resmi Şekil 44’de verilmiştir. Bu şekilden 3 pasoluk (3Bc) numunenin yüzeylerinde Erichsen testi sonucu oluşan 1 nolu bölgenin detay görünümü ise Şekil 45’de görülmektedir. Bu şekilden, rota-Bc’de 3 pasoluk (3Bc) numunenin tepe bölgesinde (1. bölge) tane sınırlarının kaybolduğu makro ölçekte oluşan portakal kabuğu etkisinin büyük ölçüde ortadan kalktığı söylenebilir. Ancak, diğer pasolarda olduğu gibi yine yüzeyde yaygın bir şekilde mikro çatlakların oluştuğu

görülmektedir. Ayrıca bunların boyutlarının küçüldüğü, ancak sayılarının arttığı da izlenmektedir (Şekil 45).



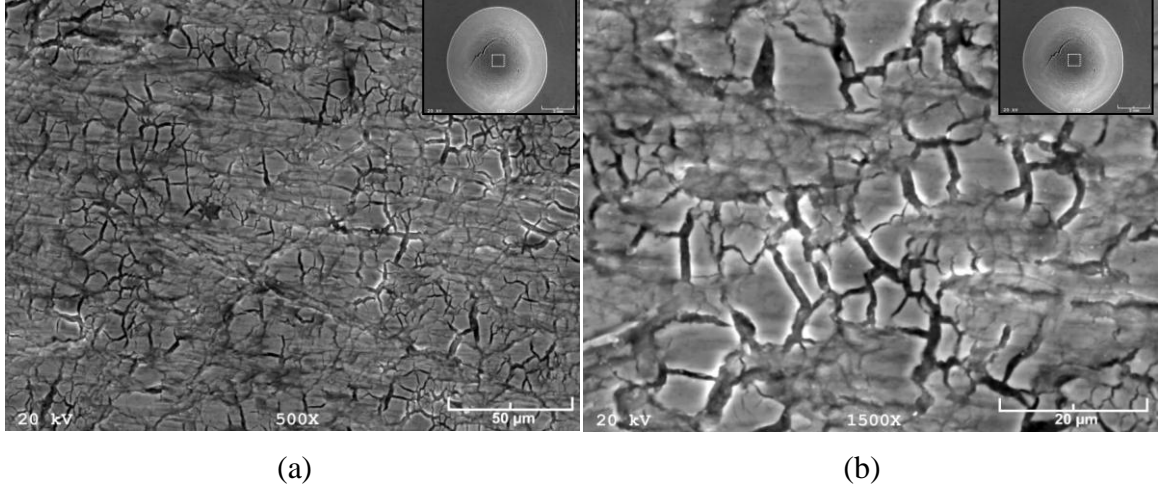
Şekil 43. Rota-Bc’de gerçekleştirilen 2 pasoluk EKAİ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme



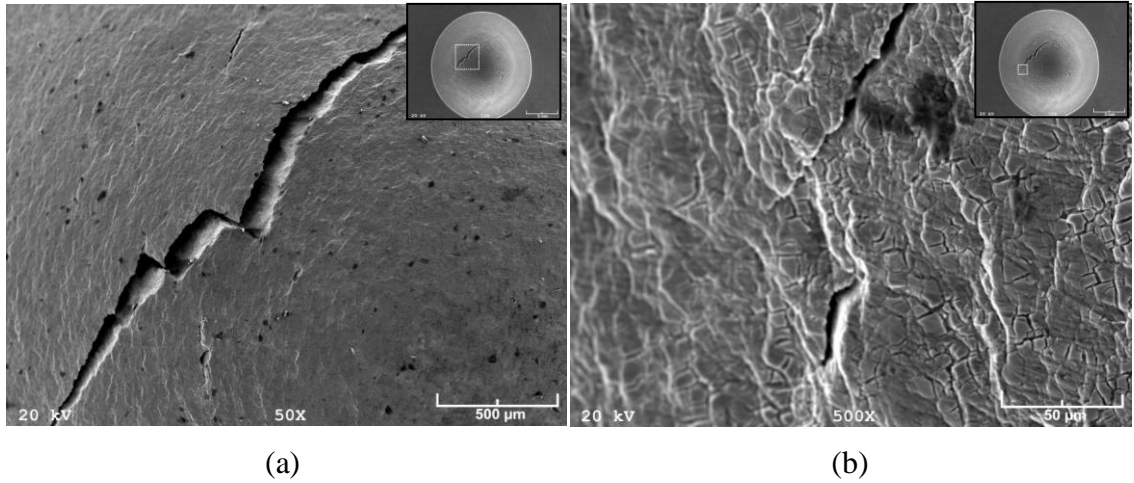
Şekil 44. Rota-Bc’de 3 pasoluk EKAİ işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü.

Üç paso sonrası (3Bc) deforme edilen numunenin geçiş bölgesinin (2. bölgenin) ve bu bölgede meydana gelen çatlakın detay görüntüleri ise Şekil 46 ve 47’de verilmiştir.

Şekil 46 (a)'da 2 nolu bölgede meydana gelen çatlak zig-zag yaparak ilerlemektedir. Ayrıca yine bu bölgede portakal kabuğu etkisinin de belirsizleştiği görülmektedir (Şekil 47).



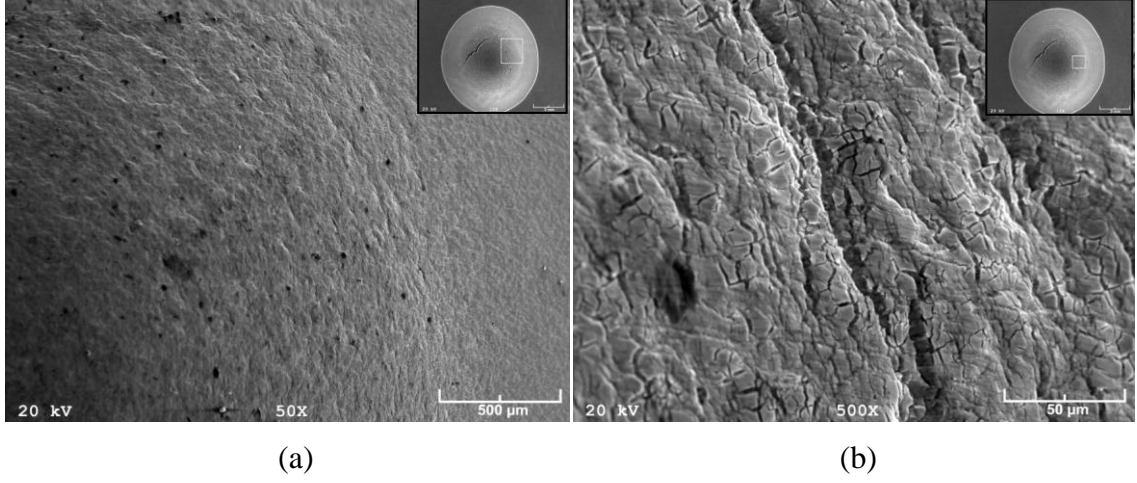
Şekil 45. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 3 pasoluk EKAЕ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X500 büyütme, (b) X1500 büyütme



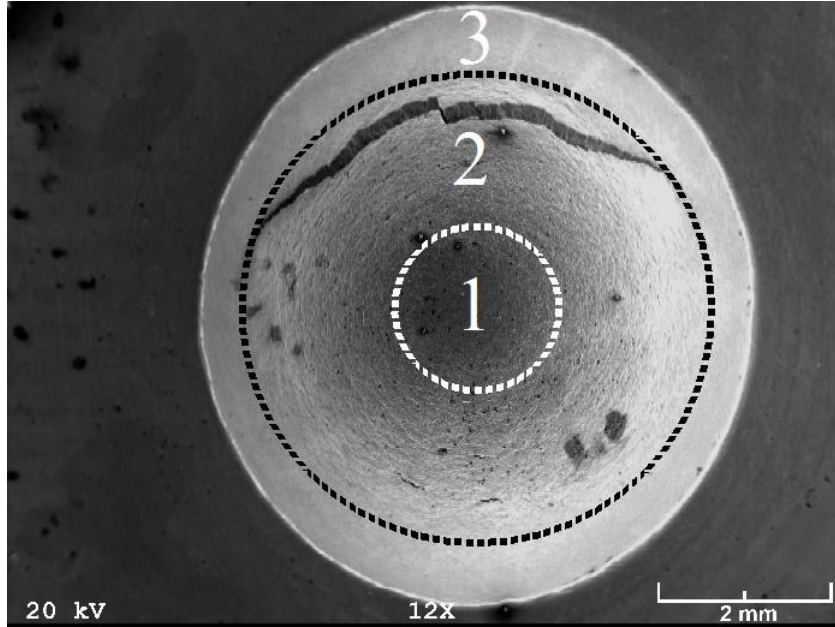
Şekil 46. Rota-Bc'de gerçekleştirilen 3 pasoluk EKAЕ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme

Rota-Bc'de uygulanan 4 pasoluk (4Bc) EKAЕ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumun genel yüzey morfolojisini gösteren SEM resmi Şekil 48'de verilmiştir. Bu şekilden, 4 pasoluk (4Bc) numunenin yüzeylerinde Erichsen testi sonucu oluşan 1

nolu bölgenin detay görünümü ise Şekil 49’da görülmektedir. Bu resimden, dört paso sonrası numunenin tepe bölgesinde oluşan küçük çatlakların sayısının daha da arttığı görülmektedir (Şekil 49).



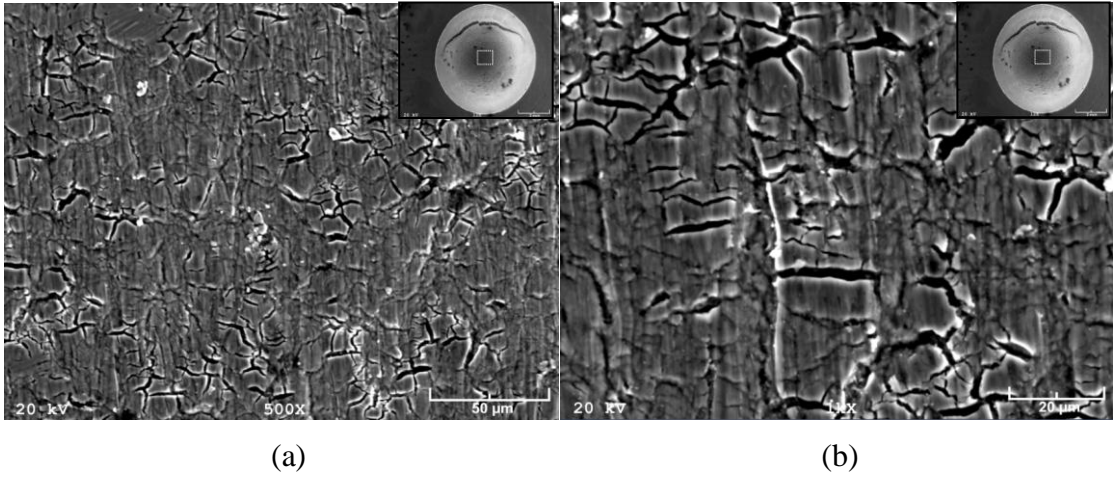
Şekil 47. Rota-Bc’de gerçekleştirilen 3 pasoluk EKAЕ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme



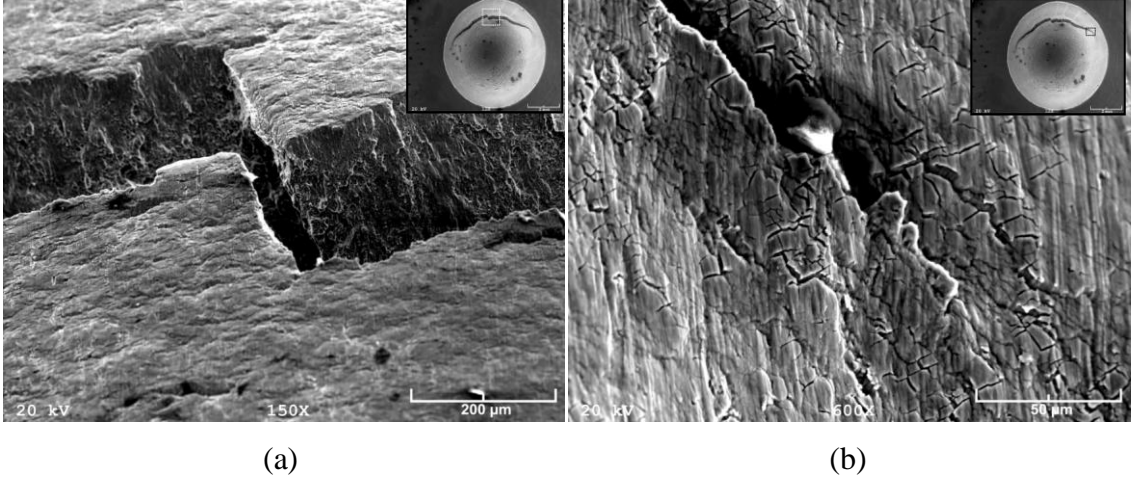
Şekil 48. Rota-Bc’de 4 (4Bc) pasoluk EKAЕ işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü.

4Bc numunesine ait geçiş bölgesinin (2. bölgenin) ve bu bölgede meydana gelen çatlağın detay görüntüleri ise Şekil 50 ve 51’de görülmektedir. Şekil 50 (a), 2 nolu bölgede meydana gelen çatlağın zig-zag şeklinde meydana geldiğini göstermektedir. Bu bölgede ana çatlağın küçük çatlakların birleşmesiyle meydana geldiği de söylenebilir. Şekil 50 (b)’den anlaşılacağı üzere, çatlak başlangıcında birçok mikro çatlak ana çatlağın ilerlemesine yardımcı olacak şekilde (ana çatlak doğrultusunda) konumlanmıştır. Şekil 51(a)’da daha düz yüzeyden pürüzlü yüzeye geçiş bölgesi gösterilmektedir. Bu bölge, deformasyon bandları ile şekillenmiş geçiş bölgesidir (2. bölge). Şekil 51(b)’de meydana gelen mikro kayma bandları sonucu yüzeyin pürüzlü bir yapıda olduğu görülmektedir. Bu numunenin yüzeyinde portakal kabuğu etkisinin az da olsa oluştuğu görülmektedir. Ayrıca bu bölgede, tıpkı tepe gölgesinde olduğu gibi mikro çatlakların da oluşmaya başladığı söylenebilir.

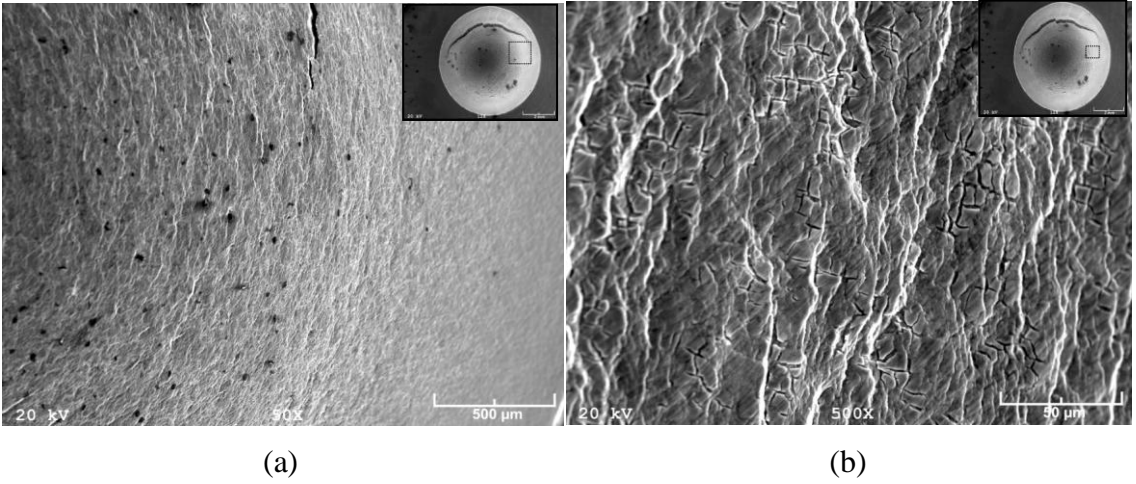
4Bc numunesine ait 3 nolu bölgenin (geçiş alt bölgesinin) görünümü ise Şekil 48’de verilmiştir. Bu şekilden geçiş alt bölgesinin geçiş bölgesine göre daha pürüzsüz bir yüzeye sahip olduğu görülmektedir. 3. Bölgede, mikro çatlak oluşumunun daha düşük oranda meydana geldiği söylenebilir.



Şekil 49. Rota-Bc’de gerçekleştirilen 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X500 büyütme, (b) X1000 büyütme



Şekil 50. Rota-Bc’de gerçekleştirilen 4 pasoluk EKAIE işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X150 büyütme, (b) X600 büyütme

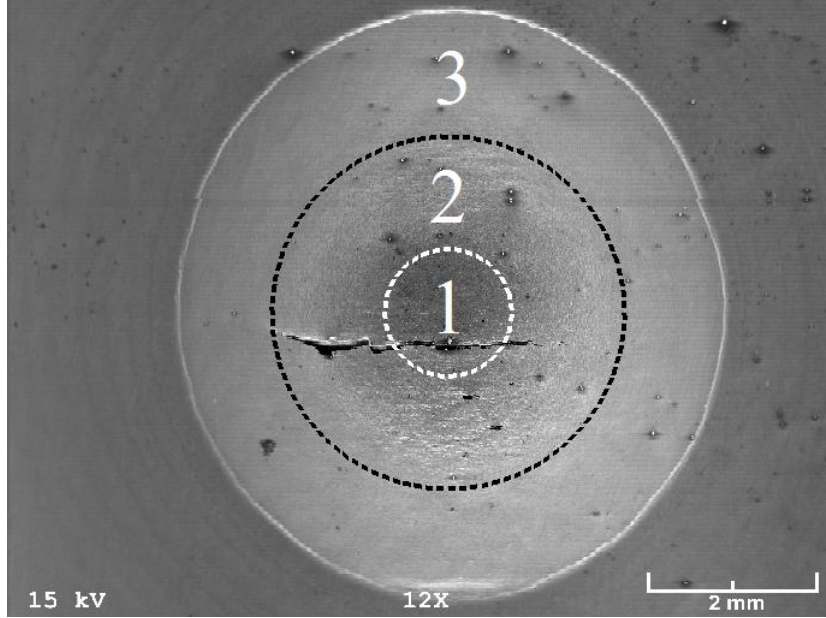


Şekil 51. Rota-Bc’de gerçekleştirilen 4 pasoluk EKAIE işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme

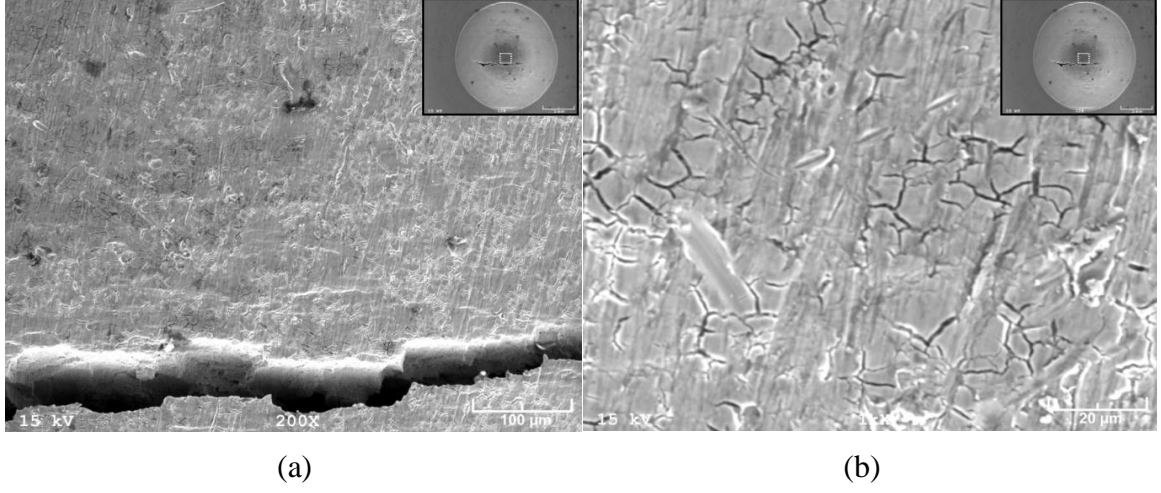
Rota-A’da uygulanan 4 pasoluk (4A) EKAIE işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumun genel yüzey morfolojisini gösteren SEM resmi Şekil 52’de verilmiştir. Bu şekilden, 4 pasoluk (4A) numunenin yüzeylerinde Erichsen testi sonucu; sırasıyla yine tepe (1. bölge), geçiş(2. bölge) ve geçiş alt bölgesi (3. bölge) olmak üzere üç ana bölgenin oluştuğu görülmektedir (Şekil 52). Bir nolu bölgenin büyük ölçekli detay görünümü ise Şekil 53’de görülmektedir. Rota-Bc’den farklı olarak, bu bölgede de ana çatlakın etkili olduğu ve yine mikro çatlakların bütün yüzeyde bulunduğu görülmektedir.

4A numunene ait geçiş bölgesinin (2. bölgenin) ve bu bölgede meydana gelen çatlağın detay görüntüleri Şekil 54 ve 55’de görülmektedir. Şekil 54’de, 2 nolu bölgede meydana gelen çatlağın yine zig-zag şeklinde bir ilerleme gösterdiği izlenmektedir. Ayrıca bu bölge deformasyon bantları ile şekillenmiş geçiş bölgesidir (2. bölge). Bu bölgede de tıpkı tepe gölgesinde olduğu gibi mikro çatlaklar görülmektedir. Ancak, bu bölgede portakal kabuğu görünümündeki pürüzlü yapıya rastlanmamaktadır.

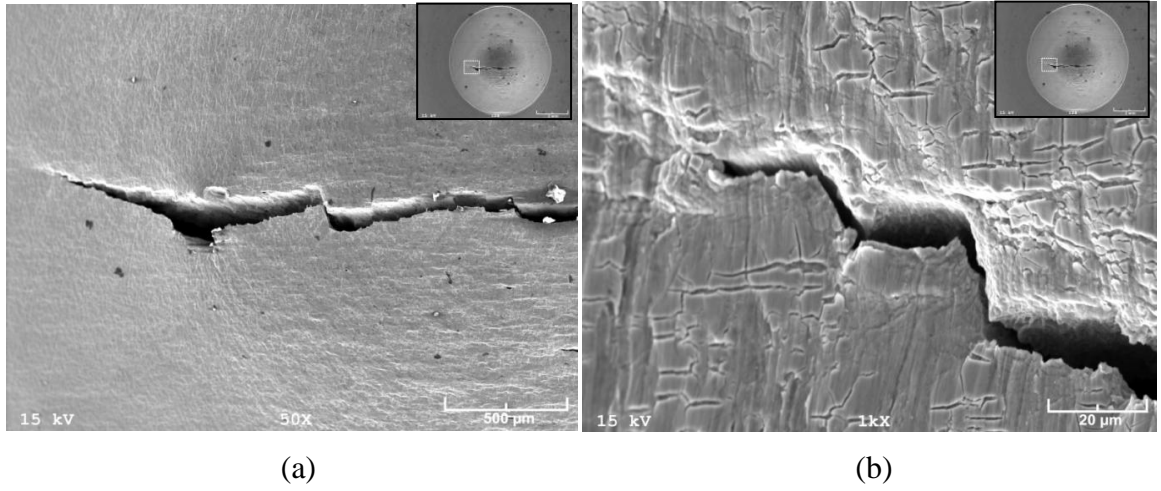
4A numunesine ait 3 nolu bölgesinin (geçiş alt bölgesinin) görünümü Şekil 52’de verilmiştir. Bu şekilden geçiş alt bölgesinin geçiş bölgesine göre daha pürüzsüz bir yüzeye sahip olduğu görülmektedir. Ayrıca, yine bu bölgede deformasyon etkisinin basma yüzeyine doğru azaldığı da dikkati çekmektedir.



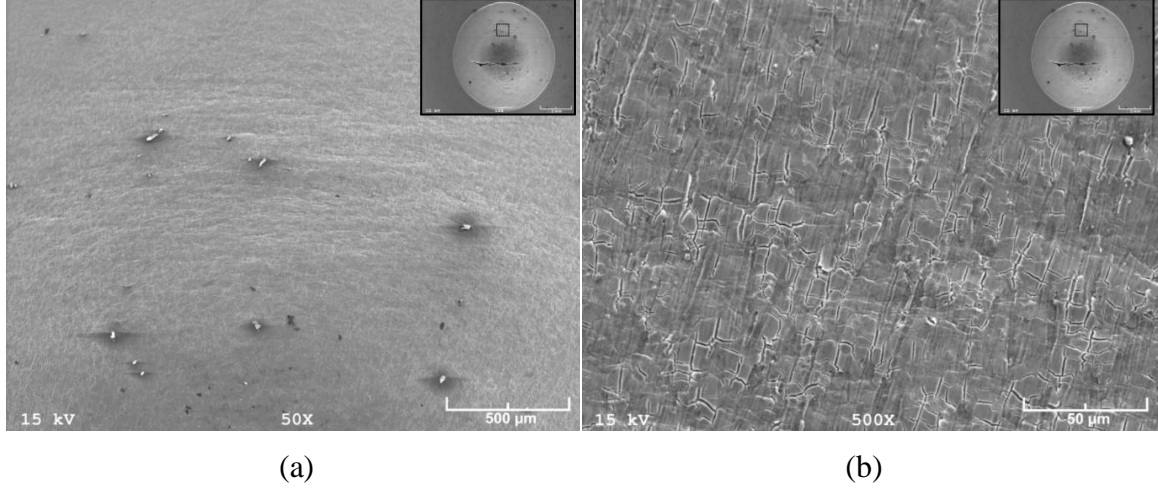
Şekil 52. Rota-A’da 4 pasoluk (4A) EKAE işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü.



Şekil 53. Rota-A’da gerçekleştirilen 4 pasoluk (4A) EKAET işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X200 büyütme, (b) X1000 büyütme



Şekil 54. Rota-A’da gerçekleştirilen 4 pasoluk (4A) EKAET işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X50 büyütme, (b) X1000 büyütme

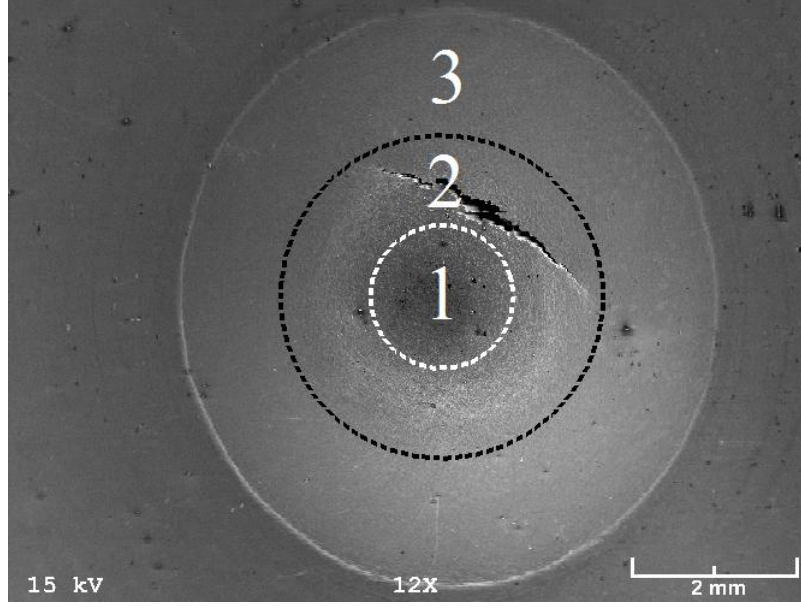


Şekil 55. Rota-A’da gerçekleştirilen 4 pasoluk (4A) EKAİ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme

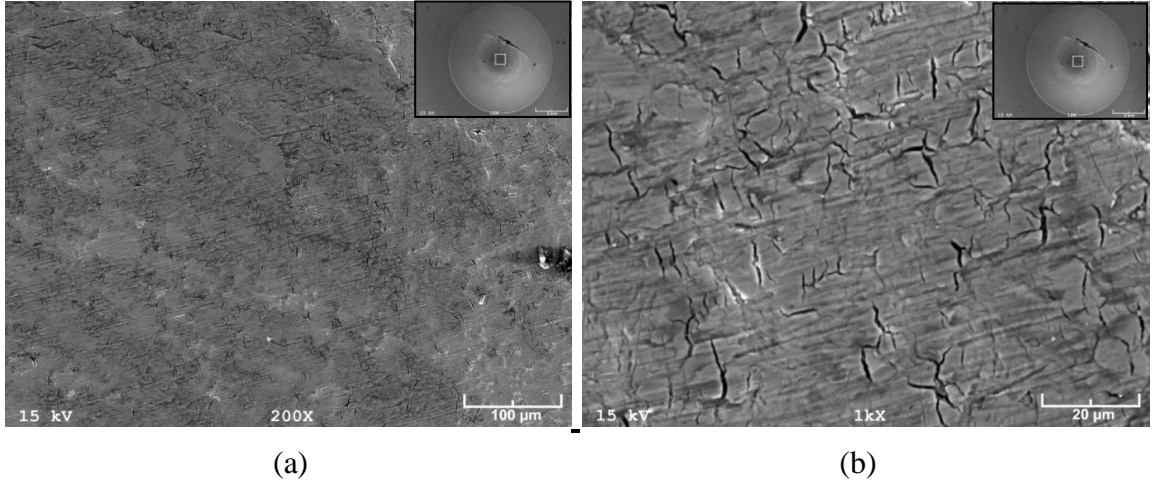
Rota-E’de uygulanan 4 pasoluk (4E) EKAİ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumun genel yüzey morfolojisini gösteren SEM resmi Şekil 56’da verilmiştir. Bu şekilden, 4 pasoluk (4E) numunenin yüzeylerinde Erichsen testi sonucu; sırasıyla tepe (1. bölge), geçiş(2. bölge) ve geçiş alt bölgesi (3. bölge) olmak üzere üç ana bölgenin oluştuğu görülmektedir (Şekil 56). Bir nolu bölgenin detay görünümü ise Şekil 57’de görülmektedir. Bu resimden, yüzeyde portakal kabuğu etkisinin oluşmadığı ve çatlak oluşumunun ise nispeten daha az olduğu dikkati çekmektedir.

4E numunesine ait geçiş bölgesinin (2. bölgenin) ve bu bölgede meydana gelen çatlağın detay görüntüleri ise Şekil 58 ve 59’da görülmektedir. Şekil 58’de 2 nolu bölgede meydana gelen çatlağın yine zig-zag şeklinde bir yol izlediği görülmektedir. Bu bölgede tıpkı tepe bölgesinde olduğu gibi mikro çatlaklar görülmektedir (Şekil 59(b)).

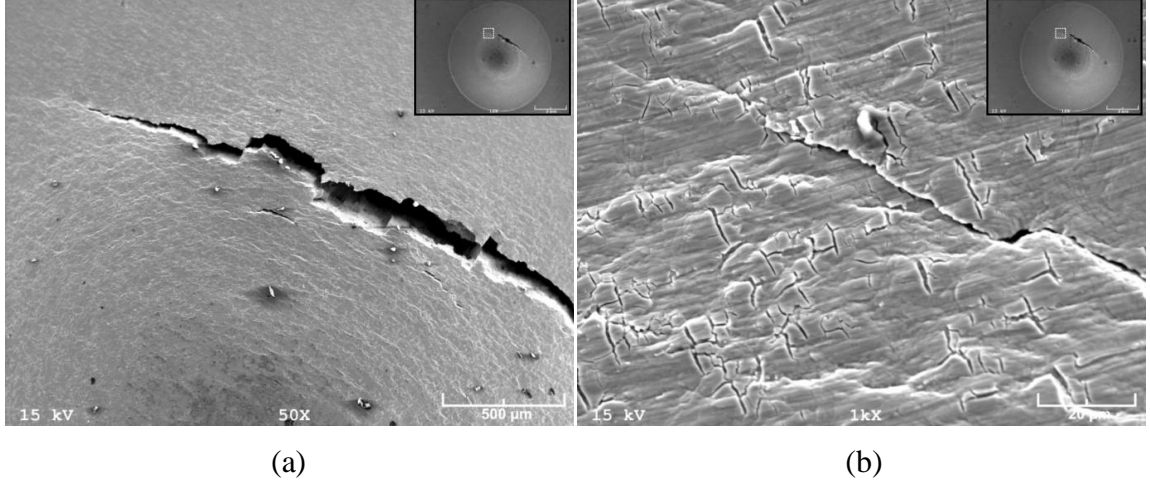
4E numunesine ait 3 nolu bölgenin (geçiş alt bölgesinin) görünümü Şekil 56’da verilmiştir. Bu şekilden daha pürüzsüz bir yüzeye sahip olduğu görülmektedir. Tepe bölgesindeki mikro çatlak oluşumu bu bölgede görülmemektedir.



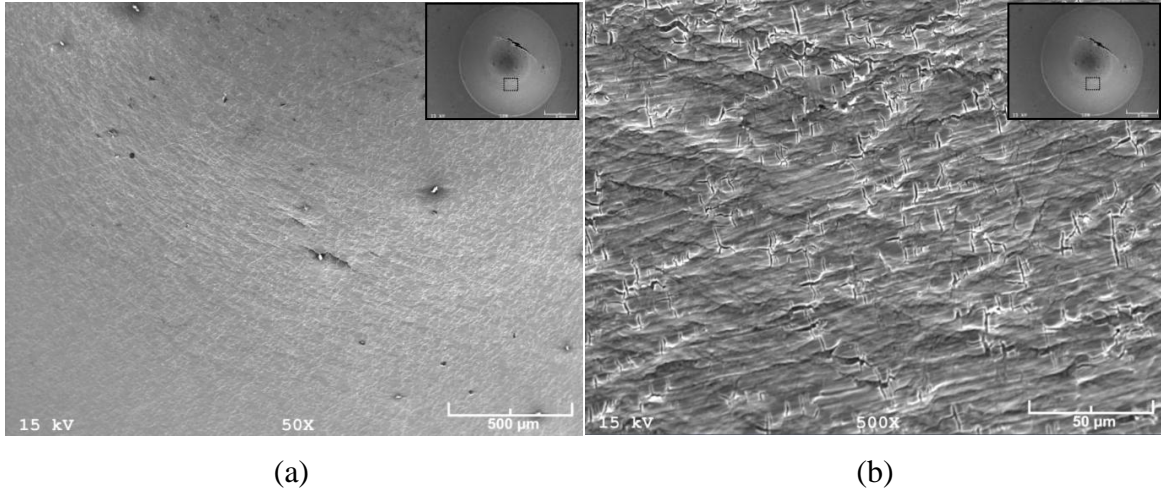
Şekil 56. Rota-E'de 4 pasoluk (4E) EKAЕ işlemi sonrası uygulanan Erichsen deneyi sonrası ortaya çıkan yüzeye ait SEM görüntüsü.



Şekil 57. Rota-E'de gerçekleştirilen 4 pasoluk (4E) EKAЕ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 1. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X200 büyütme, (b) X1000 büyütme



Şekil 58. Rota-E’de gerçekleştirilen 4 pasoluk (4E) EKAЕ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 2. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X50 büyütme, (b) X1000 büyütme

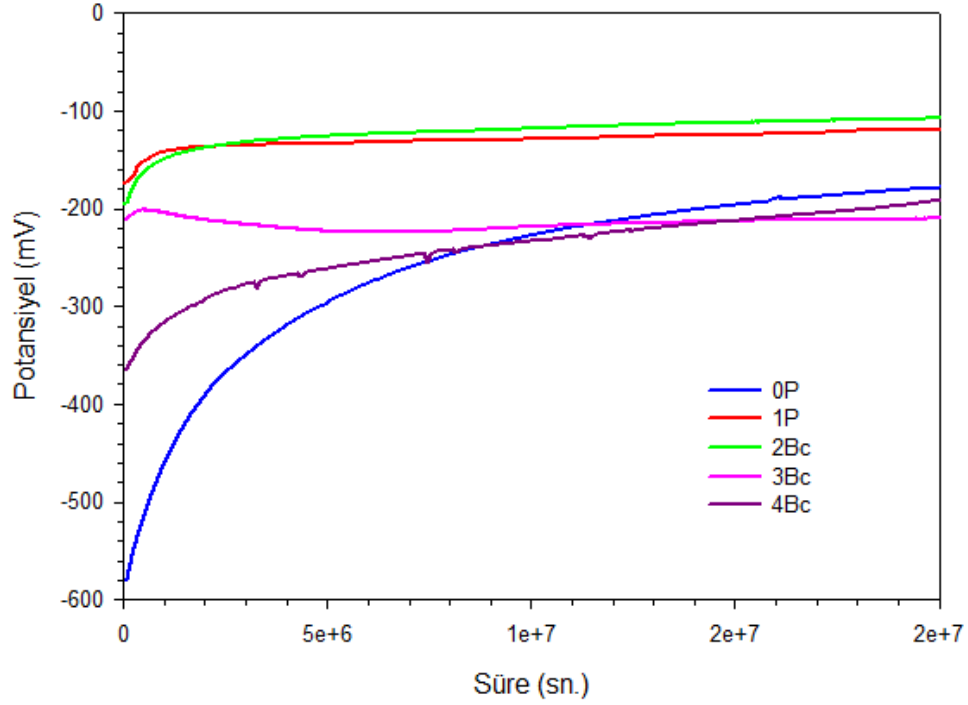


Şekil 59. Rota-E’de gerçekleştirilen 4 pasoluk (4E) EKAЕ işlemi sonrası Erichsen testine tabi tutulan titanyumda oluşan yüzeyin 3. bölgesine ait detay görüntüleri: (a) X50 büyütme, (b) X500 büyütme

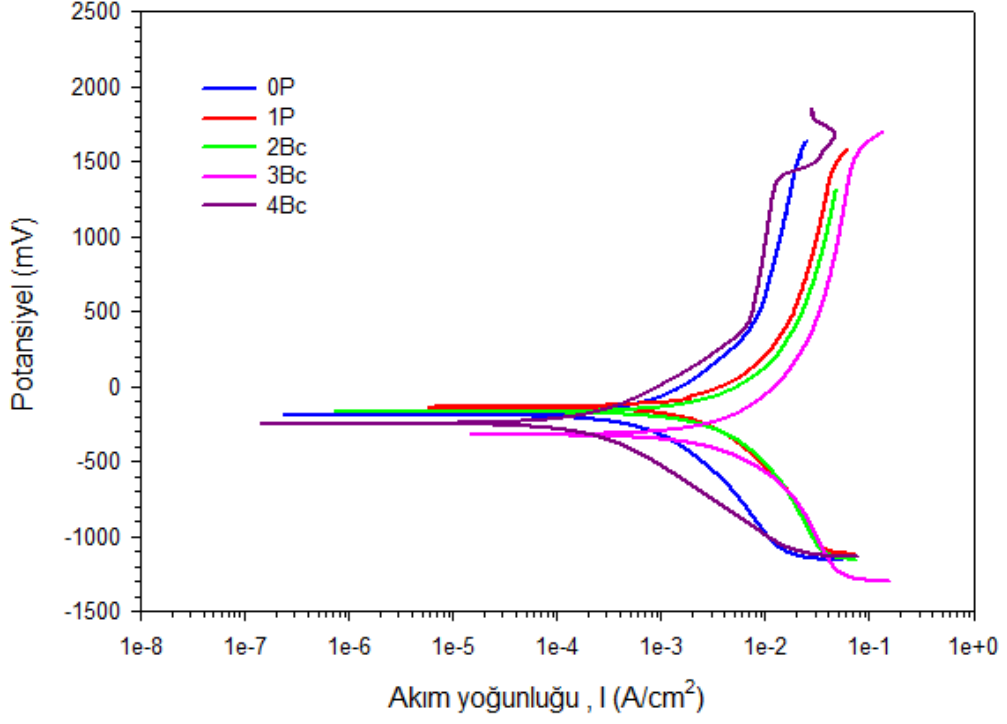
3.4. Korozyon Testleri

Korozyon deneyleri, her bir numune için dörder defa olmak üzere polarizasyon eğrileri birbirlerini doğrulayncaya kadar tekrar edilmiştir. Şekil 60’dan görüldüğü gibi denge potansiyeline (Ekor) ulaşıldıktan sonra bu eğrilerden yola çıkılarak potansiyodinamik eğrilerinin potansiyel tarama aralığı belirlendi. Şekil 60’da işlemsiz ve rota-Bc’de farklı pasolarda EKAЕ işlemine tabi tutulmuş saf titanyumun %3,5’luk NaCl

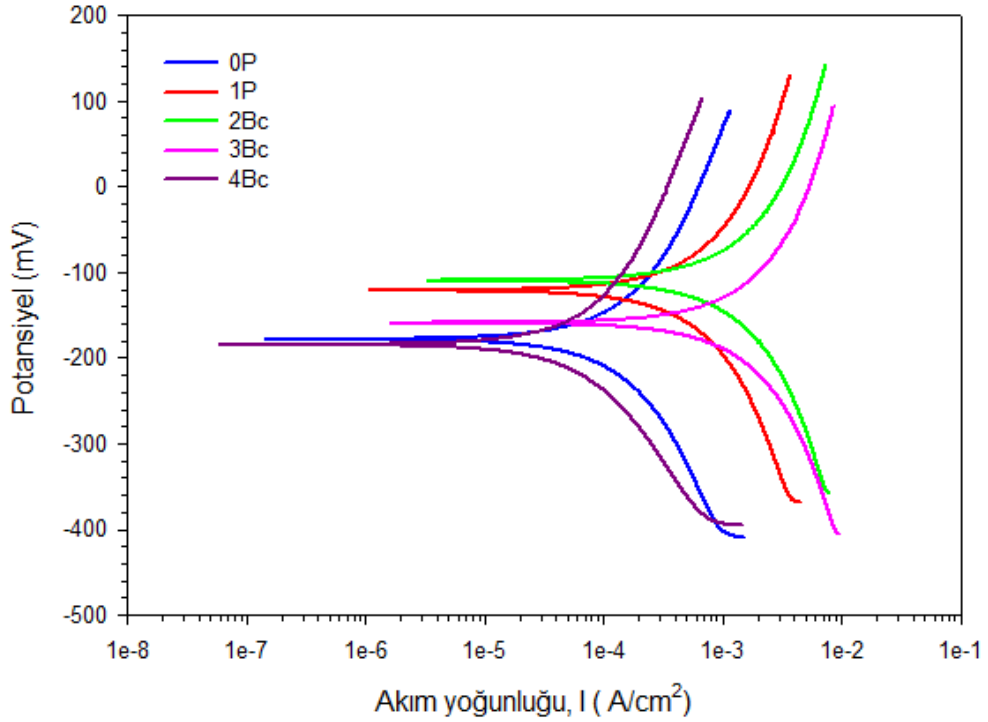
çözeltisindeki süreye bağlı potansiyel eğrileri görülmektedir. Şekil 61’de aşırı plastik deforme edilen ultra ince taneli grade-2 saf titanyumun %3,5 NaCl çözeltisi içerisindeki tarama eğrileri verilmiştir. Şekil 61’de potansiyodinamik polarizasyon eğrileri, -1,0’ dan +2,00 V’a kadar 1 mVs-1 tarama aralığında katodikten anodik yöne doğru potansiyeli tarayarak kaydedilmiştir. Tablo 6’da tafel tarama eğrilerinden elde edilen korozyon akım yoğunluğu (I_{cor}) ve korozyon potansiyeli (E_{corr}) değerleri verilmiştir. Elde edilen deney sonuçlarından anlaşılacağı üzere 4 pasuluk (4Bc) numuneye ait korozyon akım yoğunluğunun işlemsiz (0P) numuneye göre önemli ölçüde azaldığı tespit edilmiştir.



Şekil 60. Devreden hiç akım geçmezken ölçülen açık devre potansiyeli (O_{cp}) eğrileri.



Şekil 61. İşlemsiz ve rota-Bc'de farklı pasolarda EKAE işlemine tabi tutulmuş saf titanyumun %3,5'luk NaCl çözeltisindeki potansiyodinamik tarama eğrileri.



Şekil 62. İşlemsiz ve rota-Bc'de farklı pasolarda EKAE işlemine tabi tutulmuş saf titanyumun %3,5'luk NaCl çözeltisindeki tafel eğrileri

İşlemsiz saf titanyum için elde edilen korozyon akımı $1,20 \cdot 10^{-6} \pm 9,60 \cdot 10^{-7} \text{ A/cm}^2$ aralığında iken 4Bc'nin korozyon akımı $5,61 \cdot 10^{-8} \pm 2,60 \cdot 10^{-8} \text{ A/cm}^2$ değer aralığına düşmüştür. Diğer taraftan korozyon potansiyellerinde önemli değişimler gözlenmemiştir (Tablo 6). Bu durum Şekil 62'deki tafel eğrilerinden de açıkça görülebileceği gibi 4 pasoluk EKAE işleminden geçen saf titanyum katodik bölgede pasif oksit tabakasının korozyona daha dirençli olduğu işlemsiz ve diğer deforme edilen numunelere göre daha kararlı bir yapıda olduğu anlaşılmaktadır. Çünkü katodik bölgede aynı potansiyel değerinde numunelerin çektiği akımlar farklıdır. Örneğin işlemsiz numune 286 mV da 145.5 nA lik devreden akım geçişine izin verirken 4 pasoluk numuneler aynı potansiyel değerinde 79.21 nA akıma izin vermektedir. Şekil 61'de rota-Bc de 4 pasoluk aşırı plastik deformasyon işlemi uygulanan saf titanyum soy durum açısından işlemsiz numuneye göre farklılık göstermemesine karşın korozyon bölgesinde daha düşük akım çekmiş ve yaklaşık 450 mV sonrasında pasifleşme benzeri davranış göstererek korozyon bölgesinde çekmiş olduğu akımın azaldığı görülmektedir. Artan potansiyele karşı yaklaşık 1300 mV civarında oluşan tabakanın kırılması ile sistemden geçen akım artmış ancak sonrasında tekrar pasifleşme benzeri davranış sergilemiştir (Şekil 61).

Tablo 6. İşlemsiz ve rota-Bc'de farklı pasolarda EKAE işlemine tabi tutulmuş saf titanyumun %3.5'lük NaCl çözeltisindeki denge potansiyelleri ve bu değerlere karşılık gelen akım yoğunlukları

| | Korozyon potansiyeli, E corr (mV) | Korozyon akımı, I corr (A/cm ²) |
|----|-----------------------------------|---|
| 0P | -171,6 ± 5,67 | 1,20 E-6 ± 9,60 E-7 |
| 1P | -123,6 ± 2,51 | 3,06 E-6 ± 1,41 E-6 |
| 2P | -109,3 ± 9,25 | 4,02 E-6 ± 1,32 E-6 |
| 3P | -188,4 ± 27,34 | 7,53 E-6 ± 1,34 E-6 |
| 4P | -183,3 ± 2,08 | 5,61 E-8 ± 2,60 E-8 |

4.İRDELEME

4.1. İçyapı zellikleri

EKAE işlemi saf titanyumun içyapısal özelliklerini ve tane boyutunu önemli lde etkilemektedir. EKAE uygulanmamış durumdaki titanyum nispeten eş-eksenli ve iri taneli (ortalama tane boyutu: 110 μm) bir içyapıya sahiptir (şekil 18). Rota-Bc'de 4 pasoluk EKAE işlemi sonrasında oluşan iç yapının deformasyon etkili bir yapı olduğu ve iri tane yapısının tamamen ortadan kalktığı söylenebilir. Diğer rotalarda uygulanan 4 pasoluk EKAE işlemi sonrası da yaklaşık benzer yapıların oluştuğu görülmektedir. Bu iyapılardaki tane boyutunu ve dislokasyon yapısını aydınlatabilmek için TEM çalışmalarının yapılması gerekmektedir. Ancak, saf Ti zerine farklı araştırmacılar tarafından yapılan çalışmalara dayanarak bazı sonuçları burada ortaya koymak mümkündür. Bu çalışmalara göre, farklı rotalarda uygulanan 4 pasoluk işlemler sonrası genel olarak mikron-altı boyuta sahip yeni tanelerin oluştuğu söylenebilir. Bu tanelerin ise genelde geniş açılı sınırlara sahip olduğu, ancak yapı içerisinde hala dar açılı sınırlara sahip tanelerin de bulunduğu ilgili çalışmalarda verilen TEM çalışmalarından anlaşılmaktadır [33, 34]. Tane boyutundaki bu aşırı inceleme aşırı plastik deformasyona dayalı olarak gelişen alt tane oluşumu mekanizmasıyla açıklanmaktadır [33, 34]. Buna göre, deformasyonun ilk kademelerinde (düşük paso sayılarında) dislokasyonlar tarafından oluşturulan ve dar açılı tane sınırları (alt tane sınırları) ile ayrılmış hüresel yapılar oluşmaktadır [87, 88, 149]. Deformasyonun ilerleyen kademelerinde (artan paso sayılarında) büyük lde dislokasyonlar tarafından oluşturulan tane sınırları arasındaki açısal yönlenme farkı artmaktadır. Sonuçta, bu sınırlar tarafından oluşturulan alt taneler tıpkı geniş açılı taneler gibi davranmaya başlamakta ve toplamda malzemenin içyapısı geniş açılı tanelerin bir nevi bölünerek çoğalması esasına göre yeniden yapılanmaktadır [90,91]. Bunun sonucunda, uygulanan çok pasolu EKAE işlemi (aşırı oranda deformasyon) ile büyük lde incelmiş ultra-ince taneli (ultra-kristalin yapılı) titanyum oluşmaktadır.

4.2. Mekanik Özellikler

Titanyumun EKAE işlemi sonrası mukavemet değerleri büyük oranda artmaktadır (Şekil 22 ve Tablo 4). Bu artış malzemenin akma dayanımında çok daha etkin bir şekilde gerçekleşmektedir. İyapıda meydana gelen aşırı orandaki tane incilmesi (Hall-Petch etkisi) ve aşırı deformasyon sırasında meydana gelen büyük orandaki dislokasyon artışı (dislokasyon mukavetlenme etkisi) Şekil 22'de verilen çekme diyagramındaki değişimin temel nedenleridir. EKAE işlemi öncesi titanyumun gerilme-uzama eğrileri incelendiğinde malzemenin geniş bir homojen deformasyon bölgesi içerdiği ve çekme dayanımı değerine kadar büyük oranda deformasyon sertleşmesi gösteren bir davranış sergilediği ve bu noktadan sonra çok az miktarda boyun vermenin ardından kopmanın gerçekleştiği görülmektedir (Şekil 22). Uygulanan 4 pasoluk EKAE işlemi sonrasında ise homojen deformasyon bölgesinin daraldığı, deformasyon sertleşme kabiliyetinin azaldığı ve uzamanın daha çok homojen olmayan deformasyon bölgesinde (boyun verme bölgesi) gerçekleştiği dikkati çekmektedir (Şekil 22). Bu durum farklı malzemeler üzerine yürütülen pek çok çalışmada da gözlenmiştir [95, 102, 150-152]. EKAE uygulanmış pek çok malzemede karakteristik olarak gözlenen bu durum, EKAE işlemi sonrası içyapısal özelliklerde meydana gelen değişimlere dayandırılarak açıklanabilir. Şöyle ki, EKAE işlemi uygulanarak aşırı oranda deforme edilen içyapının tane boyutu büyük oranda küçülmüş ve içerdiği dislokasyon oranı ise artmıştır. Ayrıca, içyapıda oluşan alt tane sınırları (dar açılı tane sınırları) da kararlı halde bulunmamaktadır. Bu durum, dislokasyonların büyük bir kısmının tane sınırlarında tutulmasına neden olmaktadır. Böylece, çekme gerilmesi altında uygulanan deformasyon sırasında dislokasyon yoğunluğunda önemli bir artış olmamakta, oluşan yeni dislokasyonlar da daha çok tane sınırlarında toplanarak birbirini etkileme ihtimalleri azalmakta ve sonuç olarak malzemenin deformasyon sertleşme kabiliyeti düşmektedir. Bu konuda literatürde yapılan çalışmalarda da benzer sonuçlar elde edilmiştir [151,152]. Nitekim, Park ve Shin [152] tarafından yapılan bir çalışmada, ultra-ince tane yapılı malzemelerin deformasyon sertleşme kabiliyetinde görülen azalma, dislokasyonların serbest hareket edebileceği alanının daha sınırlı olmasına bağlı olarak açıklanmıştır. Aynı çalışmada, alt tane sınırlarında tutulan dislokasyonların yayılım hızlarının yüksek olmasına bağlı olarak dinamik toparlanmanın da bu olayda önemli bir rol oynadığı belirtilmiştir.

Dört pasoluk EKAE işlemi sonrası titanyumun akma ve çekme dayanımlarında meydana gelen artışlar sırasıyla yaklaşık %100'ün ve %60'ın üzerindeki oranlarda gerçekleşmiştir. Titanyumun mukavemet değerlerinde çok pasolu EKAE işlemi sonrası meydana gelen bu büyük artış, söz konusu malzemenin içyapısal özelliklerinde meydana gelen değişimlere dayandırılarak açıklanabilir. "İçyapı özellikleri" bölümünde de açıklandığı gibi, saf titanyumun tane yapısı incelenerek tane boyutu 110µm değerinden 4 pasoluk EKAE işlemi sonucu mikron altı mertebelere inmektedir. Bu durum ilgili literatür bilgilerinden açıkça görülmektedir [33,34]. Bu ise Hall-Petch prensibine göre söz konusu malzemenin mukavemetini artırmaktadır. Ayrıca, EKAE işlemi sonrası malzemenin içyapısındaki dislokasyon yoğunluğu da büyük oranda artmakta ve bu da söz konusu malzemeye ilave mukavemet artışları sağlamaktadır. Öte yandan, titanyumun süneklik değeri (kopma uzaması) ise EKAE işlemi sonrası bir miktar azalmaktadır. Bu durum, EKAE işlemi sonrası büyük orandaki dislokasyon artışına bağlı olarak malzemenin deformasyon yeteneğinin azalmasından kaynaklanmaktadır. EKAE işlemi sonrası süneklik değerlerindeki azalmanın çok fazla olmamasının nedeni ise aşırı orandaki tane incelmeye dayandırılarak açıklanabilir. Geleneksel tane yapısına sahip malzemelerin aksine, ultra-ince (mikron altı) tane yapısına sahip malzemelerde normal şartlarda oda sıcaklığında geçerli olmayan bazı deformasyon mekanizmalarının da aktif hale geçtiği pek çok çalışmada vurgulanmaktadır [4]. Bu nedenle, EKAE işlemi sonrası uygulanan deformasyon (çekme işlemi) sırasında kayma ve ikizlenmeye ek olarak tane sınırı kayması ve tane dönmesi gibi yüksek sıcaklıklarda etkili olabilecek deformasyon mekanizmaları da aktif hale gelmekte ve süneklik değerlerindeki aşırı azalmayı engellemektedir. Sonuç olarak, EKAE işlemi sonrasında titanyumun sünekliği zıt karakterlere sahip iki mekanizmanın etkisindedir. Şöyle ki, aşırı plastik deformasyon sonrası dislokasyon yoğunluğundaki artış süneklik değerlerini azaltmak için çalışırken diğer taraftan, aşırı tane incelmesi ilave deformasyon mekanizmalarını aktif kılarak süneklik değerlerini yükseltmektedir.

4.3. Şekillendirilebilirlik Özellikleri

Kaba taneli (KT) titanyumun iyi olan şekillendirilebilirlik özelliği farklı rota ve paso sayılarında uygulanan EKAE işleminden etkilenmektedir. EKAE işlemi sayesinde incelen taneler, titanyumun şekillendirilebilirliğini ve yüzey kalitesini oldukça etkilemektedir. Bu etki ise farklı rotalarda oluşan şekil değişimine bağlı olarak değişmektedir. Şöyle ki; tanelerin her biri EKAE işlemi sırasında komşularına göre değişik oranlarda deforme olmaktadır. Bunun nedeni ise tanelerin uygulanan gerilimin yönünden farklı bir yönde yönelmeleridir [153]. İşlemsiz numunenin yüzeyinde sırasıyla; tepe (1. bölge), geçiş (2. bölge) ve geçiş alt bölgesi (3. bölge) olmak üzere üç ana bölgenin oluştuğu görülmektedir (Şekil 32). Bu üç ana bölge, farklı deformasyon homojenitesinden kaynaklanan farklı yüzey görünümleri sergilemektedir. İşlemsiz numunenin tepe bölgesinde (1. bölge) tanelerin daha iri ve tane sınırlarının daha belirgin olduğu görülmektedir (Şekil 33). Ayrıca tane içlerinde mikro kayma bantlarının oluştuğu ve bu bantların farklı tanelerde farklı yönlendiği dikkati çekmektedir. Bu durumun ise büyük oranda deformasyon homojenitesini bozduğu ve yüzeyde portakal kabuğu etkisini tetiklediği söylenebilir. İşlemsiz saf titanyumun Erichsen deneyinden sonraki yüzeyinde nispeten daha fazla pürüzlülük görülmektedir (Şekil 34'de). Bu durum işlemsiz titanyumun iri taneli yapısından kaynaklanmaktadır. [153]. Bu olay, ortaya çıkan numune yüzeyinin portakal kabuğu yüzeyine benzemesinden dolayı portakal kabuğu etkisi olarak adlandırılmaktadır. Bu durum, tanenin boyutuna bağlı olmadan gelişir, ama yalnızca tane boyutu büyük olduğundan bu etki çıplak gözle fark edilebilir. Soğuk işleme ve tavlama işlemleri sırasında tane boyutunun kontrol edilmesi bu nedenle çok önemlidir. Nitekim, bu tür deformasyona bağlı olarak taneler arasında seviye farkları da oluşmakta ve yüzey pürüzlülüğü artmaktadır. Portakal kabuğu etkisinin tanelerin kristalografik yönelmelerinden kaynaklanan komşu taneler arasındaki deformasyon uyumsuzluğunun bir sonucu olarak meydana geldiği söylenebilir [147, 148].

Şekil 34'de işlemsiz numunenin 2 nolu bölgesinde meydana gelen çatlağın genel olarak taneleri keserek ilerlediği görülmektedir. Mikro-boşuk çekirdeklenmesi ve büyümesiyle oluşan lokal deformasyonun bu oluşumu meydana getirdiği söylenebilir. Çatlağın taneleri keserek ilerlemesi, oluşan mikro kayma batlarının dikine kesilmesinden de açıkça görülmektedir. Şekil 35 ise işlemsiz numunenin 3 nolu bölgesine ait SEM görüntülerini vermektedir. Bu şekilden, geçiş alt bölgesinin geçiş bölgesine göre daha

pürüzsüz bir yüzeye sahip olduğu görülmektedir. 3 nolu basma bölgesinde belirgin bir şekil değişiminin oluşmadığı ve yüzeyin genel olarak ilk durumunu koruduğu söylenebilir. Bu durum, 3 nolu bölgenin çift eksenli gerilme halinde önemli ölçüde plastik deformasyona maruz kalmamasından kaynaklanmaktadır.

Bir pasoluk (1P) numunenin yüzeylerinde Erichsen testi sonucu yine işlemsiz numunelerde olduğu gibi üç farklı bölgenin oluştuğu görülmektedir. Şekil 24'den anlaşılacağı üzere tek pasoluk numuneye ait eğrinin işlemsiz (0P) numuneye ait eğriden oldukça farklı bir karaktere sahip olduğu ve Şekil 38'de 2 nolu bölgede meydana gelen çatlak tane içi kırılma sonucu oluştuğu görülmektedir. Ayrıca, Erichsen indeksi ve Erichsen basma kuvvetine ait değerlerin diğer numunelere ait değerlerden oldukça düşük olduğu da görülmektedir (Şekil 28). Bunun nedeni, 1 pasoluk EKAE işlemi sonrası dislokasyonların, alt taneleri tam oluşturamaması ve tane sınırlarının dislokasyon hareketine engel olmasından kaynaklanmaktadır. Şöyle ki, tane içerisinde hareket eden dislokasyonlar tane sınırına gelince durur ve orada yığılır. Dislokasyon hareketi bir taneden komşu bir taneye geçip devam ederse malzeme plastik deformasyon ile şekil değişimine devam eder. Fakat bazı hallerde yığılan dislokasyonlar hiçbir zaman komşu taneye geçemezler. Bu durumda aynı işaret ve karakterde birçok dislokasyonun bir araya yığılması ile o bölgede mikro-boşluk ve sonuçta çatlak oluşur. Oluşan çatlak boyutu kritik bir değere ulaştığında iki tane, tane sınırları boyunca birbirlerinden ayrılır, diğer bir ifade ile dislokasyonlar malzemede ani çatlamaya yol açmaktadır. Genellikle gevrek malzemelerde görülen, plastik deformasyon oluşmadan meydana gelen kırılmanın nedeni budur. Çatlak yolunda deformasyon (kayma) bandlarının oluşumu bu sonucu doğrulamaktadır (Şekil 38(a)). Bir paso sonrası numune yüzeyinde erken çatlak oluştuğu ve bunun belli bir açıda ilerlediği dikkati çekmektedir (Şekil 38). Bu durum 1 pasoluk işlem sonrası titanyumun şekillendirilebilme özelliğinin olumsuz etkilediğini göstermektedir. Erichsen deneyi sırasında, şekil verilmekte olan numunenin en zayıf ya da en ince noktasında çatlak meydana gelmektedir. Çatlaklar, en çok sac numunenin gerilim altında büküldüğü kısımda meydana gelir ve bu kısım aşırı incelik (2 nolu bölge). Bu kısım 45°'lik açıya karşılık geldiğinde gerilme maksimum değerine ulaşır [154]. Numuneye ait 3 nolu bölgenin (geçiş alt bölgesinin) detay görünümü ise Şekil 39(a)'da verilmiştir. Bu şekilden, geçiş alt bölgesinin geçiş bölgesine göre daha pürüzsüz bir yüzeye sahip olduğu ve çok az oranda deformasyonun oluştuğu söylenebilir. Bu durum, işlemsiz numunede

bahsettiğimiz gibi, 3 nolu bölgenin çift eksenli gerilme halinde önemli ölçüde plastik deformasyona maruz kalmamasından kaynaklanmaktadır.

İki pasoluk (2Bc) numunenin işlemsiz numuneye göre daha az çökme mesafesinde deforme olduğu ve hemen hemen aynı deformasyon karakterlerine sahip oldukları görülmektedir (Şekil 25). Bu numune tek pasoluk numuneye göre daha iyi şekillendirilebilirlik göstermektedir. Bu durum, alt tane oluşumunun ilerlemesi ve taneler arası açısal farkın büyümesinden kaynaklanmaktadır. Tanelerin daha fazla belirginleşmesinden dolayı dislokasyonlar taneleri incelterek malzemenin deformasyon kabiliyetini nispeten artırmıştır. Deforme olan yüzeyde oluşan 1 nolu bölgenin detay görünümü ise Şekil 41’de görülmektedir. Test esnasında panç ve numune arasındaki yüzeylerden oluşan sürtünme kuvveti bu bölgede şekil değişimini önlemektedir. Böylece, en fazla yönlendirmenin bu bölgesinde olmasına rağmen, sadece yüzey çatlakları ve/veya yırtılmaları söz konusu bölgede oluşmaktadır (1 nolu bölge). Bu durum, numunelerin çift eksenli gerilme halinde önemli ölçüde plastik deformasyona maruz kalmamasından kaynaklanmaktadır. Belki de bu durum, gerilme sırasında geçiş bölgesinde nispeten erken oluşan deformasyonun bir etkisidir. Ayrıca, SEM resimlerinden, EKAE işlemi uygulanmış ultra-ince taneli numunelerin kubbe yüzeylerinde portakal kabuğu etkisinin az olması sözü edilen durumun kanıtıdır (1 nolu bölge). 2Bc’lik numuneye ait geçiş bölgesinin (2. bölgenin) ve bu bölgede meydana gelen çatlakların detay görüntüleri ise Şekil 42 ve 43’de görülmektedir. Şekil 42 (a)’da 2 nolu bölgede meydana gelen çatlakların tane içi kırılma sonucu oluştuğu görülmektedir. Yine, çatlak yolunda deformasyon (kayma) bantlarının oluşumu bu sonucu doğrulamaktadır. Bu numunenin yüzeyinde portakal kabuğu etkisinin belirsizleştiği görülmektedir.(Şekil 43). Nitekim, rota-Bc’de 2 pasoluk (2Bc) numunenin geçiş bölgesinin yüzeyinde portakal kabuğu formunda pürüzlü yapı işlemsiz numuneye göre azalmaktadır (Şekil 43) [147]. Bu durum 2Bc’lik titanyumun ince taneli yapısından kaynaklanmaktadır[153].

Üç pasoluk (3Bc) numunenin ise işlemsiz numuneye yaklaşık aynı deformasyon karakterlerine sahip olduğu dikkati çekmektedir. Bu durum, alt tane oluşumunun nispeten tamamlanmasından kaynaklanmaktadır. Rota-Bc’de 3 pasoluk (3Bc) numunenin tepe bölgesinde (1. bölge) tane sınırlarının kaybolduğu makro ölçekte oluşan portakal kabuğu etkisinin büyük ölçüde ortadan kalktığı söylenebilir. Ancak, diğer pasolarda olduğu gibi yine yüzeyde yaygın bir şekilde mikro çatlakların oluştuğu görülmektedir. Ayrıca bunların boyutlarının küçüldüğü, ancak sayılarının arttığı da izlenmektedir (Şekil 45). Üç pasoluk

sonrası deforme edilen numunenin geçiş bölgesinin (2. bölgenin) ve bu bölgede meydana gelen çatlağın detay görüntüleri ise Şekil 46 ve 47’de verilmiştir. Ayrıca yine bu bölgede portakal kabuğu etkisinin de belirsizleştiği görülmektedir (Şekil 47). Bu durum, dar açılı tane sınırlarının artan deformasyon miktarıyla geniş açılı normal tanelere dönüşmesinden kaynaklanmaktadır. Tane incelmesinin nedeni olan bu durum ise malzemenin deformasyon kabiliyetini nispeten artırmaktadır.

Rota-Bc’de dört pasoluk (4Bc) numunenin diğer numunelere göre daha yüksek basma kuvveti-çökme mesafesi değerlerine sahip olduğu görülmektedir (Şekil 28). EKAE işleminde rota Bc’de artan paso sayısı ile beraber Erichsen basma kuvveti de artmaktadır (Şekil 28). Bu durum, saf titanyumun EKAE işlemi sonrası sertlik ve mukavemet artışına bağlanabilir. Nitekim, sertleşme etkisi arttıkça deformasyon için gerekli kuvvet ihtiyacı da artmaktadır. [151,152]. Bu nedenle 1 pasodan sonra rota-Bc’deki numunelerde Erichsen basma kuvveti de sürekli artmaktadır (Tablo 5). Öte yandan, EKAE işlemi sırasında uygulanan aşırı orandaki deformasyon miktarı göz önüne alındığında, işlem sonrası çökme mesafesi değerlerinde gözlenen azalmanın çok fazla olmadığı dikkati çekmektedir (Tablo 5). Halbuki klasik yöntemlerle uygulanan bu oranlardaki deformasyon sonrası malzemenin aşırı oranda pekleşmesi ve deformasyon kabiliyetini kaybetmesi beklenirdi. Nitekim, dört paso sonrası numunenin tepe bölgesinde oluşan küçük çatlakların sayısının daha da artması bu durumun kanıtıdır (Şekil 49). Ancak, tane incelmeyle titanyumun derin çekilebilirliği nispeten artmaktadır. Bunun nedeni; EKAE işlemi sonrası uygulanan deformasyon sırasında kayma ve ikizlenmeye ek olarak tane sınırı kayması ve tane dönmesi gibi yüksek sıcaklıklarda etkili olabilecek deformasyon mekanizmaları da aktif hale gelmekte ve süneklik değerlerindeki aşırı azalmayı engellemektedir. Ayrıca, tane boyutunun azalışı ile birlikte malzemenin gerilim dağıtılabilirliği özelliği arttığı için daha fazla çökme derinliklerinde numuneler yırtılmaktadır. Sonuç olarak, EKAE işlemi sonrasında titanyumun sünekliği zıt karakterlere sahip iki mekanizmanın etkisindedir. Şöyle ki, aşırı plastik deformasyon sonrası dislokasyon yoğunluğundaki artış süneklik değerlerini azaltırken, diğer taraftan aşırı tane inceliği ilave deformasyon mekanizmalarını aktif kılarak süneklik değerlerini yükseltmektedir. Bu da toplamda şekillendirilebilirlik değerlerindeki azalmanın sınırlı kalmasını ve artan paso sayısı etkisiyle artmasını sağlamaktadır (Şekil 28). Nitekim, rota-Bc’de 3 ve 4 pasoluk UİT mikroyapılar çift eksenli yük altında, nispeten daha iyi şekillendirilebilirlik göstermişlerdir.

Rota-Bc, A ve E’de dört pasoluk numunelere uygulanan Erichsen testi sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 31’de gösterilmiştir. Rota-Bc’de dört pasoluk numuneye ait homojen deformasyon bölgeleri diğer rotalardaki homojen deformasyon bölgeleri ile aynı değerlere sahiptir. Ancak, rota-Bc’de dört pasoluk numunenin homojen olmayan deformasyonu diğer dört pasoluk numunelere göre daha yüksek basma kuvveti-çökme mesafesi değerlerine (2,6 mm ve 5800N) sahip olduğu görülmektedir. Çünkü, rota-Bc uygulanmış mikroyapılar çoğunlukla eş eksenli tanelerden oluşurlar ve eş eksenli mikroyapılar daha düşük kırılma eğilimli ve daha yüksek şekillendirilebilirlik değerlerine (EI ve F_{EI}) sahiptirler(Tablo 5). Örneğin, 4Bc sonrası saf titanyumun iki eksenli gerilme altında işlemsiz numuneye göre daha fazla deformasyona uğradığını, yani şekillendirilebilirlik değerinin geliştiği görülmektedir. Ancak, rota-A ve E’de dörder pasoluk numuneler, 4Bc numunesine ait şekillendirilebilirlik değerlerine (EI , F_{EI}) sahip olamadıkları belirtilmiştir (Tablo 5). Nitekim, 4A işlemi sonrası saf Ti’un şekillendirilebilirliğinin olumsuz etkilendiği görülmektedir. Çünkü, rota-A’da taneler ekstrüzyon doğrultusunda (E.D.) çok büyük oranlarda uzamaktadır. Bu durum, numunede çentik hassasiyetini arttırmaktadır. Rota-A’da gerçekleşen EKAE işlemi sonrası büyük orandaki dislokasyon artışına bağlı olarak malzemenin deformasyon yeteneği azalmıştır.

İşlemsiz (0P) ve rota-E’de dört pasoluk (4E) numunelere uygulanan Erichsen testi sonrası elde edilen basma kuvveti-çökme mesafesi eğrileri Şekil 30’da gösterilmiştir. Bu eğrilerden görüldüğü gibi, 4E işlemi sonrası yine 4A sonrası gibi Ti’un şekillendirilebilirliğinin olumsuz etkilendiği açıkça görülmektedir. Çünkü, tane sınırları ne kadar çok ise aynı oranda iç enerji de o kadar çok demektir. Nitekim, 4E’de EKAE işlemi yapılmış numuneler geniş açılı tane sınırlarının olmasından dolayı yüksek enerjili böyle bir mikro yapı çok eksenli yüklemde çatlama eğiliminde artışa sebep olmuş ve böylece rota-Bc’ye göre daha düşük EI ve F_{EI} değerleri sergilemiştir.

Sonuç olarak, metalik malzemelerin şekillendirilebilirliği malzeme karakteristikleri (mekanik ve yapısal özellikleri) ve işlem değişkenlerine (çekme hızı ve sıcaklığı) bağlıdır. Malzemelerin taşınması gerekli olan mikroyapısal özelliklerle ilgili bilgiler geniş bir aralık içerisinde bulunmaktadır ve optimum koşullar (mikroyapı ve mekanik özellikler açısından) uygulamanın tipine göre tespit edilmesi gerekmektedir. Örneğin yüzey pürüzlülüğünün önemli olduğu hallerde kullanılacak malzemenin ince tane boyutuna ve düşük sertliğe sahip olması gerekirken yüzey kalitesinin önemli olmadığı koşullarda daha yüksek çekilebilirlik için kaba tane boyutlu malzemelerin kullanılabileceği söylenebilir.

Ancak, her ne kadar tane boyutundaki artış genelde sünekliliği ve derin çekilebilirliği artırsa da beklenmedik çatlama ihtimalini ve kullanım esnasındaki muhtemel kırılma oranlarını da yükseltmektedir (Tablo 5 ve 2 nolu bölgeler). Nitekim, tane boyutunun azalışı ile birlikte malzemenin gerilim dağıtabilme özelliği arttığı için daha fazla çökme derinliklerine kadar söz konusu malzeme yırtılmadan şekillendirilebilmektedir.

4.4. Korozyon Özellikleri

EKAE işlemine maruz bırakılmış farklı malzemelerin korozyon davranışına ilişkin literatürde birbiri ile tamamen zıt görüşler vardır. Örneğin Cu ve Ni alaşımları için UİT yapının korozyon direnci üzerine etkisi olmadığı belirtilmiştir [107,155]. Ayrıca, UİT Ni-P alaşımının korozyon direncinin işlemsiz saf titanyumdan (Ti) daha düşük olduğunu bildirilmiştir [110]. Thorpe ve arkadaşları [109] ise EKAE işleminin Ni-esaslı camların korozyon direncini artırdığını tespit etmişlerdir. Bu çalışmalardan görülebileceği gibi 4 pasoluk EKAE işlemiden geçen (4Bc) saf titanyum katodik bölgede pasif oksit tabakasının korozyona daha dirençli olduğu ve işlemsiz ve diğer deforme edilen numunelere göre daha kararlı bir yapıda olduğu görülmektedir (Şekil 60-62). Çünkü katodik bölgede aynı potansiyel değerinde numunelerin çektiği akımlar farklıdır. Örneğin işlemsiz numune 286 mV da 145.5nA lik devreden akım geçişine izin verirken 4 pasoluk numuneler aynı potansiyel değerinde 79.21 nA akıma izin vermektedir (Şekil 61 ve 62). Bu duruma etkin olan mekanizmaların her bir paso adımında birim tanelerde meydana gelen çarpılma ile enerji farklılığının aktif rol aldığı düşünülmektedir [156]. Nitekim 8 paso sonrası yapıda impuriteletin yönlenmesinin maksimum olduğunda korozyon direncinin arttığını söyleyen çalışmalar yapılmıştır. [156]. EKAE işlemi sonrası korozyon potansiyeli soy durum açısından işlemsiz numuneye göre farklılık göstermemesine karşın genel olarak irdelendiğinde 4 pasolu EKAE işlemi korozyon bölgesinde az akım çekmesi ve işlemsiz numune ile yaklaşık korozyon potansiyeli vermesi nedeniyle korozyon direncini artırmıştır (Tablo 6). Nitekim bu sonuçlar Balyanov ve arkadaşlarının [116] çalışmaları ile de paralellik göstermektedir. Bunun sebebi korozyon aktivasyonunun dislokasyon ve tane sınırı gibi yüzey enerjinin yüksek olduğu yerleri tercih etmesi ve UİT yapıda bu enerji miktarının KT (kaba taneli) saf titanyuma göre yüksek olmasıdır. Genel olarak polarizasyon eğrilerinde akım yoğunluklarına bakılırsa UİT yapıya sahip saf titanyumun daha düşük olduğu görülmektedir (Şekil 61 ve 62). UİT yapının daha yüksek korozyon

direnci göstermesi literatürde iki faktöre bağlanmıştır. Birincisi, işlemsiz saf titanyumda tane sınırlarında imprutelerin dağılımının (segragasyon) tane sınırları korozyonuna sebep olmasıdır [157] . İkincisi ise UİT yapının KT yapıya göre yüzeyde korozyon direncini artıracak pasif tabakaya oluşumuna daha hazır oluşudur [158]. Ayrıca, korozyon esnasında pasifleşmenin yüzeyde kusurlarda başlayacağını, UİT yapıda yüksek dislokasyon ve tane sınırı yoğunluğuna sahip olduğunu ve pasifleşme oluşma ihtimali KT yapıya göre daha yüksek olacağı da belirtilmiştir [116,159].

5. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, ticari saflıktaki (Grade 2) Ti aşırı plastik deformasyon yöntemlerinden biri olan eş kanallı açısal ekstrüzyon/basma (EKAE/B) yöntemi ile değişik rota (Rota-A, Rota-Bc ve Rota-E) ve paso sayılarında EKAE işlemi yapıldı. EKAE ile gerçekleştirilen EKAE işlemi sonrası titanyumun şekillendirilebilirlik özelliğinde ve korozyon davranışında meydana gelen değişimler incelendi. Bu incelemeler sonrası ulaşılan genel sonuçlar aşağıda verilmiştir:

1. Uygulanan çok pasolu EKAE işlemi titanyumun akma ve çekme dayanımını büyük oranda artırmaktadır. Nitekim, EKAE işlemi öncesi 319 MPa olan akma mukavemeti değeri 1 paso sonrası %55 artarak 493 MPa değerine ulaşmaktadır. Bu değer 4Bc sonrası ise % 110 artışla 676 MPa değerine çıkmaktadır. Titanyumun mukavemet değerlerinde EKAE sonrası sağlanan büyük artış, işlem sonrası elde edilen ultra-ince tane yapısına ve bu yapıda bulunan büyük orandaki dislokasyon yoğunluğuna dayandırılarak açıklanmaktadır.
2. Farklı paso sayılarında uygulanan EKAE işlemi saf titanyumun şekillendirilebilirlik özelliğini büyük oranda etkilemektedir. Nitekim, EKAE işlemi öncesi titanyumun 479 N'luk bir basma kuvvetine ve buna karşılık 2,40 mm'lik bir çökme derinliğine sahip olduğu görülmektedir. Bir paso sonrası ise titanyumun hem basma kuvveti hem de buna karşılık oluşan çökme derinliği azalmaktadır. Bu durumda basma kuvvetindeki azalma daha belirgin bir şekilde gelişmektedir. 2Bc'de ise çökme derinliği azalırken, basma kuvvetinin ise artmaktadır. Bundan sonra uygulanan paso sayılarında ise hem çökme derinliği (Erichsen indeksi) hem de basma kuvveti artmaktadır. Nitekim, 4Bc sonrası 2,59 mm'lik çökme derinliği elde edilirken, basma kuvvetinin de artarak 5620 N'a çıktığı görülmektedir. Kısacası, tane inceldikçe titanyumun derin çekilebilirliği nispeten artmaktadır. Bunun nedeni; EKAE işlemi sonrası uygulanan deformasyon sırasında kayma ve ikizlenmeye ek olarak tane sınırı kayması ve tane dönmesi gibi yüksek sıcaklıklarda etkili olabilecek deformasyon mekanizmaları da aktif hale gelmesine dayandırıldı.

3. Farklı rotalarda uygulanan EKAE işlemi saf titanyumun şekillendirilebilirlik özelliğini büyük oranda etkilemektedir. Nitekim, rota-A ve E’de dörder pasoluk numuneler, 4Bc numunesine ait şekillendirilebilirlik değerlerine ($E\dot{I}$, F_{EI}) sahip olmadıkları görülmektedir. Rota-Bc’de dört pasoluk numuneye ait homojen deformasyon bölgeleri diğer rotalardaki homojen deformasyon bölgeleri ile aynı değerlere sahip olmalarına rağmen, rota-Bc’de dört pasoluk numunenin homojen olmayan deformasyonu, diğer dört pasoluk numunelere göre daha yüksek basma kuvveti-çökme mesafesi değerlerine (2,6 mm ve 5800N) sahip olduğu görülmektedir. Bu durum; rota-Bc’deki numunelerin eş eksenli mikroyapılarının daha düşük kırılma eğilimli olmasına dayandırılmaktadır.
4. Farklı paso sayılarında ve rotalarda uygulanan EKAE işlemi saf titanyumun Erichsen testleri sonucu elde edilen yüzey morfolojilerini de etkilemektedir. Nitekim, EKAE işlemi sonrası numunelerin tepe bölgesinde (1. bölge) tanelerin daha ince ve tane sınırlarının belirginsizleştiği görülmektedir. Ayrıca, bu bölgede çok sayıda mikro çatlakların da oluştuğu görülmektedir. Rota-Bc’de dört paso sonrası numunenin tepe bölgesinde oluşan küçük çatlakların sayısının daha da arttığı görülmektedir. Rota-A’da ise rota-Bc’den farklı olarak, bu bölgede ana çatlağın etkili olduğu ve yine mikro çatlakların bütün yüzeyde bulunduğu görülmektedir. Rota-E’nin yüzeyinde portakal kabuğu etkisinin oluşmadığı ve çatlak oluşumunun ise nispeten daha az olduğu dikkati çekmektedir. Bu durum; rota-A’da tanelerin ekstrüzyon doğrultusunda (E.D.) çok büyük oranlarda uzaması sebebiyle çentik hassasiyetini arttırmasına, rota-E’de ise yüksek açılı tane sınırlarının fazlalığından dolayı yüksek enerjili bir mikro yapı oluşmasına dayandırılmaktadır.
5. Tek eksenli çekme testlerinde elde edilen mukavemet ve süneklik değerleri ile çok eksenli Erichsen testlerin elde edilen EI ve F_{EI} değerleri arasında direkt bir bağlantı kurulması olanaksızdır. Şöyle ki; akma mukavemeti yüksek, sertleşme üssü ve sünekliği düşük olan 4Bc’lik numune işlemsiz numuneye göre daha iyi şekillendirilebilirlik gösterebilmiştir.

6. Yüzey pürüzlülüğünün önemli olduğu hallerde kullanılacak malzemenin ince tane boyutuna ve düşük sertliğe sahip olması gerekirken yüzey kalitesinin önemli olmadığı koşullarda daha yüksek çekilebilirlik için kaba tane boyutlu malzemelerin kullanılabilmesi söylenebilir.
7. EKAE işlemi korozyon bölgesinde az akım çekmesi ve işlemsiz numune ile yaklaşık korozyon potansiyeli vermesi nedeniyle korozyon direncini artırmıştır. Nitekim, işlemsiz saf titanyum için elde edilen korozyon akımı $1,20 \cdot 10^{-6} \pm 9,60 \cdot 10^{-7} \text{ A/cm}^2$ aralığında iken 4Bc'nin korozyon akımı $5,61 \cdot 10^{-8} \pm 2,60 \cdot 10^{-8} \text{ A/cm}^2$ değer aralığına düşmüştür. Bunun sebebi, UİT yapının KT yapıya göre yüzeyde korozyon direncini artıracak pasif tabakaya daha hazır olmasına dayandırılmıştır.

6. ÖNERİLER

1. Eş-kanallı açısal ekstrüzyon (EKAE) işlemi titanyum alaşımlarına da uygulanarak, saf titanyumda elde edilen özellik değişimlerinin bu alaşımlarda da elde edilip edilemeyeceği araştırılabilir.
2. EKAE işlemi sonrası malzemelerde değişik ısı işlemler uygulanarak özellik değişimlerinde optimizasyon çalışmaları yapılabilir.
3. Ticari saflıktaki titanyumun (Kalite-2) daha fazla paso sayılarında EKAE işlemi yapılabilmesi için kalıp sıcaklığı arttırılabilir.
4. Rota-Bc'nin titanyum dışındaki malzemelerde şekillendirilebilirliğe etkisi araştırılabilir.

7. KAYNAKLAR

1. Lowe, T.C. ve Zhu, T.Z., Commercialization of Nanostructured Metals Produced by Severe Plastic Deformation, Advanced Engineering Materials, 5 (2003) 373-378.
2. Meyers, M.A., Mishra, A. ve Benson, D.J., Mechanical Properties of Nanocrystalline Materials, Progress in Materials Science, 51 (2006) 427-556.
3. Valiev, R.Z., Islamgaliev, R.K. ve Alexandrov, I.V., Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation, Progress in Materials Science, 45 (2000) 103-189.
4. Valiev, R.Z. ve Langdon, T.G., Principles of Equal-Channel Angular Pressing as a Processing Tool for Grain Refinement, Progress in Materials Science, 51 (2006) 881-981.
5. Azushima, A., Kopp, R., Korhonen, A., Yang, D.Y., Micari, F., Lahoti, G.D., Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N., Rosochowski, A. ve Yanagida, A., Severe Plastic Deformation (SPD) Processes for Metals, CIRP Annals – Manufacturing Technology, 57 (2008) 716-735.
6. Lowe, T.C. ve Valiev, R.Z., The Use of Severe Plastic Deformation Techniques in Grain Refinement, Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 56 (2004) 64-68.
7. Rosochowski, A., Processing Metals by Severe Plastic Deformation, Solid State Phenomena, 101-102 (2005) 13-22.
8. Kim, H.S., Seo, M.H. ve Hong, S.I., Plastic Deformation Analysis of Metals During Equal Channel Angular Pressing, Journal of Materials Processing Technology, 113 (2001) 622-626.
9. Zhu, Y.T., Lowe, T.C. ve Langdon T.G., Wear Performance and Applications of Nanostructured Materials Produced by Severe Plastic Deformation, Scripta Materialia, 51 (2004) 825–830.
10. Kim, I., Kim, J., Shin, D.H., Lee, C.H. ve Hwang, S.K., Effects of Equal Channel Angular Pressing Temperature on Deformation Structures of Pure Ti, Materials Science and Engineering A, 342 (2003) 302-310.
11. Stolyarov, V.V., Zhu, Y.T., Lowe, T.C. ve Valiev R.Z., Microstructure and Properties of Pure Ti Processed by ECAP and Cold Extrusion, Materials Science and Engineering A, 303 (2001) 82–89.

12. Zhao, Y.H., Liao, X.Z., Jin, Z., Valiev, R.Z. ve Zhu, Y.T., Microstructures and Mechanical Properties of Ultrafine Grained 7075 Al Alloy Processed by ECAP and Their Evolutions During Annealing, Acta Materialia, 52 (2004) 4589-4599.
13. Tsai, T.L., Sun, P.L., Kao, P.W. ve Chang, C.P., Microstructure and Tensile Properties of a Commercial 5052 Aluminum Alloy Processed by Equal Channel Angular Extrusion, Materials Science and Engineering A, 342 (2003) 144-151.
14. Kim, W.J., An, C.W., Kim, Y.S. ve Hong, S.I., Mechanical Properties and Microstructures of an AZ61 Mg Alloy Produced By Equal Channel Angular Pressing, Scripta Materialia, 47 (2002) 39-44.
15. Huang, W.H., Yu, C.Y., Kao, P.W. ve Chang, C.P., The Effect Of Strain Path and Temperature on the Microstructure Developed in Copper Processed by ECAE, Materials Science and Engineering A, 366 (2004) 221-228.
16. Torre, F.D., Lapovoc, R., Sandlin, J., Davies, C.H.J. ve Pereloma, V., Microstructures and Properties of Copper Processed by Equal Channel Angular Extrusion For 1-16 Passes, Acta Materialia, 52 (2004) 4819-4832.
17. Purcek, G., Burhanettin, S.A., Miskioglu, I. ve Ooi, P.H., Processing of Eutectic Zn-5% Al Alloy by Equal-Channel Angular Pressing, Journal of Materials Processing Technology, 148 (2004) 279-287.
18. Furukawa, M., Ma, Y., Horita, Z., Nemoto, M., Valiev, R.Z. ve Langdon T.G., Microstructural Characteristics and Superplastic Ductility in a Zn-22% Al Alloy with Submicrometer Grain Size, Materials Science and Engineering A, 241 (1998) 122-128.
19. Shin, D.H., Park, K.T. ve Kim, Y.S., Formation Of Fine Cementite Precipitates in and Ultra-Fine Grained Low Carbon Steel, Scripta Materialia, 48 (2003) 469-473.
20. Kim, J., Kim, I. ve Shin, D.H., Development of Deformation Structures in Low Carbon Steel by Equal Channel Angular Extrusion, Scripta Materialia, 45 (2001) 421-426.
21. Li, S., Gazder, A.A., Bayerlein, I.J., Pereloma, E.V. ve Davies, C.H.J., Effect of Processing Route on Microstructure and Texture Development in Equal Channel Angular Extrusion of Interstitial-Free Steel, Acta Materialia, 54 (2006) 1087-1100.
22. Li, Y. ve Langdon, T.G., Equal-Channel Angular Pressing of an Al-6061 Metal Matrix Composite, Journal of Materials Science, 35 (2000) 1201 - 1204.
23. Robertson, J., Im, J.I., Karaman, I., Hartwig, K.T. ve Anderson, I.E., Consolidation of Amorphous Copper Based Powder by Equal Channel Angular Extrusion, Journal of Non-Crystalline Solids, 317 (2003) 144-151.

24. Sastry, S.M.L. ve Mahapadra, R.N., Grain Refinement of Intermetallics by Severe Plastic Deformation, Materials Science and Engineering A, 329–331 (2001) 872–877.
25. Karaman, I., Yapici, G.G., Chumlyakov, Y.I. ve Kireeva, I.V., Deformation Twinning in Difficult-To-Work Alloys During Severe Plastic Deformation, Materials Science and Engineering A, 410–411 (2005) 243–247.
26. Yapici, G.G., Karaman, I., Luo, Z.P. ve Rack, H., Microstructure and Mechanical Properties of Severely Deformed Powder Processed Ti-6Al-4V Using Equal Channel Extrusion, Scripta Materialia, 49 (2003) 1021-1027.
27. Vinogradov, A.Yu., Stolyarov, V.V., Hashimoto, S. ve Valiev, R.Z., Cyclic Behaviour of Ultrafine-Grain Titanium Produced by Severe Plastic Deformation, Materials Science and Engineering A, 318 (2001) 163-173.
28. Zhu, Y.T., Lowe, T.C., Valiev, Z., Latysh, V. V. ve Raab G.J., Ultrafine-Grained Titanium For Medical İmplant, United State Patent, US, 6, 399,215 B1. (2002).
29. Balazic, M., Kopac, J., Jackson, M.J. ve Ahmed, W., Review: Titanium and Titanium Alloy Applications in Medicine, International Journal of Nano and Biomaterials, 1, 1 (2007) 3-34.
30. Kuroda, D., Niinomi, M., Morinaga, M., Kato, Y. ve Yashiro, T., Design and Mechanical Properties of New Beta Type Titanium Alloys for İmplant Materials, Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 243 (1-2) (1998) 244-249.
31. Okazaki, Y. ve Gotoh, E., Comparison Of Metal Release From Various Metallic Biomaterials in Vitro, Biomaterials, 26, 1 (2005) 11-21.
32. Li, Y., Wong, C., Xiong, J., Hodgson, P. ve Wen, C., Cytotoxicity Of Titanium and Titanium Alloying Elements, Journal of Dental Research, 89 (5) (2010) 493-497.
33. Purcek, G., Saray, O., Kul, O., Karaman, I., Yapici , G.G., Haouaoui, M. ve Maier, H.J., Mechanical And Wear Properties of Ultrafine-Grained Pure Ti Produced by Multi-Pass Equal-Channel Angular Extrusion, Materials Science and Engineering A, 517 (2009) 97–104.
34. Purcek, G., Yapici, G.G., Karaman, I. ve Maier, H.J., Effect of Commercial Purity Levels on The Mechanical Properties of Ultrafine-Grained Titanium, Materials Science and Engineering A, 528 (2011) 2303–2308.
35. Oliviera, V., Chaves, R.R., Bertazzoli, R. ve Caram, R., Preparation and Characterization of Ti-Al-Nb Orthopedic Implants, Brazilian Journal of Chemical Engineering, 15 (1998) 326-333.
36. Boyer, R.R., An Overview on The Use of Titanium in The Aerospace Industry, Materials Science and Engineering A, 213 (1996) 103-114.

37. Ferrero, J.G., Candidate Materials for High-Strength Fastener Applications in Both The Aerospace and Automotive Industries, Journal of Materials Engineering and Performance, 14 (2005) 691-696.
38. Wang, K., The Use of Titanium for Medical Applications in The USA, Materials Science and Engineering A, 213 (1996) 134-137.
39. Gunawarman, B., Niinomi, M., Akahori, T., Souma, T., Ikeda, M. ve Toda, H., Mechanical Properties and Microstructures of Low Cost b Titanium Alloys for Healthcare Applications, Materials Science and Engineering C, 25 (2005) 304-311.
40. Lütjering, G. ve Williams, J.C., Titanium, Second Edition, Springer, New York, 2007.
41. Niinomi, M., Mechanical Properties of Biomedical Titanium Alloys, Material Science and Engineering A, 243 (1998) 231–236.
42. Boyer, R., Welsch, G. ve Collings, E.W., Materials Properties Handbook: Titanium Alloys, ASM, Materials Park, USA, 1994.
43. Peters, M., Hemptenmacher, H., Kumpfert, J. ve Leyens, C., Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications, Leyens, C., Peters, M., Wiley-VCH, Darmstadt, 2003.
44. Munoz-Morris, M.A., Oca, C.G. ve Morris, D.G., Mechanical Behaviour of Dilute Al-Mg Alloy Processed by Equal Channel Angular Pressing, Scripta Materialia, 48 (2003) 213-218.
45. Shackelford, J.F., Bioceramics-current status and future trends. Mater Sci Forum 293(1999) 99–106.
46. Poggie, R.A., Wert, J.J., Mishara, A.K. ve Davidson, J.A., Friction and Wear Characterization of UHMWPE in Reciprocating Sliding Contact with Co-Cr, Ti-6Al 4V, and Zirconia Implant Bearing Surfaces, Denton, R. ve Keshevan, M.K., Wear and Friction of Elastomers, American Society for Testing Materials, Philadelphia, 65-81s, 1992
47. Budunski, K.G., Tribological Properties of Titanium Alloys, Wear, 151 (1991) 203-217.
48. Kim, W.J., Yoo, S.J., Jeong, H.T., Kim, D.M., Choeb, B.H. ve Leec, J.B., Effect of the Speed Ratio on Grain Refinement and Texture Development in Pure Ti During Differential Speed Rolling, Scripta Materialia, 64 (2011) 49–52.
49. Stark, A., Batels, A., Gerling, R., Schimansky, FP. ve Clemens, H., Microstructure and Texture Formation During Hot Rolling of Niobium-Rich Gamma TiAl Alloys with Different Carbon Contents, Adv Eng Mater, 11 (2006) 1101–8.

50. Schillinger, W., Bartels, A., Gerling, R., Schimansky, F.P. ve Clemens, H., Texture Evolution of the Gamma- And The Alpha/Alpha(2)-Phase During Hot Rolling of Gamma-TiAl Based Alloys, Intermetallics, 14 (2006) 336–347.
51. Schillinger, W., Lorenzen, B. ve Bartels, A., Anisotropic Mechanical Behavior of Textured Gamma-TiAl Caused by the Directionality Of Twinning, Materials Science and Engineering A, 329–331 (2002) 644–648.
52. Nishitani, S.R., Oh, M.H., Nakamura, A., Fujiwara, T. ve Yamaguchi, M., Cold-Rolling of TiAl Polysynthetically Twinned Crystals, J Mater Res, 5 (1990) 484–497.
53. Inkson, B.J., Clemens, H. ve Marien, J., Gamma + alpha(2) + B2 Lamellar Domains in Rolled TiAl, Scripta Mater., 38 (1998) 1377–1382.
54. Miao, J.H., Lin, J.P., Wang, Y.L., Zhi, L. ve Chen, G.L., High Temperature Pack Rolling of a High-Nb TiAl Alloy Sheet, Rare Metal Mater Eng, 33 (2004) 436–448.
55. Gerling, R., Bartels, A, Clemens, H., Kestler, H. ve Schimansky, F.P., Structural Characterization And Tensile Properties Of A High Niobium Containing Gamma TiAl Sheet Obtained By Powder Metallurgical Processing, Intermetallics ,12 (2004) 275–280.
56. Semiatin, S.L. ve Seetharaman, V., Deformation Microstructure Development During Hot-Pack Rolling of a Near-Gamma Titanium Aluminide Alloy, Metall Mater Trans A, 26 (1995) 371–381.
57. Liu, J.-M. ve Chou, S.-S., Study on The Microstructure and Formability of Commercially Pure Titanium in Two-Temperature Deep Drawing, Journal of Materials Processing Technology, 95 (1999) 65-70.
58. Gabrielson, P., Schedin, E. ve Ekstrand, G., Formability of Stainless Steel and Commercially Pure Titanium Sheets in Plate Heat Exchanger Applications, Advanced Technology of Plasticity, 2 (1999) 1383-1388.
59. Goto, Y., Shiraishi, M., Miyashita, M. ve Matsuyama, S., Deep Drawing Characteristics for Cylindrical Cups of Sheet Titanium; Stainless Steel and Cold Rolled Carbon Steel, Proceedings of the 5th International Conference on Technology of Plasticity, 2 (1996), Japan, SMF, 823-826.
60. Mori, K. ve Katoh, K., Finite Element Simulation of Deep Drawing of Titanium Sheet having High Normal Anisotropy, Proceedings of the 7th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes- NUMIFORM, 18-20 June 2001, Toyohashi / Japan, Simulation of Materials Processing: Theory, Methods and Applications (e.d. K. Mori), 775-779.
61. Donachie, M. J., Titanium: A Technical Guide, Second Edition, ASM International, Materials Park (OH), 22s, 2000.

62. Lütjering, G. ve Williams J.C., Titanium, Second Edition, Springer, New York, 2003.
63. Christian, J.W., Mahajan, S., Deformation Twinning ,Prog Mater Sci, 39 (1995) 1-157.
64. Dunst, D. ve Mecking, H., Analysis of Experimental and Theoretical Rolling Textures of Two-Phase Titanium Alloys, Z. Metallkd.,87 (1996) 498-507.
65. Kolatchev, B.A. Froes, F.H. ve Caplan I.L., Proceedings of a Symposium by the Titanium Committee of the Minerals, Metals & Materials, Structural Metals Division, TMS, 1 (1993), in San Diego, California, Titanium'92 Science and Technology, 861.
66. Lederich, R.J., et al., Advanced Processing Methods for Titanium, Proceedings of a Symposium Sponsored by the Titanium and Physical Metallurgy Committees of the Metallurgical Society, 1982, Warrendale, Louisville, Kentucky, TMS-AIME, 115.
67. Eliezer, D., Eliaz, N. , Senkov, O.N. ve Froes, F.H., Positive Effects of Hydrogen in Metals , Materials Science and Engineering A, 280 (2000) 220–224 .
68. Senkov, O.N. ve Froes, F.H., International Journal of Hydrogen Energy, 24, 6 (1999) 565–576.
69. Froes, F.H. , Senkov, O.N. , Qazi, J.I. , Hydrogen as a Temporary Alloying Element in Titanium Alloys: Thermohydrogen Processing, Int. Mater. Rev., 49 (3–4) (2004) 227–245.
70. Sandim, H.R.Z. , Morante, B.V., Suzuki, P.A., Kinetics Of Thermal Decomposition of Titanium Hydride Powder Using in Situ High-Temperature X-Ray Diffraction (HTXRD), Mater. Res., 8 (2005) 293–297.
71. Wang, Z.-J., Song, H. Ve Wang, Z., Deformation Behavior of TC1 Titanium Alloy Sheet Under Double-Sided Pressure, Trans.Nonferrous Met.Soc. China, 18(2008) 72-76.
72. Segal, V.M., Engineering and Commercialization of Equal Channel Angular Extrusion (ECAE), Materials Science and Engineering A, 386 (2004) 269–276.
73. Yoon, S.C., Quang, P., Hong, S.I. ve Kim, H.S., Die Design for Homogeneous Plastic Deformation During Equal Channel Angular Pressing, Journal of Materials Processing Technology, 187–188 (2007) 46–50.
74. Iwahashi, Y., Wang, J., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., Principle of Equal-Channel Angular Pressing for the Processing of Ultra-Fine Grained Materials, Scripta Materialia, 35 (1996) 143-146.

75. Furuno, K., Akamatsu, H., Oh-ishi, K., Furukawa, M., Horita, Z. ve Langdon, T.G., Microstructural Development In Equal-Channel Angular Pressing Using A 60° Die, Acta Materialia, 52 (2004) 2497–2507.
76. Nakashima, K., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., Influence of Channel Angle on the Development of Ultrafine Grains in Equal-Channel Angular Pressing, Acta Materialia, 46, 5 (1998) 1589-1599.
77. Gholinia, A., Prangnell, P.B. ve Markushev, M.V., The Effect of Strain Path on the Development of Deformation Structures in Severely Deformed Aluminium Alloys Processed by ECAE, Acta Materialia, 48 (2000) 1115-1130.
78. Furukawa, M., Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., The Shearing Characteristics Associated with Equal-Channel Angular Pressing, Materials Science and Engineering A, 257 (1998) 328–332.
79. Furukawa, M., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., Review: Processing of Metals by Equal-Channel Angular Pressing, Journal of Materials Science, 36 (2001) 2835-2843.
80. Yamashita, A., Horita, Z. ve Langdon, T.G., Improving the Mechanical Properties of Magnesium and a Magnesium Alloy Through Severe Plastic Deformation, Materials Science and Engineering A, 300 (2001) 142-147.
81. Yamashita, A., Yamaguchi, D., Horita, Z. ve Langdon, T.G., Influence of Pressing Temperature on Microstructural Development in Equal-Channel Angular Pressing, Materials Science and Engineering A, 287 (2000) 100-106.
82. Ko, Y.G., Jung, W.S., Shin, D.H. ve Lee, C.S., Effect Of Temperature and Initial Microstructure on the Equal Channel Angular Pressing of Ti-6Al-4V alloy, Scripta Materialia, 48 (2003) 197-202.
83. Shin, D. H., Pak, J.-J., Kim, Y. K., Park, K.-T. ve Kim, Y.-S., Effect of Pressing Temperature on Microstructure and Tensile Behavior of Low Carbon Steel Processed by Equal Channel Angular Pressing, Material Science and Engineering A, 325 (2002) 31-37.
84. Chen, Y.C., Huang, Y.Y., Chang, C.P. ve Kao, P.W., The Effect of Extrusion Temperature on the Development Of Deformation Microstructures in 5052 Aluminum Alloy Processed by Equal Channel Angular Extrusion, Acta Materialia, 51 (2003) 2005–2015.
85. Furukawa, M., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., The Use of Severe Plastic Deformation for Microstructural Control, Materials Science and Engineering A, 324 (2002) 82–89.
86. Langdon, T.G., The Characteristic of Grain Refinement in Materials Proessed by Severe Plastic Deformation, Reviews of Advanced Materials Science, 13 (2006) 6-14.

87. Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., The Process of Grain Refinement in Equal-Channel Angular Pressing, Acta Materialia, 46, 9 (1998) 3317-3331.
88. Zhu, Y.T. ve Lowe, T.C., Observations And Issues On Mechanisms Of Grain Refinement During ECAP Process, Materials Science and Engineering A, 291 (2000) 46-53.
89. Prangmell, P.B., Bowen, J.R. ve Apps, P.J., Ultra-Fine Grain Structures in Aluminium Alloys by Severe Deformation Processing, Materials Science and Engineering A, 375-377 (2004) 178-185.
90. Hughes, D.A. ve Hansen H.A., High Angel Boundaries Formed by Grain Subdivision Mechanism, Acta Materialia, 45, 9 (1997) 3871-3876.
91. Hurley, P.J. ve Humphreys, F.J., The Application o EBSD to the Study of Substructural Development in a Cold Rolled Single-Phase Aluminium Alloy, Acta Materialia, 51 (2003) 1087-1102.
92. Su, C.W., Lu, L. ve Lai, M.O., A Model for The Grain Refinement Mechanism in Equal Channel Angular Pressing of Mg Alloy from Microstructural Studies, Materials Science and Engineering A, 434 (2006) 227-236.
93. Valiev, R.Z.ve Alexandrov, I.V., A Paradox of Severe Plastic Deformation in Metals, Doklady Physics, 46, 9 (2001) 633-635.
94. Agnew, S.R., Horton, J.A., Lillo, T.M. ve Brown, D.W., Enhanced Ductility in Strongly Textured Magnesium Produced by Equal Channel Angular Processing, Scripta Materialia, 50 (2004) 377-381.
95. Pürçek, G., Improvement of Mechanical Properties for Zn-Al Alloys Using Equal-Channel Angular Pressing, Journal of Materials Processing Technology, 169 (2005) 242-248.
96. McFadden, S.X., Mishra, R.S., Valiev, R.ZZ., Zhilyaev, A.P. ve Mukherjee, A.K., Low-temperature Superplasticity in Nanostructured Nickel and Metal Alloys, Nature, 398 (1999) 684-686.
97. Ma, A., Suzuki, K., Nishida, Y., Saito, N., Shigematsu, I., Takagi, M., Iwata, H., Watazu, A. ve Imura, T., Impact Toughness of an Ultrafine-Grained Al-11mass %Si Alloy Processed by Rotary-Die Equal-Channel Angular Pressing, Acta Materialia, 53 (2005) 211-220.
98. Ma, A., Suzuki, K., Saito, N., Nishida, Y., Takagi, M., Shigematsu, I. ve Iwata, H., Impact Toughness Of An İngot Hypereutectic Al-23 Mass% Si Alloy İmproved by Rotary-Die Equal-Channel Angular Pressing, Materials Science and Engineering A , 399 (2005) 181-189.

99. Purcek, G., Saray, O. ve Kul, O., Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Severely Deformed Al-12Si Casting Alloy by Equal Channel Angular Extrusion, Metals and Materials International, 16, 1 (2010) 145-154.
100. Purcek, G., Saray, O., Karaman, I. ve Kucukomeroglu, T., Effect of Severe Plastic Deformation on Tensile Properties and Impact Toughness of Two-Phase Zn-40Al Alloy, Materials Science and Engineering A , 490 (2008) 403-410.
101. Purcek, G., Saray, O., Karaman, I. ve Maier, H.J., Impact Toughness Of Ultrafine-Grained Interstitial-Free Steel, Metallurgical and Materials Transactions A. <http://www.springerlink.com/content/4241401077r0r51g/fulltext.pdf> 20 Mart 2012
102. Pürçek, G., Karaman, I., Yapici, G.G., Maharbi, M.A., Kuçukomeroglu, T. ve Saray,O., Enhancement in Mechanical Behaviour and Wear Resistance of Severe Plastically Deformed, Two-Phase Zn-Al Alloys, International Journal Of Materials Research, 98 (2007) 332-337.
103. Kucukomeroglu, T., Effect of Equal-Channel Angular Extrusion on Mechanical and Wear Properties of Eutectic Al-12Si Alloy, Materials and Design, 31 (2010) 782-789.
104. Horita, Z., Fujunami, T., Nemoto, M. ve Langdon, T.G., Improvement Mechanical Properties for Al Alloys Using Equal Channel Angular Pressing, Journal of Materials Technology, 117 (2001) 288-292.
105. Cabibbo, M., Evangelista, E. ve Latini, V., Thermal Stability Study on Two Aluminum Alloys Processed with Equal Channel Angular Pressing, Journal of Materials Science, 39 (2004) 5659 – 5667.
106. Saray, O., Purcek,G., Karaman, I., Neindorf, T. ve Maier, H.J., Equal-Channel Angular Sheet Extrusion of Interstitial-Free (IF) Steel: Microstructural Evolution and Mechanical Properties, Materials Science and Engineering A, 528 (2011) 6573-6583.
107. Vinogradov, A., Mimaki, T., Hashimoto, S. ve Valiev, R.Z., On the Corrosion Behaviour of Ultra-Fine Grain Copper, Scripta Materialia, 41 (1999) 319-326.
108. Vinogradov, A., Mimaki, T., Hashimoto, S. ve Valiev, R.Z., On Corrosion Behaviour of Ultra-fine Grained Copper Produced by Equi-Channel Angular Pressing, Materials Science Forum, 312-314 (1999) 641-646.
109. Thorpe, S. J., Ramaswami, B. ve Aust, K. T., Corrosion and Auger Studies of a Nickel-Base Metal-Metalloid Glass, Journal of the Electrochemical Society, 135, 9 (1988) 2162-2170.
110. Rofagha, R., Erb, U., Ostrander, D., Palumbo, G. and Aust, K., The Effects of Grain Size and Phosphorus on the Corrosion of Nanocrystalline Ni-P Alloys, Nanostructured Materials, 2, 1 (1993) 1-10.

111. Yamasaki, T., Miyamoto, H., Mimaki, T., Vinogradov, A. ve Hashimoto, S., Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Ultra-Fine Grain Copper Produced by Equal-Channel Angular Pressing, Materials Science and Engineering A, 318 (2001) 122-128.
112. Chung, M.-K., Choi, Y.-S., Kim, J.-G., Kim, Y.-M. ve Lee, J.-C., Effect of Number of ECAP Pass Time on the Electrochemical Properties of 1050 Al Alloys, Materials Science and Engineering A, 366 (2004) 282-291.
113. Valiev, R.Z., Semenova, I.P., Latysh, V.V., Rack, H., Lowe, T.C., Petruzalka, J., Dluhos, L., Hrusak, D. ve Sochova, J., Nanostructured Titanium for Biomedical Applications, Advanced Engineering Materials, 10, 8 (2008) B15-B17.
114. Estrin, Y., Kasper, C., Diederichs, S. ve Lapovok, R., Accelerated Growth of Preosteoblastic Cells on Ultrafine Grained Titanium, Journal of Biomedical Materials Research Part A, 90, 4 (2009) 1239-1242.
115. Park, J.W., Kim, Y.J., Park, C.H., Lee, D.H., Ko, Y.G., Jang, J.H. ve Lee, C.S., Enhanced Osteoblast Response to an Equal Channel Angular Pressing-Processed Pure Titanium Substrate with Microrough Surface Topography. Acta Biomaterialia, 5, 8 (2009) 3272-3280.
116. Balyanov, A., Kutnyakova, J., Amirkhanova, N.A., Stolyarov, V.V., Valiev, R.Z., Liao, X.Z., Zhao, Y.H., Jiang, Y.B., Xu, H.F., Lowe, T.C. ve Zhu, Y.T., Corrosion Resistance of Ultra Fine-Grained Ti, Scripta Materialia, 51 (2004) 225-229.
117. Garbacz, H., Pisarek, M. ve Kurzydowski, K.J., Corrosion Resistance of Nanostructured Titanium, Biomolecular engineering, 24, 5 (2007) 559-563.
118. Truong, V.K., Rundell, S., Lapovok, R., Estrin, Y., Wang, J.Y., Berndt, C.C., Barnes, D.G., Fluke, C.J., Crawford, R.J. ve Ivanova, E.P., Effect of Ultrafinegrained Titanium Surfaces on Adhesion of Bacteria, Applied Microbiology and Biotechnology, 83, 5 (2009) 925-937.
119. Truong, V.K., Lapovok, R., Estrin, Y.S., Rundell, S., Wang, J.Y., Fluke, C.J., Crawford, R.J. ve Ivanova, E.R., The Influence of Nano-Scale Surface Roughness on Bacterial Adhesion to Ultrafine-Grained Titanium, Biomaterials, 31, 13 (2010) 3674-3683.
120. Stolyarov, V.V., Valiev, R.Z. ve Zhu, Y.T., Enhanced Low Temperature Impact Toughness of Nanostructured Ti, Applied Physics, 88 (2006) 041905.
121. Shin, D.H., Kim, I., Kim, J., Kim, Y.S., ve Semiatin, S.L., Microstructure Development During Equal-Channel Angular Pressing of Titanium, Acta Mater., 51, 4 (2003) 983-996.
122. Terada, D., Inoue, S. ve Tsuji, N., Microstructure and Mechanical Properties of Commercial Purity Titanium Severely Deformed by ARB Process, J. Mater. Sci., 42 (2007) 1673-1681.

123. Stolyarov, V.V., Zhu, Y.T., Raab, G.I., Zharikov, A.I. ve Valiev, R.Z., Effect of Initial Microstructure on The Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Ti During Cold Rolling, Materials Science and Engineering A, 385 (2004) 309–313.
124. Stolyarov, V.V., Zhu, Y.T., Lowe, T.C. ve Valiev, R.Z., Influence of ECAP Routes on the Microstructure and Properties of Pure Ti, Mater. Sci. Eng. A, 299 (2001) 59–67.
125. Stolyarov, V.V., Zhu, Y.T., Lowe, T.C. ve Valiev, R.Z., Microstructures and Properties of Ultrafine-Grained Pure Titanium Processed by Equal-Channel Angular Pressing and Cold Deformation., J Nanosci Nanotechnol, 1 (2001) 237-242.
126. Zeipper, L., Gemeinboeck, G., Korb, G., Zehetbauer, M., Schafler, E., Mingler, B., in: G. Lütjering, J. Albrecht (Eds.), Nanostructuring of titanium based materials by severe plastic deformation, Fundamentals and application in Proc. 10. World Conf. on Titanium, 2004 (Germany), Hamburg, J.Wiley VCH Weinheim, Titanium-2003, 1445–1452.
127. Zeipper, L., Gemeinboeck, G., Zehetbauer, M. ve Korb, G., in: Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.Z. Valiev, S.L. Semiatin, D.H. Shin, T.C. Lowe (Eds.), Ultrafine Grained Materials III, TMS, Warrendale, PA, 2004.
128. Kim I., Kim, J., Shin, D.H., Liao, X.Z. ve Zhu, Y.T., Deformation Twins in Pure Titanium Processed by Equal Channel Angular Pressing, Scripta Mater, 48 (2003) 813–817.
129. Semiatin, S.L. ve DeLo, D.P., Equal Channel Angular Extrusion of Difficult-to-Work Alloys, Mater. Des. 21, 4 (2000) 311–322.
130. Zhu, Y.T., Huang, J.Y., Gubicza, J., Ungar, T., Wang, Y.M., Ma, E. ve Valiev, R.Z., Nanostructures in Ti Processed by Severe Plastic Deformation, Journal of Materials Research, 18, 8 (2003) 1908–1917.
131. Jia, D., Wang, Y.M., Ramesh, K.T., Ma, E., Zhu, Y.T. ve Valiev, R.Z., Deformation Behavior and Plastic Instabilities of Ultrafine-Grained Titanium, Applied Physics Letters, 79, 5 (2001) 611–613.
132. Yapici, G.G., Karaman, I. ve Maier, H.J., Mechanical Flow Anisotropy in Severly Deformed Pure Titanium, Mater. Sci. Eng. A, 434 (2006) 294–302.
133. Delo, D.P., Bieler, T.R. ve Semiatin, S.L., in: Mishra, R.S., Semiatin, S.L., Suryanarayana, C., Thadhani, N.N., Lowe T.C., Microstructure and Texture Evolution During Equal Channel Angular Extrusion of Ti-6Al-4V, Ultrafine Grained Materials, MMMS, Warrendale (PA), 257-265s, 2000.
134. Annual Report on the ISTC Project, Ufa, Russia, (2002) 2125.

135. Gertsman, V.Y., Hoffmann, M., Gleiter, H. ve Birringer, R., The Study Of Grain-Size Dependence Of Yield Stress Of Copper For A Wide Grain-Size Range, Acta Metallurgica et Materialia, 42 (1994) 3539 – 3544.
136. Sanders, P.G. , Eastman, J.A. ve Weertman, J.R., Elastic and Tensile Behavior of Nanocrystalline Copper and Palladium, Acta Materialia, 45 (1997) 4019-4025.
137. Bohn, R., Fanta, G., Klassen, T. ve Bormann, R., Mechanical Behavior and Advanced Processing of Nano- And Submicron-Grained Intermetallic Compounds Based on γ -TiAl, Scripta Materialia, 44 (2001) 1479-1482.
138. Koch, C.C., Morris, D.G., Lu, K. ve Inoue, A., Ductility of Nanostructured Materials, MRS Bulletin, 24 (1999) 54-58.
139. Bohn, R., Klassen, T. ve Bormann, R. , Room Temperature Mechanical Behavior of Silicon-Doped TiAl Alloys with Grain Sizes in the Nano- and Submicron-Range, Acta Materialia, 49 (2001) 299-311.
140. Li, X.I.A., Hui, D.I.N.G., Ruan, X. ve Yaoyao, R.E.N., Microstructures of Mechanically Activated Ti-46at.%Al Powders and Spark Plasma Sintered Ultrafine TiAl Alloy, Rare Metals, 26 (2007) 572-577.
141. Wang, Y.M., Ma, E., Valiev, R.Z. ve Zhu, Y., Tough Nanostructured Metals at Cryogenic Temperatures, Adv. Mater., 16 (2004) 328–331.
142. Semiatin, S.L., Segal, V.M., Goforth, R.E. , Frey, N.D. ve DeLo, D.P., Workability of Commercial-Purity and 4340 Steel During Equal Channel Angular Extrusion at Cold-Working Temperatures, Metall. Mater. Trans., 30A (1999) 1425-1435.
143. Zhao, X.,Fu, W., Yang, X. ve Langdon, T.G., Microstructure and Properties of Pure Titanium Processed by Equal-Channel Angular Pressing at Room Temperature, Scripta Materialia, 59 (2008) 542-545.
144. Zhao, X., Yanga, X., Liua, X., Wanga, X. ve Langdon, T.G., The Processing of Pure Titanium Through Multiple Passes of ECAP at Room Temperature, Materials Science and Engineering A, 527 (2010) 6335–6339.
145. Segal, V., Goforth, R.E. ve Hartwig, K.T., U.S. Patent No. 5, 400, 1995.
146. Alsaran, A., Purcek, G., Hacısalihoglu, I., Vangolu, Y., Bayrak, Ö., Karaman, I. ve Celik, A., Hydroxyapatite Production on Ultrafine-Grained Pure Titanium by Micro-Arc Oxidation and Hydrothermal Treatment, Surface & Coatings Technology, 205 (2011) S537–S542.
147. Becker, R., Effects of Strain Localization on Surface Roughening During Sheet Forming, Acta Mater., 46 (1998) 1385-1401.

148. Wouters, O., Vellinga, W.P., Van Tijum, R. ve De Hosson, J.T.M., On the Evolution of Surface Roughness During Deformation of Polycrystalline Aluminum Alloys, Acta Materialia, 53 (2005) 4043-4050.
149. Prangnell, P.B., Bowen, J.R. ve Apps, P.J., Ultra-Fine Grain Structures in Aluminum Alloys by Severe Deformation Processing, Materials Science and Engineering A, 375-377 (1997) 3871-3876.
150. Kim, W.-J., Hyun, C.-Y. ve Kim, H.-K, Fatigue Strength of Ultrafine-Grained Pure Titanium after Severe Plastic Deformation, Scripta Materialia, 54 (2006) 1745-1750.
151. Ko, Y.G., Shin, D.H., Park, K.-T. ve Lee, C.S., An Analysis of the Strain Hardening Behaviour of Ultra-Fine Grain Pure Titanium, Scripta Materialia, 54 (2006) 1785-1789.
152. Park, K.-T ve Shin, D.H., Microstructural Interpretation of Negligible Strain-Hardening Behavior of Submicrometer-Grained Low-Carbon Steel during Tensile Deformation, Metallurgical and Materials Transactions, 33 (2002) 705-707.
153. Presz W. ve Rosochowski A., The Influence Of Grain Size On Surface Quality Of Microformed Components, Proceedings of the 9th International Conference on Material Forming, 85 (2006), Glasgow, ESAFORM, 02-524.
154. Okada, A., Lucas, G.E. ve Kiritani, M., Micro-bulge Test and Its Application to Neutron-irradiated Metals, Transactions of the Japan Institute of Metals, 29, 2 (1988) 99-108.
155. Rofagha, R., Langer, R., El-Sherik, A., Palumbo, G. ve Aust, K., The Corrosion Behaviour of Nanocrystalline Nickel, Scripta Metallurgica et Materialia(USA), 25, 12 (1991) 2867-2872.
156. Hoseini, M., Shahryari, A., Omanovic, S. ve Szpunar, J.A., Comparative Effect of Grain Size and Texture on the Corrosion Behaviour of Commercially Pure Titanium Processed by Equal Channel Angular Pressing, Corros. Sci., 51 (2009) 3064–3067.
157. Johansen, H.A., Adams Jr, G.B. ve Van Rysselberghe, P., Anodic Oxidation of Aluminum, Chromium, Hafnium, Niobium, Tantalum, Titanium, Vanadium, and Zirconium at very Low Current Densities, Journal of The Electrochemical Society, 104 (1957) 339-346.
158. Jones D.A., Principles and Prevention of Corrosion, Second Edition, Prentice-Hall Inc., New Jersey, 511s, 1969.
159. Tomashov N.D ve Ivanov J.M., Zashchita Metalloy, 1 (1965) 36.

ÖZGEÇMİŞ

Faruk ÜNKER 1984 yılında Bursa'da doğdu. 2002 yılında Bursa Nilüfer Milli Piyango Anadolu Lisesi'ni bitirdi ve Trabzon Karadeniz Teknik Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünde lisans eğitimine başladı. 2007 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesinden "Makine Mühendisi" ünvanı ile mezun oldu. 2010 yılında K.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başladı. 2010-2011 yılında Tübitak Araştırma Geliştirme Projesinde burslu yüksek lisans öğrencisi olarak yer aldı. 2012 yılında Gümüşhane Üniversitesi Mühendislik Fakültesi 33/a kadrosuna atanmış olup halen görevine devam etmektedir. Faruk ÜNKER iyi derecede İngilizce bilmektedir.