

**T.C.
SÜLEYMAN DEMİREL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Ti6Al4V TİTANYUM ALAŞIMININ İÇ YAPISI VE YÜZEY
ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE TERMOKİMYASAL İŞLEM
PARAMETRELERİNİN ETKİSİ**

Gizem ATEŞ

**Danışman
Prof. Dr. Remzi VAROL**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
ISPARTA - 2018**



©2018 [Gizem ATEŞ]

TEZ ONAYI

Gizem ATEŞ tarafından hazırlanan "**Ti6Al4V Titanyum Alaşımının İç Yapısı ve Yüzey Özellikleri Üzerine Termokimyasal İşlem Parametrelerinin Etkisi**" adlı tez çalışması aşağıdaki jüri üyeleri önünde Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Makine Mühendisliği Anabilim Dalı**'nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak başarı ile savunulmuştur.

Danışman

Prof. Dr. Remzi VAROL
Süleyman Demirel Üniversitesi



Jüri Üyesi

Doç. Dr. H. Erdem ÇAMURLU
Akdeniz Üniversitesi



Jüri Üyesi

Doç. Dr. R. Fatih TUNAY
Süleyman Demirel Üniversitesi



Enstitü Müdürü

Prof. Dr. Yasin TUNCER

TAAHHÜTNAME

Bu tezin akademik ve etik kurallara uygun olarak yazıldığını ve kullanılan tüm literatür bilgilerinin referans gösterilerek tezde yer aldığını beyan ederim.

Gizem ATEŞ

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
İÇİNDEKİLER.....	i
ÖZET	ii
ABSTRACT	iii
TEŞEKKÜR.....	iv
ŞEKİLLER DİZİNİ	v
ÇİZELGELER DİZİNİ	vii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	viii
1. GİRİŞ.....	1
2. KAYNAK ÖZETLERİ.....	3
3. TİTANYUM.....	6
3.1. Ti6Al4V Alaşımı.....	12
3.2. Titanyum Alaşımlarının Aşınması ve Uygulanan Yüzey İşlemleri.....	14
4. TERMOKİMYASAL İŞLEMLER.....	17
4.1. Karbürleme	17
4.1.1. Düşük basınçlı karbürleme (LPC)	18
5. MATERYAL - YÖNTEM	21
5.1. Materyal	21
5.2. Yöntem.....	22
5.2.1. Termokimyasal işlem.....	22
5.2.2. X Işınları difraksiyonu (XRD).....	24
5.2.3. Numune hazırlama.....	25
5.2.4. SEM-EDS analizi	27
5.2.5. Mikrosertlik deneyi	28
5.2.6. Aşınma deneyi	30
6. ARAŞTIRMA BULGULARI.....	33
6.1. EDS	33
6.2. SEM Görüntü Sonuçları	39
6.3. XRD.....	50
6.4. Sertlik Profilleri	53
6.5. Aşınma Deneyi Sonuçları.....	55
7. TARTIŞMA VE SONUÇLAR.....	59
KAYNAKLAR	61
ÖZGEÇMİŞ.....	64

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

Ti6Al4V TİTANYUM ALAŞIMININ İÇ YAPISI VE YÜZEY ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE TERMOKİMYASAL İŞLEM PARAMETRELERİNİN ETKİSİ

Gizem ATEŞ

**Süleyman Demirel Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı**

Danışman: Prof. Dr. Remzi VAROL

Titanyum ve titanyum alaşımları son dönemlerde dünyada kullanılan en önemli mühendislik malzemelerinden biridir. Ancak, yüksek sürtünme katsayısı, düşük aşınma direnci gibi zayıf tribolojik özellikleri titanyum ve titanyum alaşımlarının mühendislik uygulamalarında kullanımını sınırlamaktadır. Bu çalışmada, Ti6Al4V alaşımı numunelerinin farklı sıcaklık (850-950-1000°C) ve farklı difüzyon sürelerinde (0, 2 ve 4 saat) Düşük Basıncılı Karbürleme (LPC) fırınlarında karbürlenerek sürtünme ve yüksek yük koşulları altında çalışan titanyum alaşımı parçalarının mekanik ve yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi için en uygun sıcaklık ve süre işlem parametrelerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Böylece elde edilen sonuçların uygulanması ile tribolojik özellikleri yetersiz gelen titanyum alaşımlarının bu özelliklerini iyileştirerek kullanım alanlarını genişletmek amaçlanmaktadır. Karbürize edilmiş Ti6Al4V alaşımı numunelerinin yüzeylerinde oluşan fazların ve element derişim dağılımının belirlenmesi için X-Ray analizi gerçekleştirildi. Metalografik çalışma SEM analizleri ile ayrıntılandırıldı ve mikrosertlik ölçüm cihazı ile sertlik ölçümü yapıldı. Karbürize edilmiş numunelerin sürtünme katsayılarını belirleyebilmek için aşınma testi ASTM G99 standartlarına göre pin-on-disk aparatları kullanılarak gerçekleştirildi. Tüm sonuçlar, işlem parametreleri ile bağlantılı olarak karşılaştırıldığında, karbürleme sıcaklığı ve difüzyon süresinin en iyi kombinasyonu 850°C'de 4 saat süreyle karbürlenmiş numuneye ait olduğu belirlenmiştir. Sertlik değeri 780HV ve sürtünme katsayısı 0.18 olarak elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Ti6Al4V, Termokimyasal İşlemler, Düşük Basıncılı Karbürleme

2018, 64 sayfa

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

INFLUENCE OF THERMOCHEMICAL TREATMENT (CARBURIZING) PARAMETERS ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF Ti6Al4V TITANIUM ALLOY

Gizem ATEŞ

**Süleyman Demirel University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Mechanical Engineering**

Supervisor: Prof. Dr. Remzi VAROL

In recent years, titanium and titanium alloys are one of the most important engineering materials used in the world. However, poor tribological properties such as high coefficient of friction, poor fretting behaviour limit the use of titanium and titanium alloys in mechanical engineering applications. In this study, Ti6Al4V titanium alloy specimens were carburized at 3 different temperatures (850-950-1000°C) and different diffusion times (0, 2 and 4 hours) in Low Pressure Carburizing (LPC) furnaces to determine the best combination of temperature and diffusion time giving the best mechanical properties improvement allowing application of examined titanium alloy under friction and high loads condition. Thus, it is aimed to increase the usage areas by improving these tribological properties of titanium alloys. X-ray analysis was performed to determine the phases and element concentration distribution on the surfaces of the carburized Ti6Al4V alloy samples. Scanning electron microscopy (SEM) was used to perform the metallographic study. Hardness evaluation also performed by a microhardness tester. The wear test was carried out using pin-on-disc apparatus according to ASTM G99 standards to observe the change in friction coefficient of carburized samples. All results are compared in relation to the process parameters and the best combination of carburization temperature and diffusion time belongs to the sample which is carburized for 4 hours at 850°C. Carburized sample at 850°C for 4 hours diffusion time is shown maximum values of surface hardness. The hardness value is 780 HV and the coefficient of friction is 0.18.

Keywords: Ti6Al4V, Thermochemical Treatment, Low Pressure Carburizing

2018, 64 pages

TEŞEKKÜR

Bu araştırma için beni yönlendiren, karşılaştığım zorlukları bilgi ve tecrübesi ile aşmamda yardımcı olan hoşgörüsünü hiçbir zaman eksiltmeyen değerli danışman hocam Prof. Dr. Remzi VAROL'a teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmam esnasında ihtiyaç duyduğum her türlü makine ve laboratuvar ortamını bana tahsis eden Lodz Teknoloji Üniversitesi makine mühendisliği bölümüne, analizlerin yapılması ve sonuçların değerlendirmesi esnasında bana yol göstererek yardımını esirgemeyen Dr. Bartłomiej JANUSZEWICZ'e teşekkür ederim.

Tezimin her aşamasında beni yalnız bırakmayan aileme sonsuz sevgi ve saygılarımı sunarım.

Gizem ATEŞ
ISPARTA, 2018

ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 3.1. Titanyum malzemenin kristal yapılarının şematik gösterimi.....	7
Şekil 3.2. Titanyum alaşımlarının faz diyagramları.....	8
Şekil 3.3. Widmanstätten yapısının oluşumu	10
Şekil 3.4. Ti6Al4V alaşımına ait lameller $\alpha+\beta$ mikroyapının a) optik mikroskop b) taramalı elektron mikroskobu görüntüleri.....	11
Şekil 3.5. Arayer alaşım elementlerinin titanyum malzemenin mukavemeti üzerine etkisi.....	12
Şekil 3.6. Ti6Al4V alaşımının beta dönüşüm sıcaklığı.....	13
Şekil 3.7. Ti6Al4V numunelerinin Wöhler diyagramları.....	14
Şekil 4.1. Genel bir karbürleme işlem çevrimi.....	18
Şekil 4.2. FineCarb® düşük basınçlı karbürleme sırasında yüzey karbon konsantrasyonunun değişimi	19
Şekil 5.1. Deneylerde kullanılan vakumlu fırının genel görünüşü.....	23
Şekil 5.2. Deneylerde kullanılan XRD cihazının genel görünüşü.....	25
Şekil 5.3. Kalıplanmış numunenin genel görünüşü	25
Şekil 5.4. Deneylerde kullanılan zımpara makinesinin genel görünüşü	26
Şekil 5.5. Deneylerde kullanılan otomatik parlatma makinesi	26
Şekil 5.6. Deneylerde kullanılan SEM cihazının genel görünüşü.....	28
Şekil 5.7. Deneylerde kullanılan manüel ve otomatik mikro sertlik deney cihazları.....	30
Şekil 5.8. Deneylerde kullanılan pin-on disk aşınma cihazı	32
Şekil 6.1. Ti6Al4V numunesinin 850°C'de difüzyon süresi olmadan karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi (difüzyon yönü: soldan sağa)	33
Şekil 6.2. Ti6Al4V numunesinin 950°C'de difüzyon süresi olmadan karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi (difüzyon yönü: soldan sağa)	34
Şekil 6.3. Ti6Al4V numunesinin 1050°C'de difüzyon süresi olmadan karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi.....	34
Şekil 6.4. Ti6Al4V numunesinin 850°C'de 2 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi....	35
Şekil 6.5. Ti6Al4V numunesinin 850°C'de 4 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi	36
Şekil 6.6. Ti6Al4V numunesinin 950°C'de 2 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi	36
Şekil 6.7. Ti6Al4V numunesinin 950°C'de 4 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi	37
Şekil 6.8. Ti6Al4V numunesinin 1050°C'de 2 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi	37
Şekil 6.9. Ti6Al4V numunesinin 1050°C'de 4 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi (difüzyon yönü: soldan sağa).....	38
Şekil 6.10. 850°C'de 2 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri.....	41

Şekil 6.11. 950°C'de 2 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri (a: SEI görüntüsü, b: BEC görüntüsü).....	42
Şekil 6.12. 1050°C'de 2 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri	43
Şekil 6.13. 1050°C'de 4 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri	44
Şekil 6.14. 850°C'de 4 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri (Üst: SEI görüntüsü, alt : BEC görüntüsü).....	45
Şekil 6.15. 950°C'de 4 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri (Üst: SEI görüntüsü, alt : BEC görüntüsü).....	46
Şekil 6.16. 850°C'de 0 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri	47
Şekil 6.17. 950°C'de difüzyonsuz karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri (Üst: SEI görüntüsü, alt : BEC görüntüsü).....	48
Şekil 6.18. 1050°C'de difüzyonsuz karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri (Üst: BEC görüntüsü, alt : SEI görüntüsü).....	49
Şekil 6.19. Karbürleme öncesi ve sonrası Ti6Al4V numunelerinin XRD diyagramları	50
Şekil 6.20. Farklı sıcaklıklarda difüzyonsuz karbürlenmiş Ti6Al4V numunelerinin XRD diyagramları (P7: 850°C, P8: 950°C, P9: 1050°C)	51
Şekil 6.21. Farklı sıcaklıklarda 2 saatte karbürlenmiş Ti6Al4V numunelerinin XRD diyagramları (P1: 850°C, P2: 950°C, P3: 1050°C)	52
Şekil 6.22. Farklı sıcaklıklarda 4 saatte karbürlenmiş Ti6Al4V numunelerinin XRD diyagramları (P4: 850°C, P5: 950°C, P6: 1050°C)	52
Şekil 6.23. Farklı sıcaklıklarda 2 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş numunelerin derinliğe bağlı sertlik değerleri	54
Şekil 6.24. Farklı sıcaklıklarda 4 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş numunelerin derinliğe bağlı sertlik değerleri	54
Şekil 6.25. Farklı sıcaklıklarda 2 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının kayma mesafesi- sürtünme katsayısı eğrileri (P1: 850°C, P2: 950°C, P3: 1050°C).....	56
Şekil 6.26. Farklı sıcaklıklarda 4 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının kayma mesafesi- sürtünme katsayısı eğrileri (P4: 850°C, P5: 950°C, P6: 1050°C).....	57
Şekil 6.27. Farklı sıcaklıklarda difüzyon süresi olmadan karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının kayma mesafesi- sürtünme katsayısı eğrileri (P7: 850°C, P8: 950°C, P9: 1050°C).....	58

ÇİZELGELER DİZİNİ

	Sayfa
Çizelge 3.1. Titanyum ve bazı diğer metallerin önemli özelliklerinin karşılaştırmalı olarak gösterilmesi.....	6
Çizelge 3.2. Ti6Al4V alaşımının özellikleri.....	12
Çizelge 5.1. Ti6Al4V'un kimyasal özellikleri.....	21
Çizelge 5.2. Ti6Al4V alaşımının mekanik özellikleri.....	21
Çizelge 5.3. Difüzyon işleminde uygulanan sıcaklık ve difüzyon süresine göre işlem sıraları	24
Çizelge 6.1. Karbürleme sıcaklığı ve difüzyon süresine bağlı olarak yayılım tabaka kalınlıkları.....	39



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

HMK	Hacim Merkez Kübik
HSP	Hegzagonal Sıkı Paket
LPC	Düşük Basınçlı Karbürleme
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
XRD	X-Işınları Difraksiyonu



1. GİRİŞ

Titanyum ve titanyum alaşımları, yüksek dayanım-ağırlık oranı, yüksek korozyon direnci, biyouyumluluk, yorulma ve yüksek sıcaklık performansı nedeniyle cazip malzemelerdir. Titanyum alaşımları alüminyum, demir ve magnezyumdan sonra dünyada en çok kullanılan yapısal malzemesidir. Titanyum saf bir durumda doğada bulunmaz, çoğunlukla İlmenit (FeTiO_3) ve Rutil (TiO_2) kaynaklarından elde edilirler (Williams, 2007).

Metaller birçok açıdan sınıflandırılabilir; demir esaslı ve demir dışı metaller, hafif ve ağır metaller, ingot ve sinterlenmiş metaller gibi. Titanyum alaşımları hafif ve demir dışı malzeme olarak nitelendirilirler. Titanyum alaşımları yüksek dayanım ve iyi korozyon direnci gibi özelliklerinden dolayı tıp alanında, implant ve protez malzemeleri gibi cerrahi işlemlerde, uçak ve otomotiv sanayi, kimya tesisleri, enerji istasyonları ve diğer birçok endüstride kullanılan öncelikli ve stratejik malzemelerden biri olmuştur.

Malzemelere uygulanan imalat işlemlerinin aşamaları ve ısıtım işlemlerinin çeşitlerine göre oluşan mikro yapıya bağlı olarak titanyum alaşımları üç kategoride sınıflandırılır. Bu kategoriler α -alaşımları, β -alaşımları ve $\alpha+\beta$ -alaşımlarıdır. Endüstriyel ve tıp alanlarında yaygın olarak kullanılan Ti6Al4V alaşımı, $\alpha+\beta$ alaşımlarından biridir (Williams, 2007).

Bu özelliklerinin yanında yüksek sürtünme katsayısı, düşük aşınma dayanımı gibi zayıf tribolojik özellikleri, titanyum ve titanyum alaşımlarının mekanik mühendislik uygulamalarında kullanımını sınırlamaktadır. Titanyumun zayıf tribolojik özellikleri karbürleme, nitrürleme ve oksitleme gibi termokimyasal işlemler ile iyileştirilebilmektedir (Zhechova vd., 2005).

Bu çalışmanın amacı Ti6Al4V alaşımı numunelerinin farklı sıcaklık (850-950-1000°C) ve farklı sürelerde (0, 2 ve 4 saat) karbürlenerek sürtünme ve yüksek yük koşulları altında çalışan titanyum alaşımı parçalarının mekanik ve yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi için en uygun sıcaklık ve süre parametrelerinin

belirlenmesidir. Bu amaçla deneysel çalışma gerçekleştirilmesi ile Ti6Al4V alaşımı için en uygun karbürleme işlemi şartlarını belirlemek amaçlanmıştır.



2. KAYNAK ÖZETİ

Liu vd. (2016), Ti6Al4V alaşımı yüzeyinde titanyum karbür ince filminin oluşturulması için düşük sıcaklıkta (640°C) tuz banyosu karbürleme teknolojisini kullanmışlardır. İşlenmiş alaşım numunesinin yüzeyinde oluşan faz ve elementleri XRD ve EDAX tarafından incelenmiştir. Numune yüzeyinin ve geçirgenlik tabakasının sertliği MH-3 tipi mikrosertlik ölçme cihazı ile ölçülmüştür. Sinterlenmiş numunelerin sürtünme ve aşınma testleri gerçekleştirilmiştir. Sonuç olarak numune yüzeyinde yüksek sertlik dereceli Titanyum Karbür Ti8C5 oluşturulduğu ve karbürize numunelerin sürtünme ve aşınma özelliklerinin önemli ölçüde değiştiği ortaya koyulmuştur.

Çelik (2015), biyomedikal sektöründe kullanılan titanyum ve alaşımlarının yüzeylerinde oluşan oksit tabakası, korozyon direnci açısından olumlu katkılar sağlarken; aşınma direncini azaltıcı bir rol oynadığını belirtip, tribolojik özelliklerinin zayıf olduğunu ifade ederek iyileştirilmesine yönelik literatür derlemesi yapılmıştır. Derleme sonunda titanyum ve alaşımlarına yüzey modifikasyon yöntemleri uygulanarak tribolojik özelliklerinin geliştirilebileceğini tespit etmiş olup, metalik biyomalzemeler her ne kadar biyoyoumlu olurlarsa olsunlar iyon salınımı problemi söz konusu olacağı ifade edilmiştir.

Cingi vd. (2010), aşınma ve korozyon direncinde artış sağlayan termal oksidasyon işleminin Ti6Al7Nb alaşımının yorulma davranışı üzerine etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır. Bu amaçla 600°C'de 60 saat tutulmasıyla gerçekleştirilen termal oksidasyon işlemi sonrasında numunelerin yüzey karakterizasyonu, kesit mikroyapısının incelemesi ve yüzey mikro sertlik değerinin ölçülmesi ile yapılmıştır. Termal oksidasyon sonucu yüzey sertliğinin Ti6Al7Nb alaşımında %170 gibi yüksek bir oranda arttığı belirlenmiştir. Termal oksidasyon işlemi sonrasında Ti6Al7Nb alaşımının mekanik özelliklerinde kayda değer bir değişiklik görülmemiştir. Termal oksidasyon sonrasında Ti6Al7Nb alaşımının yorulma dayanımı sınırının düştüğü belirlenmiştir.

Koyuncu (2008), tez çalışmasında Ti6Al4V alaşımının yüzeyinin sertleştirilmesi amaçlanmıştır. Uygulanan plazma nitrürleme işlemi %80 N₂+ %20 H₂ gaz karışımında, 2, 4, 7, 10,15 saatlik işlem sürelerinde ve 700, 800, 900 ve 1000°C sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir. Nitrürleme sonrası numunelerin X-Ray difraksiyon analizleri yapılmış ve yüzeyde oluşan tabakaların mikroyapıları, kalınlıkları, mikro sertlikleri ve aşınma davranışları incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde en fazla difüzyon tabakası sertliğinin 10 saat 1000°C şartlarında olduğu belirlenmiştir. Bunun yanında difüzyon tabakası kalınlığının, artan işlem süresi ve sıcaklığı ile birlikte arttığı görülmüştür. Aşınma deneyi sonucunda, plazma nitrürleme sıcaklık ve süresinin artması ile aşınma direncinin arttığı saptanmıştır.

Yılmaz (2008), çalışmasında ticari saflıkta olan (CP Ti) ve Ti6Al4V titanyum alaşımı malzemeler üzerine 600, 700, 800°C gibi yüksek sıcaklıklarda, %80 N₂- %20 H₂ oranında gaz karışımını kullanarak 2, 4 ve 9 saat plazma iyon nitrürleme işlemi uygulamıştır. Deney sonucunda yüzey sertliğini ve yüzey pürüzlülüğünü inceleyen Yılmaz; en yüksek yüzey sertlik değerini 800 °C sıcaklıkta 9 saat nitrürlenmiş numunelerde elde etmiştir. En yüksek sertlik değerleri ticari safiyette titanyum için 2121 HV ve Ti6Al4V alaşımı için 2055 HV olduğu ifade edilmiştir. Yüzey pürüzlülüğü nitrürleme süresinin artışı ile çoğunlukla azalmakta ya da değişmediği ve tabakaların gelişiminde en önemli nitrürleme parametresinin sıcaklık olduğu belirtilmiştir.

Gorockiewicz vd. (2007), 3 gaz karışımından oluşan düşük basınçlı karbürleme işleminin yararları üzerine çalışmıştır. Böylece geleneksel atmosfer teknolojisinin gelişmesine katkı sağlanmak istenmiştir. Seçilen yüksek alaşımlı ve özel çeliklere FineCarb® proses teknolojisi ile donatılmış vakum fırınlarında gerçekleştirilen karbürleme işlemi sonrası elde edilen sonuçları tartışmış ve yorumlamışlardır. Termokimyasal işlemler için uygulanan bu teknolojinin yüksek sıcaklıklardaki işlemlerin kapasitesini arttırdığı, işlem süresini azalttığı ve üretim verimini arttırdığı ortaya konulmuştur.

Zhecheva vd. (2005), Titanyum alaşımı numunelerinin yüzeylerinde nitrürlemenin kinetiği ve nitrürlenmiş tabakaların oluşum koşullarını incelemiştir. Sıcaklık, mikroyapı üzerindeki zaman ve nitrürleme işlemleri sırasında yeni fazların oluşumu gibi ana işleme parametrelerinin etkisi tartişılmıştır. Ayrıca, literatürde sunulan araştırmalara dayanarak, titanyum alaşımlarının mikro sertlik ve korozyon direnci üzerine nitrürün etkileri analiz edilmiştir. Bu termokimyasal işlemlerden kaynaklanan geliştirilmiş mekanik özellikler, bu alaşımların farklı end strelere uygulanma potansiyeline göre açıklamaya çalışmışlardır.

Liu vd. (2005), bu çalışma titanyum ve alaşımları için nitrürleme prosesini açıklamakta olup yüzey ile aynı kafes özelliklerine sahip ancak yüzeyde nitrür oluşturmayan tek fazlı bir Ti (N) katı  z ltisi oluşturarak aşınma ve korozyon direncini artırmayı amaçlamıştır. Azot basıncı, ısı işlem sıcaklığı ve ısı işlem süresi, yüzey nitrür bileşikleri oluşmadan istenen bir difüzyon profili elde etmek üzere araştırılmıştır. Bu işlem ile aşınma direncinin, korozyon ve yorulma dayanımının artırılması hedeflenmiştir. Nitrürlenmiş titanyum alaşımlarının mikro sertliğinin azot konsantrasyonuyla ilgili olduğu ve başarılı bir şekilde elde edilen işlem görmüş numunelerinin yüzey sertliğinin iyi olduğu belirlenmiştir. Yüzey mikro sertliği 10 GPa'dan daha fazla elde edilmiştir. Çekme deneyi, kinetik kontrol altında nitr rasyonun, akma dayanımını arttırdığını ve sünekliği azalttığını göstermiştir.

Gökdemir (2005), çalışmasında saf titanyum ve Ti6Al4V alaşımlı malzemelerinin yüksek sıcaklıkta oksidasyon davranışını incelemiştir. Gökdemir, incelemeleri sonunda okside olmuş malzemelerin yüzey pürüzlülüğünün (CP-Ti için 0,22  m'den 0,5  m'ye, Ti6Al4V alaşımı için 0,56  m'den 1,1  m'ye) ve yüzey sertliğinin (CP-Ti için 360 HV_{0,05}'den 795 HV_{0,05}'ye, Ti6Al4V alaşımı için ise 485 HV_{0,05}'den 871 HV_{0,05}'ye yükseldiğini tespit etmiştir.

3. TİTANYUM

Yerkabuğunun % 0,6'sını Titanyum oluşturmaktadır. Titanyumun oksijen ve azota olan aşırı ilgisi nedeniyle saf olarak elde edilmesi oldukça zordur. Bu soruna çözüm olarak geliştirilen "Kroll" işlemi, titanyum tetra klorürün ($TiCl_4$) koruyucu atmosfer ortamında magnezyum ile indirgenmesine dayanır. Elde edilen titanyum, gözenekli yapısından dolayı "titanyum süngeri" ya da "sünger metali" olarak da adlandırılmaktadır (Benjamin vd., 1980; Gökdemir, 2005).

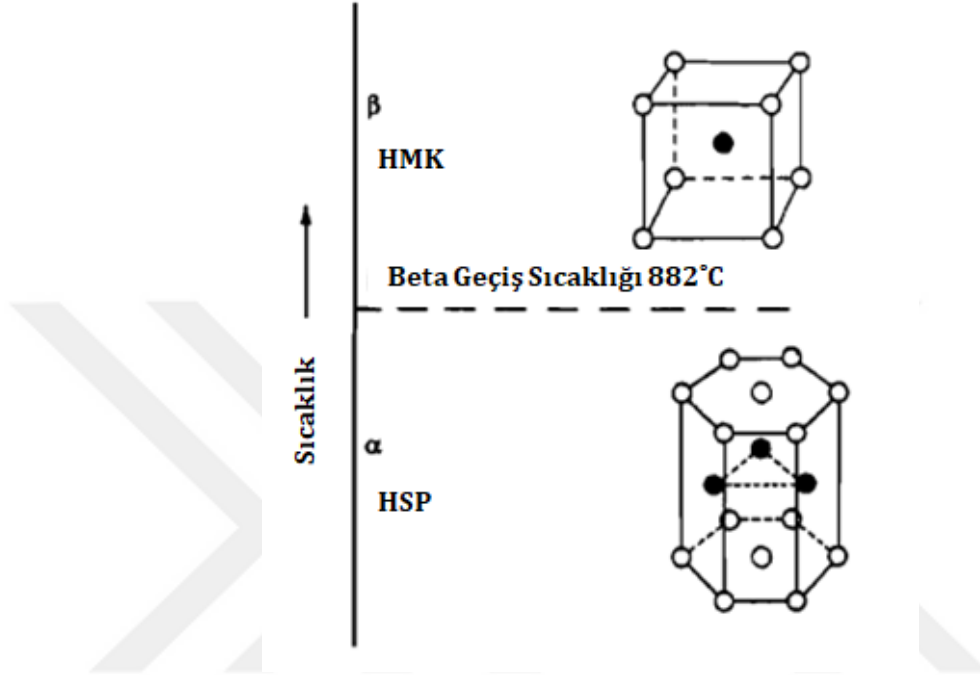
Titanyumun mekanik özellikleri, hafif bir metal olmasına rağmen, oldukça yüksektir. Çizelge 3.1'de titanyumun bazı özellikleri diğer metallerle karşılaştırılmalı olarak verilmiştir. Tablodan görüldüğü gibi titanyumun ısı genleşme katsayısı diğer metallere göre düşüktür. Bu özelliği ve düşük yoğunluklarına oranla yüksek mukavemet değerlerine sahip olmalarından dolayı titanyum ve alaşımları uçak-uzay ve otomobil sektöründe ilgi çeken bir malzemedir (Williams vd., 2007).

Çizelge 3.1. Titanyum ve bazı diğer metallerin önemli özelliklerinin karşılaştırmalı olarak gösterilmesi (Gökdemir, 2005)

Özellikler	Ti	Fe	Ni	Al
Ergime Noktası ($^{\circ}C$)	1670	1538	1455	660
Allotropik Dönüşüm Sıcaklığı ($^{\circ}C$)	$\beta \rightarrow \alpha$, 882	$\gamma \rightarrow \alpha$, 912	-	-
Kristal Yapısı	HMK $\rightarrow$ HSP	YMK $\rightarrow$ HMK	YMK	YMK
Elastiklik Modülü (GPa)	115	215	200	72
Akma Dayanımı (MPa)	1000	1000	1000	500
Yoğunluk (g/cm^3)	4,5	7,9	8,9	2,7
Korozyona Direnç	Çok yüksek	Düşük	Orta	Yüksek
Oksijenle Reaktifliği	Çok yüksek	Düşük	Düşük	Yüksek
Fiyat	Çok yüksek	Düşük	Yüksek	Orta

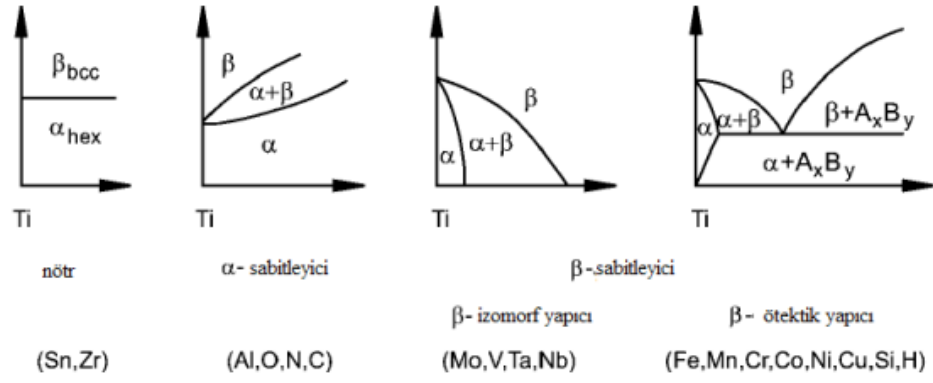
Titanyum, $882,5^{\circ}C$ sıcaklığın üzerinde hacim merkezli kübik (HMK) β fazında ve düşük sıcaklıkta hegzagonal sıkı paket kristal yapı (HSP) α fazına sahiptir. Hegzagonal sıkı paket (HSP) α titanyum ve hacim merkezli kübik (HMK) β

titanyumun kristal yapısı Şekil 3.1'de şematik olarak gösterilmektedir. Her bir plastik deformasyon ve difüzyon hızı birçok kristal yapı ile yakından ilişkilidir. Buna ek olarak, hegzagonal kristal kafesi titanyum için mekanik davranışta belirgin bir anizotropi oluşturur (Leyens ve Peters, 2003).



Şekil 3.1. Titanyum malzemenin kristal yapılarının şematik gösterimi (Leyens ve Peters, 2003)

Titanyumun α / β dönüşüm sıcaklığı α veya β dengeleyici (stabilizör) ilavelerine bağlı olarak artar veya azalır. N, Al, C, O gibi α stabilizörler geçiş sıcaklığını artırır. Titanyum alaşımlarında en yaygın kullanılan alaşım elementi alüminyumdur. Çünkü alüminyum geçiş sıcaklığını yükselten en yaygın metaldir ve hem α hem de β fazlarında büyük çözünürlüğe sahiptir. Mo, V, Nb, Ta, Fe, W, Si, Ni, Co, Mn, H gibi β dengeleyici elementler, elde edilen ikili faz diyagramlarına bağlı olarak β izomorfları ve β ötektoid elementleri olmak üzere ikiye bölünürler (Williams vd., 2007). Titanyum alaşım faz diyagramlarına alaşım elementlerinin etkisi Şekil 3.2'de şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 3.2. Titanyum alaşımlarının faz diyagramları (Williams vd., 2007)

Titanyum alaşımları içerdikleri stabilizöre göre α , α' 'ya yakın alaşımlar, α / β ve β alaşımları olarak sınıflandırılırlar. α ve yakın α alaşımları çok iyi sürünme direnci sergilerler. β alaşımları, daha yüksek yoğunluklu ve yüksek sertleşebilirliğe sahip titanyum alaşımlarıdır. α / β titanyum alaşımları hem α hem de β fazlarını içerdiğinden dolayı yüksek mukavemet ve genellikle iyi işlenebilirlik sergiler. Bu alaşımların özellikleri ısı işlem ile kontrol edilebilir. Ti6Al4V, toplam titanyum üretiminin yaklaşık % 50'sini içeren en popüler $\alpha + \beta$ titanyum alaşımıdır.

Alfa Alaşımları: Alfa alaşımları tek fazlı alaşımlardır ve en önemli α stabilizörü Alüminyum'dur (Leyens ve Peters, 2003). Düşük miktarlarda arayer atomu içermekte olup zayıf şekillenme özelliğine sahiptirler. Sünekliklerini ve tokluklarını çok düşük sıcaklıklarda dahi korurlar. α fazı zengin olan titanyum alaşımları β alaşımlarına göre yüksek sıcaklıklarda sürünmeye karşı daha dayanıklıdır. Alfa alaşımları ısı işlem ile sertleştirilemezler, dövülebilme yetenekleri çok düşüktür. Dövülebilme kabiliyetleri düşük olduğu için dövme sırasında yüzey veya göbek çatlakları meydana gelmektedir. Bu nedenle dövme işlemi sırasında deformasyon miktarının daha küçük seçilmesi ve malzemenin tavlama sonrasında oluşan mikroyapı soğutma hızına bağlı olarak değişmektedir. Malzemenin hızlı soğutulması iğnemsiz α , fırında soğutma ise plaklı α 'nın yoğun olduğu mikroyapılar meydana getirmektedir (Benjamin vd., 1980).

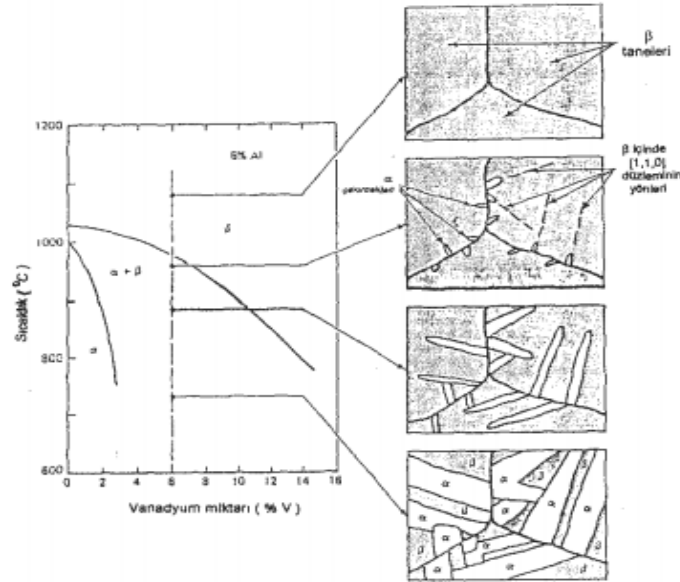
Beta Alaşımları: Gerçekte β alaşımları kararlı yapılar olmasa da yaklaşık %30 V, Mo, Nb, Ta gibi β stabilizör ilavesi ile oda sıcaklığında kararlı halde bulunmaktadır. Oda sıcaklığında $\alpha + \beta$ alaşımları ile aynı mukavemet değerlerine sahiptirler ancak yüksek sıcaklıklarda bu değerler düşmektedir. Alfa alaşımları diğer alaşımlara göre daha iyi işlenebilirlik özelliğine sahiptirler, korozyon dirençleri ve kırılma dayanımları daha yüksektir. α fazının β matrisi içinde çökeltilmesi ile sertleştirilirler (Joshi, 2006; Ezugwu ve Wang, 1997).

Alfa+Beta Alaşımları: Bu alaşımlar bir ya da daha fazla α ve β kararlaştırıcı alaşım elementi içerirler. Bu alaşımlar elementlerinin uygun şekilde birleştirilmesi ile α ve β fazlarının karışımından oluşan bir mikroyapı elde edilebilmektedir. Bu sınıftaki en çok kullanılan alaşım Ti6Al4V alaşımıdır. Bu malzemeler yüksek sıcaklıklarda dahi mukavemet ve korozyon dirençlerini korurlar. Bu nedenle yüksek sıcaklıklarda (350-400°C arasında) ve özellikle yüksek mukavemet gerektiren uygulamalarda kullanılabilir. Mukavemet artışı için, alaşım ilk olarak yarı kararlı doymuş hale getirilmek üzere hızla soğutulmakta ve ardından yaklaşık 500°C'de 24 saat yaşlandırılmaktadır. Bu sırada mikroyapıda bulunan aşırı doymuş α ve β fazları çözünerek yapı içerisinde homojen şekilde dağılmakta ve böylece sertlik artmaktadır (Askeland, 1994; Gökdemir, 2005).

Titanyumun β fazlı alanından soğutma gerçekleşirken, HMK β fazının en yoğun sıkıştırılmış düzlemleri hegzagonal α fazına dönüşür. HSP α 'da β / α dönüşümü, a-eksenine göre c-ekseninin de hafif bir atomik bozulmaya ve küçülmeye yol açar. Bu nedenle c / a oranı sıkı paket hegzagonal atomik yapıların ideal değerinin altında bir değere düşer. Soğuma sırasında β / α dönüşüm sıcaklığı boyunca makroskopik olarak az bir hacim artışı gözlenir. Titanyum ve titanyum alaşımlarındaki HMK β fazının hegzagonal α fazına dönüşümü, soğuma hızı ve alaşım bileşimine bağlı olarak martenzitik olarak veya difüzyon kontrollü çekirdeklenme ve büyüme işlemi ile oluşabilir (Williams vd., 2007).

Titanyum alaşımları, β faz bölgesinden ($\alpha + \beta$) faz bölgesine kadar yeterince düşük hızlarda soğutulduğunda, β fazına göre inkoherent olan α fazı, ilk olarak β

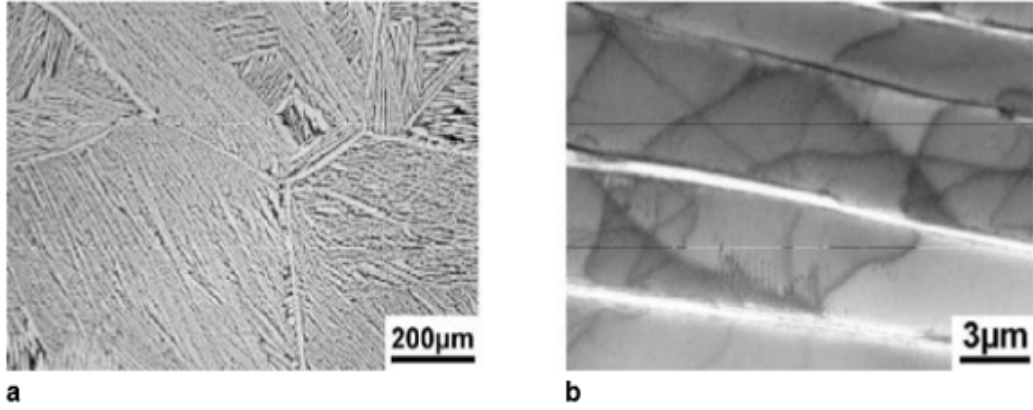
tane sınırlarında çekirdeklenmektedir ve daha sonra tane sınırlarında sürekli bir α katmanı oluşmaktadır. Devam eden soğutma boyunca α taneleri, ya sürekli α tabakasının ara yüzeyinde ya da β tanecik sınırında çekirdeklenir ve paralel plakalar olarak β fazında ilerler. Bu plakalar Burgers vektörünün benzer çeşitlerine sahiptirler (bu nedenle α kolonisi olarak adlandırılırlar). Bunlar, β tanesinin farklı tane sınır bölgelerinde çekirdeklenen ve farklı Burgers vektörüne sahip olan farklı α kolonilerine ulaşana kadar β tane içine doğru büyümeye devam ederler. β fazından oluşan yanlış olsa da genelde β plakaları olarak adlandırılan matrisin içinde çeşitli yönlerde büyümüş α plakaları içeren bir mikroyapı oluşur. Isıl işlem sonrası β fazından dönüşmüş α fazları farklı yapılarda olup bunlara Widmanstatten ya da martenzit yapılar denilmektedir. Şekil 3.3'de Widmanstatten yapısının oluşumu şematik olarak gösterilmiştir. Örneğin Ti6Al4V alaşımının β fazından itibaren soğutulması esnasında, büyümeye başlayan α taneleri β taneleri içerisinde atomların en yoğun olduğu [110] düzleminde ilerlemektedir ve böylece Widmanstatten formunda dönüşmüş β fazı oluşmaktadır (Gökdemir, 2005).



Şekil 3.3. Widmanstatten yapısının oluşumu (Gökdemir, 2005)

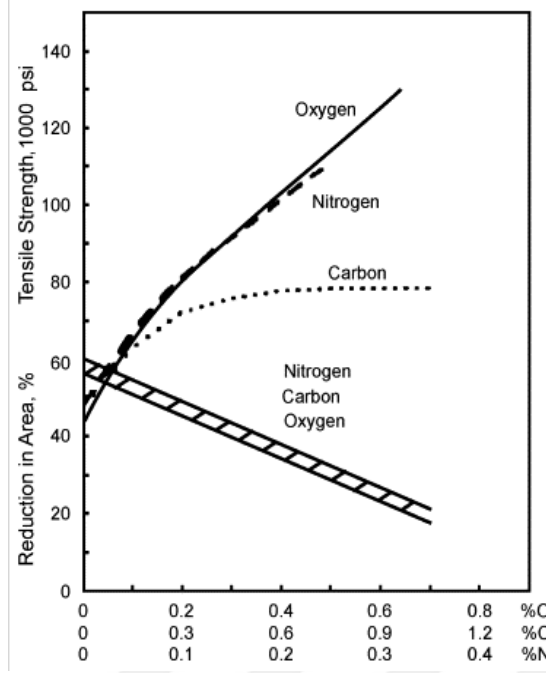
Ti6Al4V alaşımı için β faz bölgesinde yavaş soğutularak elde edilen mikro yapının bir örneği Şekil 3.4'te gösterilmiştir. Düşük soğutma hızında soğutulmuş

bu materyalde, α kolonilerinin boyutu β tanecik boyutunun yarısı kadar geniş olabilir (Williams vd., 2007).



Şekil 3.4. Ti6Al4V alaşımına ait lameller $\alpha+\beta$ mikroyapının a) optik mikroskop b) taramalı elektron mikroskobu görüntüleri (Williams vd., 2007)

Öte yandan, nitrojen, karbon ve özellikle oksijen gibi elementler α -stabilizör etkisine sahiptir ve α - β geçiş sıcaklığını (β -transus) yükseltirken, β -stabilize etkisi olan hidrojen geçiş sıcaklığını düşürür. Arayer elementlerin miktarının artırılması, mukavemet (sertliğin) artışına neden olur (Şekil 3.5), fakat aynı zamanda süneklikte keskin bir düşüşe ve gevrekleşmenin artmasına neden olur. Mevcut fazlara bağlı olarak, titanyum alaşımları α alaşımları, β alaşımları veya $\alpha + \beta$ alaşımları olarak sınıflandırılabilir. $\alpha / (\alpha + \beta)$ veya $(\alpha + \beta) / \beta$ faz sınırlarına yakın olan bölgelerdeki bileşimlere sahip alaşımlara bağlı olarak yakın α ve β alt sınıfları bulunmaktadır (Zhechova vd., 2004).



Şekil 3.5. Arayer alaşım elementlerinin titanyum malzemenin mukavemeti üzerine etkisi (Zhechova vd., 2004)

3.1. Ti6Al4V Alaşımı

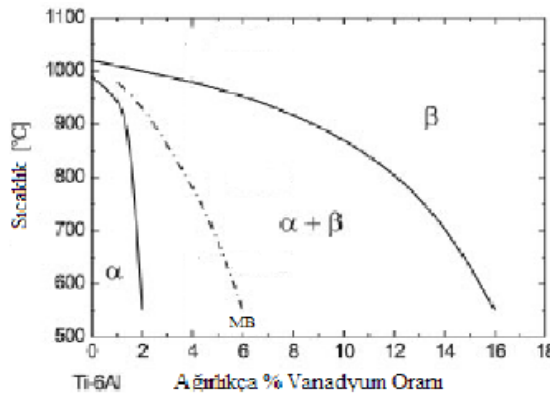
Ti6Al4V yapısı, ağırlıkça % 6 Al ve % 4 V içeren $\alpha+\beta$ alaşımıdır. Ti6Al4V titanyum alaşımı için tipik uygulamalar uçak gaz türbini diskleri, havacılık ve tıbbi uygulamalar, diş implantları ve kompresör kanatlarını içerir. Dövme, haddeleme, ekstrüzyon ve döküm gibi konvansiyonel üretim yöntemleriyle üretilip şekillendirilebilir. Ancak maksimum 350-400°C arasında kullanılabilmeleri bu alaşımlar için bir dezavantaj oluşturmaktadır (Coşkun, 2011). Bu çalışmada da kullanılan Ti6Al4V alaşımının bazı özellikleri Çizelge 3.2’de verilmiştir.

Çizelge 3.2. Ti6Al4V alaşımının özellikleri (Coşkun, 2011)

Özellik	Değer
Ergime Sıcaklığı	1649°C
Dönüşüm Sıcaklığı	980-990°C
Yoğunluk	4,43 g/cm ³
Çekme Dayanımı	890-1000 MPa
Sertliği (HRB)	36
Poisson Oranı	0.33

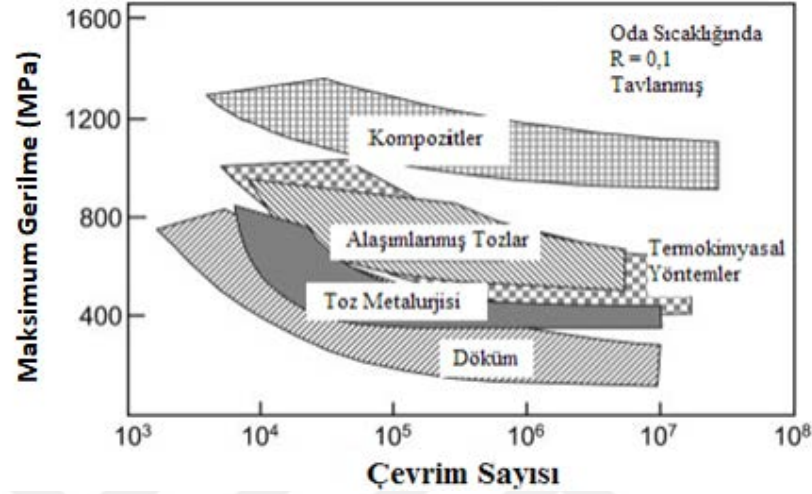
Ti6Al4V mikroyapısı alfa-beta fazlarının dizilimi ve boyutu ile tanımlanabilir. Bunun için, bu alaşımın (Ti6Al4V) ısıtma işlemi, deformasyon, yeniden kristalleştirme, yaşlanma ve tavlama içeren termodinamik işlemleri üç farklı mikro yapı (lamellar, dubleks ve eşeksenli mikroyapı) meydana getirmektedir. Eşeksenli mikroyapıya sahip malzemeler, istenilen eşeksenli α miktarına karşılık gelen, $\alpha+\beta$ fazında yeniden kristalleşme sıcaklığına ısıtılıp ardından β içinde α lamelleri oluşumunu sağlayacak şekilde yeterince hızlı şekilde soğutulursa dubleks mikroyapı elde edilir. İşlem tam tersi şekilde uygulandığında dubleks mikroyapıdan, eşeksenli mikroyapı oluşturulabilir. Ancak bu dönüşüm işlemlerinde tane büyümesi gerçekleşecektir. Ti6Al4V alaşımları üzerinde yapılan araştırmalarda, β dönüşüm sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda, bütün yapı β fazına dönüşürken, bu faza ait tanelerin α faz sınırlarında çekirdeklenip büyümek yerine zaten alaşımda oda sıcaklığında da stabil olan β fazlarından büyüdüğü görülmüştür.

Oda sıcaklığında % 90 oranında α fazı içeren Ti6Al4V alaşımının nihai özellikleri bu fazın mekanik özellikleri ve gördüğü işlemlerle belirlenir. Al atomları α stabilizörüdür ve bu fazın mukavemetinin arttırılmasını sağlar. Al bileşimi α fazının merkezinden uzaklaştıkça, V bileşimi ise β fazının merkezinden uzaklaştıkça düşmektedir. Saf Titanyum için β dönüşüm sıcaklığı 882°C iken Ti6Al4V alaşımında bu sıcaklığın 985-995°C arasında olduğu görülmektedir (Şekil 3.6). V'un izomorf yapıcı etkisi nedeni ile α bölgesi daralmış, $\alpha+\beta$ ve β faz bölgesi ise genişlemiştir (Coşkun, 2011).



Şekil 3.6. Ti6Al4V alaşımının beta dönüşüm sıcaklığı (Coşkun, 2011)

Farklı şekilde işlenmiş Ti6Al4V numunelerinin Wöhler diyagramları Şekil 3.7'de gösterilmektedir. En yüksek yorulma dayanım değerleri termomekanik işleme ölçülürken, dökme lamellar yapılar en düşük değerleri göstermektedir (Leyens and Peters, 2003).



Şekil 3.7. Ti6Al4V numunelerinin Wöhler diyagramları (Coşkun, 2011)

3.2. Titanyum Alaşımlarının Aşınması ve Uygulanan Yüzey İşlemleri

Titanyum ve alaşımlarının sahip olduğu zayıf aşınma davranışı ve yüksek sürtünme katsayısı gibi kötü tribolojik özellikler titanyumun uygulama alanların da kısıtlamalara neden olmaktadır. Titanyumun zayıf tribolojik davranışlarının nedeni elektron konfigürasyonu, kristal yapısı ve yağlayıcıların etkisizliğidir. Titanyumun elektron konfigürasyonu düşük değerli bir d-band karakterine sahiptir. Bu durum titanyum yüzeyinin aşırı reaktif olmasına sebep olur. Titanyumun sıkı paket oranı (c/a) 1,588 iken metallerde ideal sıkı paket oranı (c/a) 1,633 olduğu için SPH yapısına sahip metallerden farklı olarak iyi bir sürtünme özelliği gösteremezler.

Titanyum alaşımları için kullanılan geleneksel yağlayıcıların etkisiz kalması da sürtünme özelliğini etkileyen faktörlerden biridir. Titanyumun ısı iletkenliğinin düşük olması, sürtünme ile artan ısıyı önlemek amacıyla da kullanılan yağlayıcıların sağlayacağı bir iyileşmeyi etkisiz kılmaktadır. Bu karakteristik özelliklerinden dolayı titanyum alaşımları adhesif ve abrasif aşınmaya karşı

oldukça duyarlıdır. Aşınma sırasında birbiriyle çalışan yüzeyler arasında malzeme geçişi titanyum yüzeyinin çok reaktif olmasından ve ara yüzey bölgesinin deformasyon davranışından kaynaklanmaktadır. Titanyumun kimyasal reaktivlik ve süneklik gibi özellikleri gerçek temas bölgelerindeki yapışmayı ve plastik deformasyonu artırmaktadır. Bu nedenle titanyum ve alaşımlarının sürtünme katsayısı değerleri yüksektir. Bununla birlikte, pürüzlerin birbirine yapışma noktalarının adhezyon dayanımları titanyum alaşımlarının mukavemetlerinden çok daha yüksektir. Bu pürüzlü bölgelerde kopan titanyum parçaları aşınmış yüzey üzerinde kraterler oluşturmaktadır. Kopan titanyum parçaları abrazif aşınmaya neden olur ve kopmanın artmasıyla önemli abrazif zararlar meydana gelebilmektedir.

Titanyum ve alaşımlarının tribolojik özelliklerini iyileştirmek için yüzey özelliklerini geliştirmek gerekmektedir. Titanyumun bu özellikleri yüzey işlemleri ve kaplamalarla iyileştirilebilmektedir. Titanyum ve alaşımlarının reaktivliği ve kristal yapısı nedeni ile sürtünme katsayısı değerleri yüksektir. Bu değerler mühendislik yüzey işlemleri ile parçaların boyutları değiştirilmeden iyileştirilebilmektedir (Yılmaz, 2008). Malzemenin yüzey sertliğini artırmak, abrazif ve adhezif aşınma direncinin artmasını sağlamaktadır. Titanyum ve titanyum alaşımının yüzey işlemleri üç grupta sınıflandırılabilir; ısıtma işlemi, kaplamalar ve termokimyasal işlem. Isıtma işlemlerin temeli, malzemelerin kimyasını değiştirmeden yalnızca yüzey tabakalarının mikroyapısını değiştirmektedir. Titanyum ve titanyum alaşımlarına çeşitli nedenlerden dolayı ısıtma işlemi gerçekleştirilir;

- Üretim sırasında oluşan atık gerilmeleri azaltmak
- Özellikle alfa-beta alaşımlarında süneklik, işlenebilirlik ve boyutsal yapısal kararlılığın en uygun kombinasyonunu elde etmek için (tavlama)
- Dayanımı arttırmak için (yaşlandırma ve çözündürme işlemi)
- Kırılma tokluğu, yorulma dayanımı ve yüksek sıcaklık sürünme dayanımı gibi özelliklerini en iyi hale getirmek için (Donachie, 2000).

Diğer yandan, bileşim ve mikroyapıdaki farklılıklar nedeniyle titanyum alaşımları için ısıt işlemlerin tümü uygulanabilir değildir. Titanyum alaşımlarının (alfaya yakın alaşımlar, alfa, beta ve alfa-beta alaşımları) ısıt işlemlere tepkisi aşağıdaki gibidir:

Alfa ve alfaya yakın alaşımlar: Bu alaşımlar için yüksek dayanım geliştirilemez ve mikroyapı ısıt işlemlerle değiştirilemez.

Beta alaşımlar: Gerilim giderme ve yaşlandırma işlemleri birleştirilebilir.

Alfa-beta alaşımlar: Bu alaşımlar ısıt işlemlerle sertleştirilebilir. Çünkü bileşimler, boyutlar ve fazların dağılımları belirli bir oranda değiştirilebilir (Donachie, 2000).



4. TERMOKİMYASAL İŞLEMLER

Titanyum ve alaşımlarına uygulanan yüzey sertleştirme işlemlerinden biri de termokimyasal yüzey işlemleridir. Termokimyasal yüzey işlemleri azot, karbon ve bor gibi elementlerin ısı yardımı ile ana malzemeye difüzyon etmesi temeline dayanmaktadır. Bu işlemin en önemli bir avantajı sertleştirilen yüzey tabakası kalınlığının diğer yöntemlere göre daha fazla olmasıdır. Ancak yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen bir yüzey işlemi olmasından dolayı tane büyümesine sebep olması bir dezavantaj olmakta ve kullanımını sınırlamaktadır. Bu işlem sırasında dikkat edilmesi gereken diğer bir husus da malzemenin mekanik özelliklerinin düşmesine neden olan atmosferdeki yüksek hidrojen içeriğidir. Bu nedenle uygun termokimyasal koşulların sağlanılmasına dikkat edilmelidir (Gökdemir, 2005; Boyer vd., 1994).

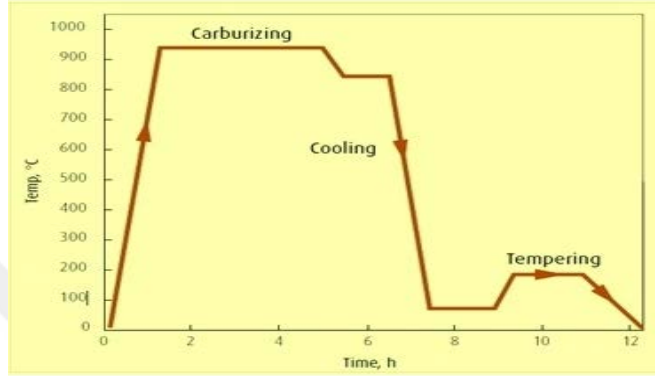
Titanyum ve titanyum alaşımları kimyasal olarak aktiftir ve çoğu arayer element, özellikle oksijen ile kolaylıkla reaksiyona girer, bu nedenle tüm yüzey işlemleri vakum içinde veya inert gazlar ile korunarak gerçekleştirilmektedir. Titanyum alaşımları, en kararlı elementlerin hepsiyle farklı sıcaklıklarda reaksiyona girmekte ve çok çeşitli difüzyon esaslı yüzey uygulamalarına imkan vermektedir. Titanyum ve titanyum alaşımlarının mekanik özelliklerini geliştirmek için, farklı termokimyasal işlem türleri uygulanabilir.

Oksidasyon, karbürleme ve nitrürleme işlemleri, titanyum ve titanyum alaşımlarının yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi için kullanılan en popüler termokimyasal işlemlerdir. Bu tür işlemler aşınma ve korozyon direncini artırırken, sürtünme katsayısının düşmesine yardımcı olur. Ayrıca malzemenin yüzeyini kolayca sertleştirebilmektedir (Zhechova, 2004).

4.1. Karbürleme

Karbürleme, en çok kullanılan yüzey sertleştirme işlemlerinden biridir. Malzemenin özünün (yüzey altındaki kısım) dayanımını ve tokluğunu korurken aşınmaya karşı dayanıklı bir yüzey oluşturan ısıtma işlemi yöntemidir. Çelik

ısıtıldığı zaman düşük karbonlu çeliklerin ($\%C < 0,2$) yüzeylerinde difüzyon ile karbon oranı yükseltilerek yüzey sertliği sağlanmaktadır. Difüzyon derinliği zaman ve sıcaklık miktarına bağlıdır. Çelik, su verme ile hızla soğutulduğunda, östenitten martensite dönüşmesiyle dış yüzeydeki karbon içeriği artar ve yüzey sertleşir, merkez ferritik veya perlit mikroyapı olarak yumuşak ve tok kalır (Satyendra, 2014). Karbürleme işlemi döngüsü Şekil 4.1'de gösterilmektedir.



Şekil 4.1. Genel bir karbürleme işlem çevrimi (Satyendra, 2014)

4.1.1. Düşük basınçlı karbürleme (LPC)

1970 yılından sonra geliştirilen düşük basınçlı karbürleme, 1000°C'nin üzerinde sıcaklıklara izin verir ve çok düşük basınçta (1-30 mbar) koruyucu bir atmosferde gerçekleşir. Düşük basınçlı karbürleme, çeliğin yüzey tabakasına karbürleme atmosferinden difüzyonla karbon kütlesi akışı anlamına gelir. Sonuç olarak, karbon atomları malzeme yüzeyine emilir ve sonra çekirdeğe yayılır.

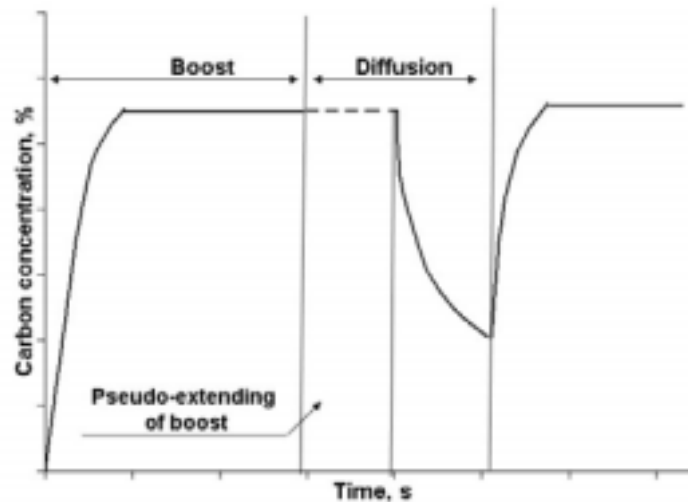
Karbürleme atmosferi, esasen asetilen veya etilen veya bunların karışımlarının hidrojen ile sulandırıldığı yüksek hidrokarbonlara dayanır (Gorockiewicz vd., 2010). Çoğu uygulamada asetilen karbon kaynağı olarak kullanılır. Gaz karbürlemesinin aksine vakum sistemlerinde oksijen içeren reaksiyon gazları yoktur ve bu nedenle karbon potansiyeli kontrolü düşük basınçlı karbonlama işleminde gerçekleştirilemez. Bu işlem genellikle parçaların aşınma direncini ve yorulma ömrünü artırmak için kullanılır. Karbürleme işleminin en önemli parametresi, zaman ve birim yüzey başına malzeme içine yerleşen karbon miktarı olarak tanımlanan karbon kütle akış yoğunluğu (mc) 'dur.

LPC'nin avantajları;

- Tanecikler arası oksidasyon ve yüzeyde karbürizasyonu yok
- Daha hızlı karbürleme
- Daha yüksek karbonlama sıcaklıkları, önemli ölçüde daha kısa çevrim sürelerine neden olur (Heuer ve Löser, 2009).

Düşük basınçlı karbürleme iki aşamadan oluşur: karbürizasyon ve difüzyon. Karbürizasyon (Boost) aşamasında, vakum atmosferinde bulunan karbon atomları düşük basınç altında yüzeye iletilir. Karbürizasyon basamağından sonraki karbürlenmiş tabaka (yüzey) yüksek karbon seviyesi içerir. Difüzyon aşaması, karbon kütlesinin yüzeyden daha derine taşınmasını ve bunun sonucunda karbon tabakasının kalınlaşmasına neden olur. Titanyum içerisine karbonun difüzyonu, çözünen atomların bir ara yer boşluğundan diğer bir ara yer boşluğuna atlaması ile olur.

Karbürizasyon aşamasında elementlerin yüzeyinin reaksiyon ürünlerinden temizlenmesi ve karbon atomlarının yüzeye sürekli akışını sağlamak için basınç değişimleri uygulanır. Boost ve difüzyon aşamalarının sıcaklığı ve zamanı, karbonlanmış yüzey tabakasında oluşan karbon profili için önemlidir (Gorockiewicz vd., 2010). Finecarb® düşük basınçlı karbürleme boyunca karbon konsantrasyonunun meydana gelen değişim Şekil 4.2'de gösterilmektedir.



Şekil 4.2. FineCarb® düşük basınçlı karbürleme sırasında yüzey karbon konsantrasyonunun değişimi (Kula vd., 2009)

Hem yerel hem de global piyasalardaki yüzey işleme için vakum makineleri ve ekipmanların işletme maliyetlerini düşürerek ve işlemlerin süresini azaltarak rekabet üstünlüğü yaratılabilir. Bununla birlikte, karbon içerikli gazların, özellikle etilenin (C_2H_4) kullanılması gerektiği koşullarda nispeten yüksek maliyetler söz konusudur. Avrupa piyasasındaki etilenin (C_2H_4) ortalama fiyatı, asetilen ve hidrojeninkinden yaklaşık altı kat daha fazladır. Bu, vakum teknolojilerinin daha az sanayileşmiş ülkelerde uygulanma olasılığını önemli ölçüde sınırlar ve onları daha pahalı hale getirir. Bu nedenle, düşük basınçlı karbürleme işleminin maliyetinin azaltılması hususunda parametrelerin düzenlenmesiyle birlikte bir karbürize karışım üretmeye büyük bir ihtiyaç vardır (Pietrasik vd., 2012).

5. MATERYAL – YÖNTEM

5.1. Materyal

Bu çalışmada Medikal, Havacılık, Denizcilik ve Kimya Sanayi gibi sektörlerde yaygın olarak kullanılan Ti6Al4V malzemesinin yüksek sürtünme katsayısı, düşük aşınma dayanımı gibi zayıf tribolojik özelliklerinden dolayı mekanik mühendislik uygulamalarında kullanım sınırlandırmasına çözüm bulmak amaçlanmıştır. Ti6Al4V hafif bir metal olmasına rağmen yüksek mukavemete ve korozyon direncine sahiptir ve kolay şekillendirilebilirler. Çalışmada deney malzemesi olarak yaklaşık 5 mm kalınlığında 30 mm çapında silindirik Ti6Al4V numuneleri kullanılmıştır. Kullanılan Ti6Al4V alaşımının bazı kimyasal ve mekanik özellikleri Çizelge 5.1 ve 5.2'de listelenmiştir. Literatürden elde edilen bilgiler doğrultusunda Ti6Al4V alaşım malzemesinin kimyasal bileşimi maksimum % olarak şu şekildedir: %6 Al, %4 V, %0,05 N, %0,10 C, %0,0125 H, %0,30 Fe, %0,20 O.

Çizelge 5.1. Ti6Al4V'un kimyasal özellikleri

	Ti6Al4V (Grade 5)*
Alüminyum, Al	5,5-6,75%
Vanadyum, V	3,5-4,5%
Karbon, C	<0,08%
Demir, Fe	<0,4%
Oksijen, O	<0,2%
Nitrojen, N	<0,05%
Hidrojen, H	<0,015%
Titanyum, Ti	Balance

*ASTM B348 (Grade 5)

Çizelge 5.2. Ti6Al4V alaşımının mekanik özellikleri

	Ti6Al4V*	Ti6Al4V**
Akma Dayanımı (Rp 0,2)	897 MPa	860 MPa
Çekma Dayanımı (Rm)	827 MPa	930 MPa
% Uzama	%10	%10
% Kesit Daralması	%25	%25

*AMS 49278S - UNS R56400 **ASTM F1472(wroughtmaterial)

5.2. Yöntem

Deneysel çalışmalarda kullanılan yöntemler aşağıdaki aşamalardan oluşmaktadır:

1. Numunelere vakumlu fırın içerisinde farklı sıcaklıklarda (850-950-1050°C) ve farklı difüzyon sürelerinde (0-2-4 saat) düşük basınçlı karbürleme işlemi uygulandı. Karbürleme atmosferi olarak üç gazdan (asetilen, etilen ve hidrojen) oluşan bir karışım kullandı.
2. Karbürleme işleminden sonra titanyum alaşım numunelerinin yüzeyleri üzerinde X-Işını Kırınımı (XRD) analizi gerçekleştirildi.
3. Numunelerin içyapısının ve yüzeyde oluşan karbür tabakasının daha iyi incelenebilmesi için numuneler kesilerek kalıplama işlemi yapıldı.
4. Kesit yüzeyleri farklı numaralarda zımpara kağıdı kullanılarak aşamalı olarak zımparalanmış ve standart metalografik tekniklerle parlatılarak analizler için yüzeyi uygun hale getirildi.
5. Ayrıntılı metalografi çalışmaları için Taramalı Elektron Mikroskopisi (SEM) kullanıldı. SEM analizi öncesinde parlatılan yüzeyler su ve metanol ile temizlendi.
6. Karbürlenmiş parçaların mikro sertlik profili, bir KB Prüftechnik mikro sertlik test cihazı ile Vickers sertlik skalasında (VHN) 1 N yük kullanılarak belirlendi.
7. Malzemelerin aşınma performansını ve aşınma mekanizmasını belirlemek için pin-on-disk aşınma deneyi uygulandı. Numunelerin aşınma deneyi kuru sürtünme şartları altında ASTM G99 standartlarına uygun olarak gerçekleştirildi.

5.2.1. Termokimyasal işlem

Bu çalışmada, vakumlu fırın içerisinde düşük basınçlı karbürleme işlemi (LPC) uygulanmıştır. Vakum fırını düşük basınçlı bir karbonlama sistemi ile donatılmıştır. Lodz Teknoloji Üniversitesi tarafından geliştirilen bu vakumlu fırın sistemi 800-1300°C sıcaklık aralığında ve 0,5-10 mbar basınç aralığında

termokimyasal işlem olanağı sağlamaktadır. Deneylerde kullanılan vakumlu fırının genel görünüşü Şekil 5.1’de verilmektedir.



Şekil 5.1. Deneylerde kullanılan vakumlu fırının genel görünüşü

Genel anlamda düşük basınçlı karbürleme işlemi belirli bir sıcaklıkta gerçekleşen dönüşümlü ve birbirini izleyen karbürleme ve difüzyon fazı aşamalarına dayanmaktadır (Gorockiewicz vd., 2007). Karbürleme çevrimleri sırasında, vakum haznesi içerisine 0.5 - 10 mbar basınç aralığında belirli bir miktarda ve zamanda karbon verici atmosfer sağlanmaktadır. Bu çalışmada kullanılan karbürleme atmosferi üç gazdan (asetilen, etilen ve hidrojen) oluşan bir karışımdır ve bu bileşim SECO / WARWICK ve Łódź Teknoloji Üniversitesi tarafından geliştirilmiş ve patentlenmiştir (Kula vd., 2006). Çizelge 5.3’de sıcaklık ve difüzyon süresine göre belirlenmiş işlem numaraları gösterilmiştir. Karbürize edilecek numune sayısı her işlem için 1 olmak üzere toplamda 9 adet numune kullanılmıştır. Sıcaklık ve difüzyon süresi karbürleme işlemi için iki önemli parametredir bu nedenle her işlem için farklı difüzyon süreleri ve sıcaklıklar seçilmiştir. Karbürleme işlemi β geçiş sıcaklığının üstünde ve altında sıcaklıklar seçilerek malzemenin mikroyapısal değişikliği ve yüzey sertliğine sıcaklığın etkileri de belirlenmiştir.

Çizelge 5.3. Difüzyon işleminde uygulanan sıcaklık ve difüzyon süresine göre işlem sıraları

Sıcaklık (°C) Difüzyon Süresi (saat)	850	950	1050
2	Proses 1	Proses 2	Proses 3
4	Proses 4	Proses 5	Proses 6
0	Proses 7	Proses 8	Proses 9

5.2.2. X Işınları difraksiyonu (XRD)

X-ışını kırınım (XRD), malzemelerin kristal karakterizasyonunu belirlemek için güçlü ve tahribatsız bir yöntemdir. Bu yöntem Kristal yapısı, fazı, tercih edilen kristal yönelimi (yapı) ve ortalama tane boyu, kristalite, gerinim ve kristal kusurları gibi diğer yapısal parametreler hakkında bilgi sağlar. X-ışını kırınımı yöntemi, her bir kristalin fazın kendine özgü atomik dizilimine bağlı olarak, X ışınlarını karakteristik bir düzen içerisinde kırması prensibine dayanır. Bu X-ışınları bir katot ışın tüpü tarafından üretilir, tek renkli ışınım üretmek üzere filtrelendir ve numuneye yöneltilir. X ışınları kristalin üzerine geldiğinde elektronlar salınım yapmaya başlar ve her yöne doğru x ışınları fotonları yayar. Koşullar Bragg Yasasını ($n\lambda = 2d \sin\theta$) karşılarken, gelen ışınların numuneyle etkileşimi yapıcı girişim (ve kırınım ışını) üretir. Bu kanun, elektromanyetik radyasyonun dalga boyunu kırınım açısına ve kristalin bir numunede kafes aralığına ilişkindir. X-ışını kırınım tepeleri, bir numunedeki kafes düzlemlerinin her kümesinden belirli açılarla kırılmış bir monokromatik ışın demetinin yapıcı etkileşimi ile üretilir. Zirve yoğunlukları, kafes içindeki atomların dağılımı ile belirlenir. Sonuç olarak, X-ışını kırınımı profili belirli bir materyaldeki periyodik atomik düzenlemelerin parmak izi gibidir (Dutrow ve Clark, 2016; Özmen, 2012).

Karbürize Ti6Al4V alaşım numunelerin, element konsantrasyon dağılım profili ve sertleştirilmiş yüzey tabakasında bulunan mevcut fazların belirlenmesi için XRD analizleri yapılmıştır (Şekil 5.2).



Şekil 5.2. Deneylerde kullanılan XRD cihazının genel görünüşü

5.2.3. Numune hazırlama

Çapı 30 mm ve kalınlığı 5 mm olan silindirik şekilli numunelerin iç yapısının ve yüzeyde oluşan karbür tabakasının daha iyi incelenebilmesi için tüm numuneler XRD analizinden sonra simetri eksenine göre kesilmiştir. Numunelerin boyutları küçük ve tutulması zor olduğu için kesme işleminden sonra soğuk kalıplama (pres) yapılmıştır. Kalıplanmış bir numunenin fotoğrafı Şekil 5.3’de gösterilmektedir.



Şekil 5.3. Kalıplanmış numunenin genel görünüşü

Hassas zımparalama işlemi farklı numaralarda zımpara kağıdı kullanılarak aşamalı olarak yapıldı (Şekil 5.4). Zımparalama ve parlatma adımının amacı, kesim ve ön hazırlık aşamalarında numunelerin yüzeyinde oluşan hasarları gidermek ve uygulanacak analizler için yüzeyi uygun hale getirmektir. Parlatma için Struers Labopol 5 otomatik parlatma makinesi (Şekil 5.5) kullanıldı. Kullanılan makine ekipmanı uygulanan kuvveti, akış oranı dağılımını ve zımpara tablasının hızını (50 - 500 rpm) kontrol etme imkanı sağlamaktadır. İşlem sonrasında parlatmanın yeterliliğinin kontrolü için Ti6Al4V numunelerinin yüzeyleri optik mikroskoplarda incelenmiştir.



Şekil 5.4. Deneylerde kullanılan zımpara makinesinin genel görünüşü



Şekil 5.5. Deneylerde kullanılan otomatik parlatma makinesi

5.2.4. SEM-EDS analizi

Karbürize Ti6Al4V numunelerinin kesitlerinin mikroyapıları, taramalı elektron mikroskobu kullanılarak gözlemlendi ve yüzey karbon katmanlarının kalınlığı ölçüldü. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), çok küçük bir alana odaklanan yüksek enerjili elektronlarla yüzeyin taranması prensibine dayanmaktadır. Genel olarak yüzeyden yayılan ikincil elektronlarla yapılan ölçüm, özellikle yüzeyin topografik yapısıyla ilişkili bir görüntü oluşturur. Taramalı Elektron Mikroskobunda (SEM) görüntü, yüksek voltaj ile hızlandırılmış elektronların numune üzerine odaklanması, bu elektron demetinin numune yüzeyinde taratılması sırasında elektron ve numune atomları arasındaki etkilerin uygun algılayıcılarda toplanması ve sinyal güçlendiricilerinden geçirildikten sonra bir katot ışınları tüpünün ekranına aktarılmasıyla elde edilir (Erdin, 1987).

Bu çalışmada SEM analizi için kullanılan JEOL JSM 6610LV model cihaz Şekil 5.6'da gösterilmektedir. Cihaz küçük ve büyük numunelerde ince yapıların hızlı karakterizasyonu ve görüntülenmesi için yüksek performanslı bir SEM analizine olanak sağlamaktadır. Kullanılan JEOL model SEM cihazı büyük bir numune haznesi ve otomatik numune kademesi ile donatılmıştır. Mikroskop, iletken olmayan numunelerin gözlenmesi için düşük vakum modunda çalıştırılabilir. Bu iletken olmayan numunelerin gözlenmesi için son derece hassas geri saçılmış bir dedektör ve düşük vakumlu sekonder dedektör kullanılır. 5X ila 300,000X arasında bir büyütme aralığı sunar ve yüksek vakum modunda 30KV'de 3.0 nm çözünürlüğe sahiptir (Fred Hutch, 2017).

EDS aynı zamanda bir JEOL ürünüdür, kontrol tek bir PC'den yapılabilir. EDS, EDX veya EDAX olarak da bilinen enerji dağılımlı X ışını analizi, bir numunenin veya numunede istenilen küçük bir alanın elementsel bileşimini tanımlamak için kullanılan bir tekniktir. EDS sırasında numune, taramalı elektron mikroskobu (SEM) içindeki bir elektron ışınına maruz bırakılır. Bu elektronlar numune içerisindeki elektronlarla çarpışır ve bazıları yörüngelerinden atılmalarına neden olur. Boşalan bölgeler, işlem sırasında x-ışınları yayan daha yüksek enerjili elektronlarla doldurulur. Yayılan x ışınlarını analiz ederek,

numunenin elementsel bileşimi belirlenebilir. EDS elementsel bileşenlerin mikro analizleri için güçlü bir araçtır (Ay, 2017).



Şekil 5.6. Deneylerde kullanılan SEM cihazının genel görünüşü

5.2.5. Mikrosertlik deneyi

Mikrosertlik deneyi, çok küçük veya ince test numunelerinin veya kompozit numunedeki küçük bölgelerin sertliğini belirlemek için kullanılan bir yöntemdir. Mikrosertlik deneyi, yüzeyi sertleştirilmiş parçalar üzerindeki yüzey/çekirdek sertliğinin yanı sıra taşlama yanıkları, karbürleme veya dekarbürizasyon gibi yüzey koşullarının belirlenmesinde kullanılır.

Mikrosertlik testi aşağıdaki amaçlar için önemli bilgiler sağlar:

- Karbürleme, nitrürleme, plazma nitrürleme, indüksiyonla, alevle ve birçok diğer yüzey sertleştirme işlemi için sertlik gerekliliklerine uygunluğu belgelendirmek veya belirlemek
- Sertleştirme ısıl işlemlerinde etkin kabuk derinliğinin ölçümü
- Karbürize parçaların yüzey veya çekirdek sertliğinin yanı sıra taşlama yanıkları veya dekarbürizasyon gibi yüzey koşullarını belirlemek

- İnce bir mikroyapıya sahip çok fazlı, homojen olmayan veya çatlamaya eğilimli materyallerin yüzey özellikleri hakkında kesin ve ayrıntılı bilgi sağlamak
- Bir yapı içindeki farklı mikro bileşenlerinin sertliğini belirlemek veya sertleştirme sırasında karşılaşılan dik sertlik gradyanlarını belirlemek

Mikrosertlik Deney İşlemleri

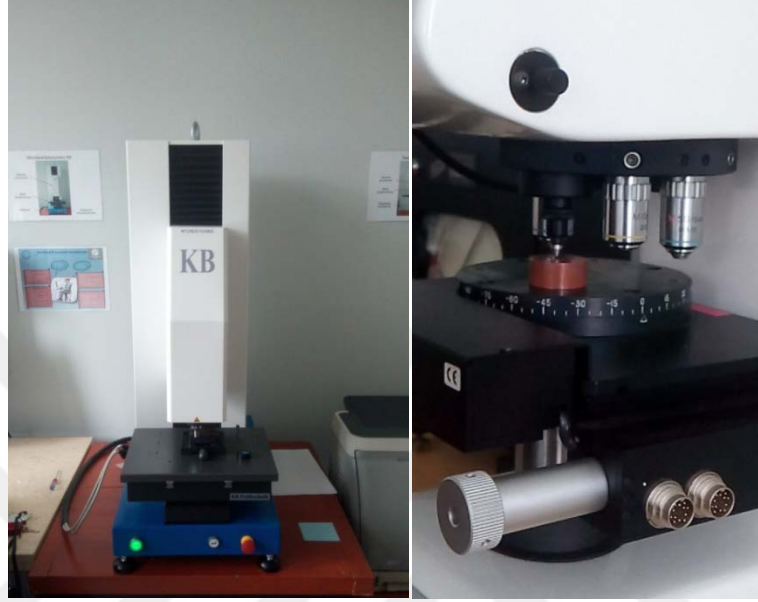
- Mikro sertlik deneyi sırasında, bir Vickers veya Knoop ucu, 1000 gram'a kadar olan hafif bir yük ile malzemenin yüzeyine daldırılır. Yükün dalıcı uca uygulanması sonucu malzeme yüzeyinde uç şeklinin neden olduğu kalıcı deformasyon ya da iz oluşmaktadır.
- Knoop ve Vickers sertlik deney yöntemleri, malzeme sertliğini belirlemek için belirli formüller yardımıyla oluşan dalıcı ucun izi kullanır. Oluşan izin doğru ölçülmesi, izler çok küçük olduğundan, özel bir mikro sertlik testi mikroskobu kullanılmasını gerektirir.

Knoop sertlik deneyi, eşkenar dörtgen şeklinde bir ucun belirli bir zaman süresi için 1000 gram veya daha düşük kontrollü kuvvet uygulayarak numuneye batması ile gerçekleştirilir. Malzemenin sertliği Knoop ucunun nüfuz ettiği iz köşegeni vasıtasıyla belirlenir. Knoop sertlik değerleri genellikle belirli yük değerleri ile birlikte belirtilir.

Vickers sertlik deneyi hem mikro hem de makro ölçeklerde yapılabilir (bazı Vicker test cihazları 100 kilograma kadar maksimum test yüküne sahiptir). Knoop mikro sertlik deneyi gibi bu testler de standart bir süre boyunca kontrollü yük uygulayarak gerçekleştirilir. Ancak 136°'lik tabanı kare bir elmas piramit uç kullanılır. Ortaya çıkan izlerin köşegen boyutları mikroskopta ölçülür, daha sonra bu ölçüm ve test yükü Vickers sertlik değeri hesaplanır (Pelleg, 2013; Laboratory Testing Inc., 2017).

Bu deneysel çalışmada sertlik ölçümü için KB Prüftechnik model Vickers mikro sertlik deney cihazı kullanılmıştır. Numunelerin 1 N deney yükü altındaki sertliği belirlenmiştir. Bunun yanı sıra düşük sıcaklıklarda karbürlenen

numunelerin yüzeyinde oluşan karbon yayınmış tabaka çok ince olduğu için bu numunelerin sertlik ölçümü için manüel mikro sertlik test cihazı (KB Prüftechnik) kullanılmıştır. Şekil 5.7’de kullanılan manüel ve otomatik mikro sertlik test cihazları gösterilmektedir.



Şekil 5.7. Deneylerde kullanılan manüel ve otomatik mikro sertlik deney cihazları

5.2.6. Aşınma deneyi

Malzemelerin aşınma performansını ve aşınma mekanizmasını belirlemek için aşınma deneyi uygulanmaktadır. Aşınma deneyinin uygulanmasındaki iki ana neden aşağıda belirtilmiştir;

- Malzeme açısından bakıldığında, malzemenin belirli bir aşınma uygulaması için yeterli olup olmadığını belirlemek ve malzemenin aşınma özelliğini değerlendirmek için sertlik değeri belirlenmesi gerekmektedir.
- Yüzey mühendisliği açısından bakıldığında, belirli bir uygulama için yıpranmayı azaltmak, belirli bir yüzey mühendisliği teknolojisinin kullanılma potansiyelini değerlendirmek ve işlem parametrelerinin aşınma performansı üzerindeki etkisini araştırmak için aşınma deneyi

yapılır. Böylece uygun yüzey işleme koşullarının belirlenmesi amaçlanmaktadır (Li, 2017).

Pin-on-disk aşınma testi, iki malzeme arasındaki sürtünme katsayısını, sürtünme kuvvetini ve aşınma oranını tanımlamayı sağlayan bir deney yöntemidir. Amaçlara bağlı olarak çoklu yapılandırmalar mevcuttur. Yaygın olarak kullanılan test standartları şunlardır: ASTM G99, ASTM G133 ve ASTM F732 (Molinari, 1997).

Bu test yöntemi, kaymalı bir disk aparatı kullanılarak belirli deney parametrelerine (yük, kayma hızı, malzemeler, vb.) bağlı olarak malzemelerin aşınma mekanizmasının belirlenmesi esasını içermektedir. Aşınma mekanizması belirlenmesi istenen numune, dairesel bir disk üzerine bağlanmaktadır. Genellikle ucu küresel silindirik olan bir pim parçası belirli bir yük altında bir kol yardımıyla diske bastırılır ve disk merkezi etrafında döner. Diskin düzlemi yatay veya dikey olarak yönlendirilebilir. Kayan yol disk yüzeyinde bir dairesel iz oluşturmaktadır (ASTM G99, 2017).

Numunelerin aşınma deneyi kuru sürtünme şartları altında ASTM G99 standartlarına uygun olarak gerçekleştirilmiş ve Şekil 5.8'de gösterilen AntonPaar THT model pin-on disk aşınma cihazı kullanılmıştır. Aşındırıcı olarak seramik bilye kullanılmıştır. Deneyler, 10 N yük altında ve 0.1 m/s hızda gerçekleştirilmiştir. Toplam kayma mesafesi 1000 m olarak belirlenmiştir. Deney sonucunda kayma düzlemine bağlı olarak sürtünme katsayısı değerleri elde edilmiştir.



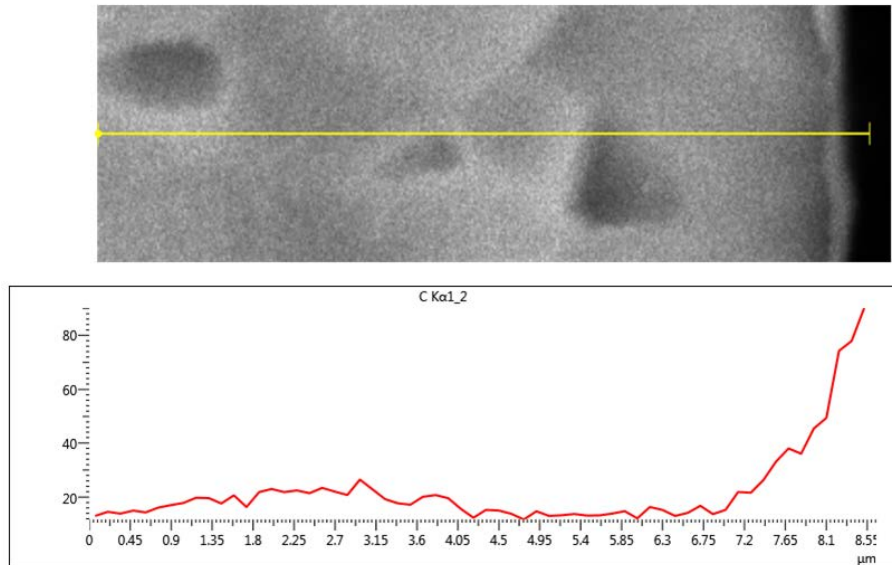
Şekil 5.8. Deneylerde kullanılan pin-on disk aşınma cihazı

6. ARAŞTIRMA BULGULARI

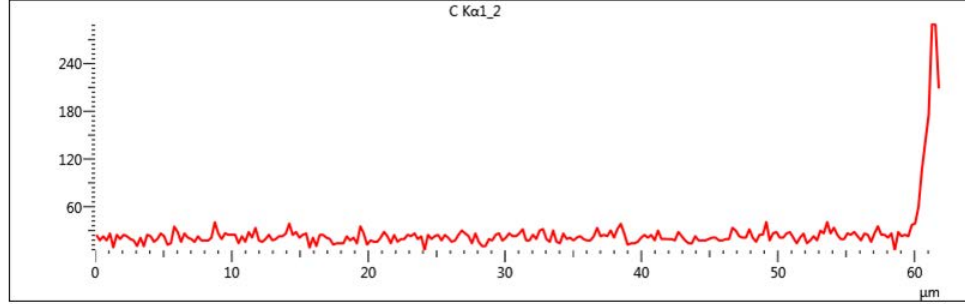
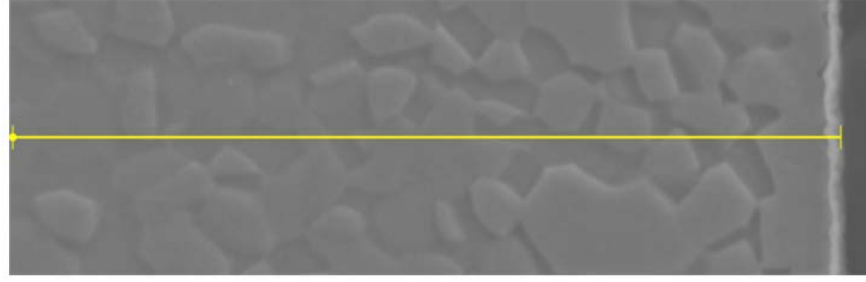
Karbürlenmiş Ti6Al4V numunelerinden elde edilen sonuçlar işlem parametrelerine bağlı olarak en iyi sıcaklık-difüzyon zamanının belirlenmesi için karşılaştırılmış ve tartışılmıştır

6.1. EDS

Karbürlenmiş malzemelerin yapısı üç kısımdan oluşmaktadır. En üst kısımda oluşan ince beyaz tabaka karbonun en yüksek oranda bulunduğu bölge olup artan karbürleme sıcaklığı ve difüzyon süresi ile kalınlığı artmaktadır. Yüzeyden iç bölgelere doğru ilerledikçe karbon miktarının hızla azalmasından dolayı sertlik değeri azalmaktadır. En son olarak karbonun difüze olmadığı çekirdek bölgesine ulaşılır. 850°C ve 950°C'de difüzyon süresi olmadan karbürlenen numunelere ait EDS analiz sonuçları sırasıyla Şekil 6.1 ve 6.2'de gösterilmektedir. Bu sıcaklıklarda, difüzyon bölgesinin derinliği yaklaşık 1.57µm ve 2µm idi. Karbon yayılımı için yeterli bir difüzyon zamanı verilmemesi nedeni ile bu numunelerin difüzyon katmanları çok incedir. Karbon atomlarının difüzyonu, numunelerin yüzeyine yakın tabakada oluşmuştur.

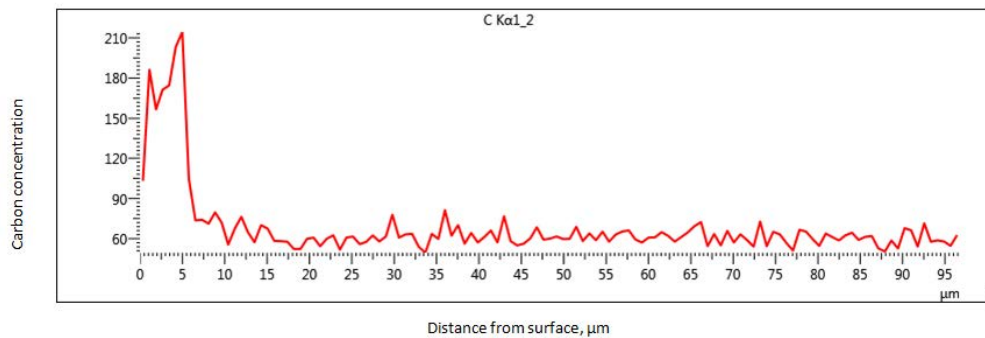
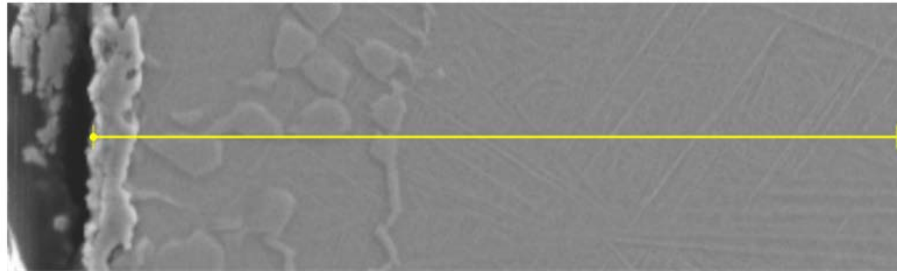


Şekil 6.1. Ti6Al4V numunesinin 850°C'de difüzyon süresi olmadan karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi (difüzyon yönü: soldan sağa)



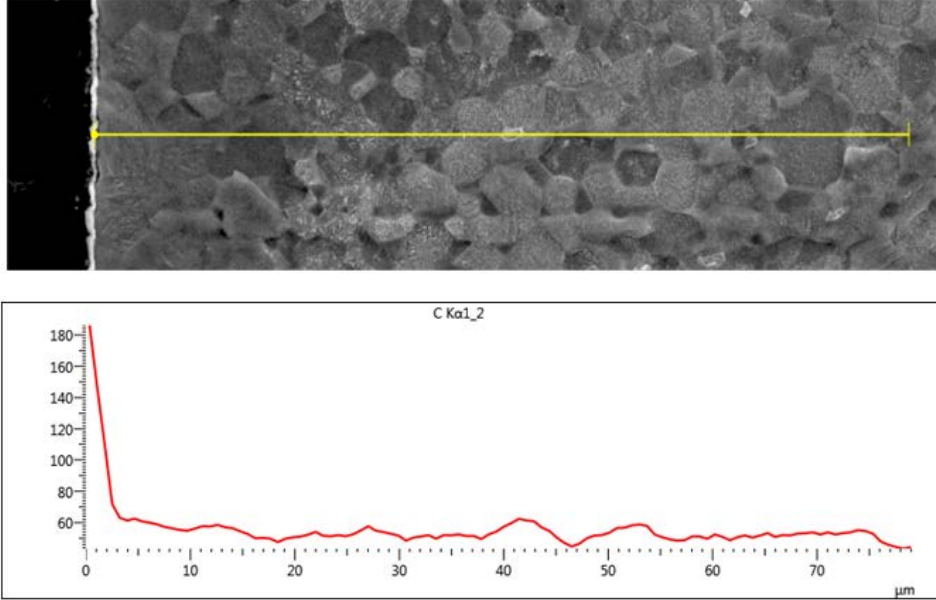
Şekil 6.2. Ti6Al4V numunesinin 950°C'de difüzyon süresi olmadan karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi (difüzyon yönü: soldan sağa)

Şekil 6.3, difüzyon süresi olmaksızın 1050°C'de karbürlenen Ti6Al4V alaşım numunesinin yüzey derinliğine bağlı karbon konsantrasyonu diyagramını göstermektedir. Şekilde görüldüğü gibi, karbon içeriği çekirdek yönünde azalmaktadır. Difüzyon bölgesinin derinliği yaklaşık 10 μm'dir.



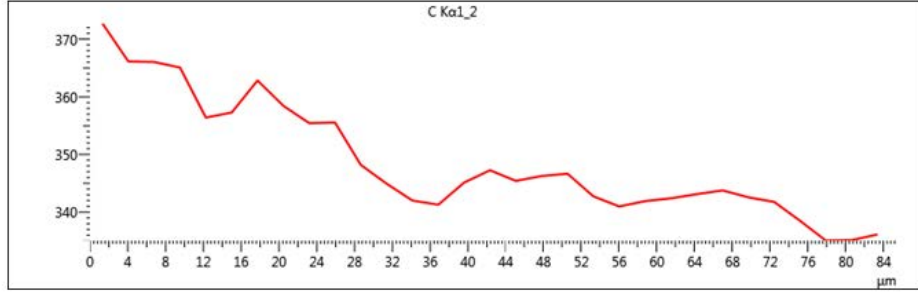
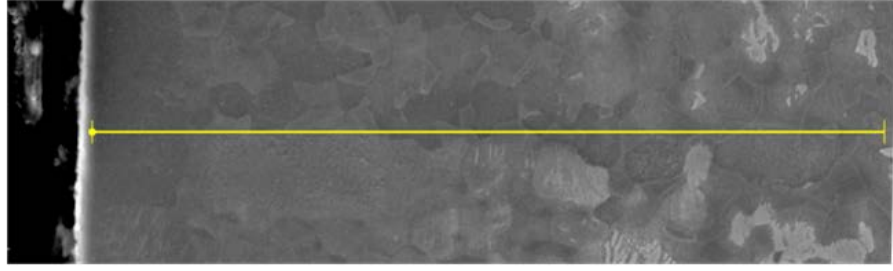
Şekil 6.3. Ti6Al4V numunesinin 1050°C'de difüzyon süresi olmadan karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi

Şekil 6.4'de, 850°C'de 2 saat süresince karbürlenmiş Ti6Al4V numunesine ait yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonun değişim grafiği gösterilmektedir. Elde edilen yayılım tabaka kalınlığı, 18 μm olarak ölçülmüştür.



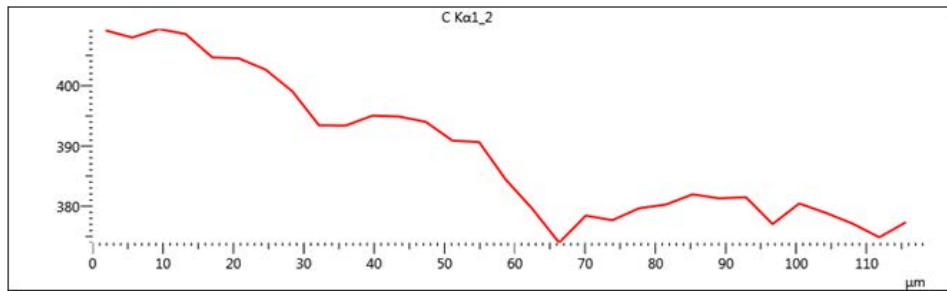
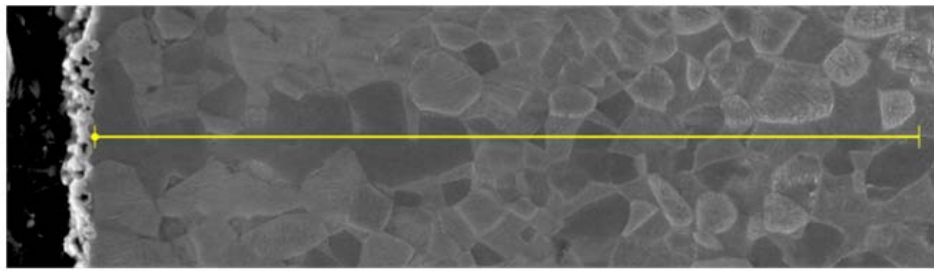
Şekil 6.4. Ti6Al4V numunesinin 850°C'de 2 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi

Şekil 6.5'te, 850°C sıcaklıkta 4 saat difüzyon süresince karbürlenmiş numuneye ait yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonundaki değişim gösterilmektedir. Elde edilen difüzyon katmanı 78 μm 'dir ve difüzyon süresinin artması ile artış göstermiştir.

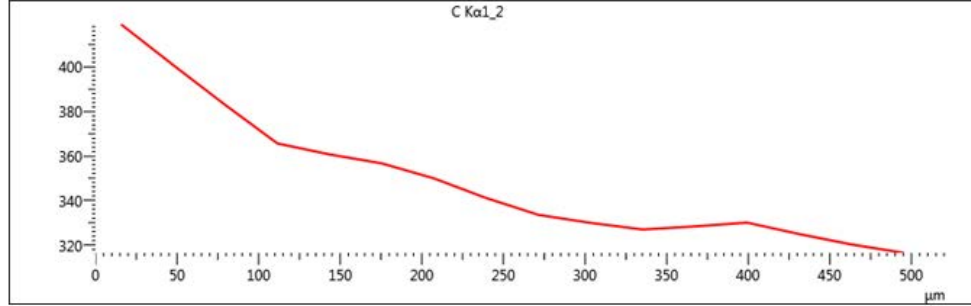
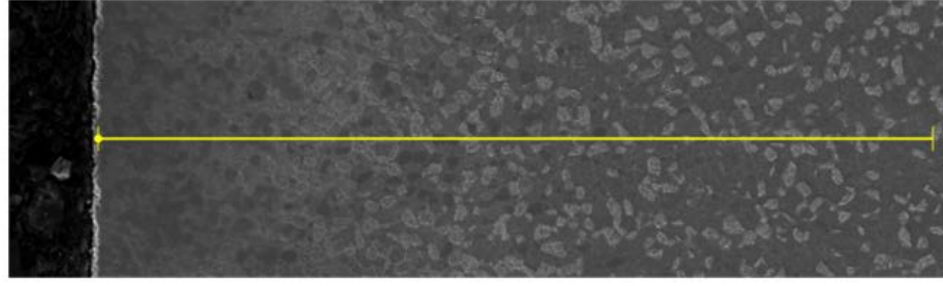


Şekil 6.5. Ti6Al4V numunesinin 850°C'de 4 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi

950°C'de 2 ve 4 saatlik difüzyon süresinde karbürlenmiş numunelere ait EDS analiz sonuçları sırasıyla Şekil 6.6 ve Şekil 6.7'de gösterilmektedir. Aynı difüzyon süreleri için 850°C'de karbürlenmiş numunelerin sonuçları ile karşılaştırıldığında, 950°C'de karbürlenmiş numunelerin yayılım tabakası büyük ölçüde artmıştır. Elde edilen difüzyon derinliği, 2 saat ve 4 saatlik difüzyon süreleri için sırasıyla 66 μm ve 490 μm'dir.

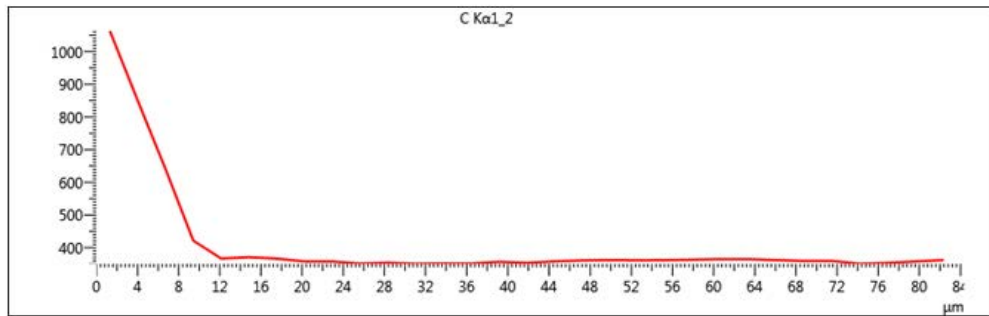
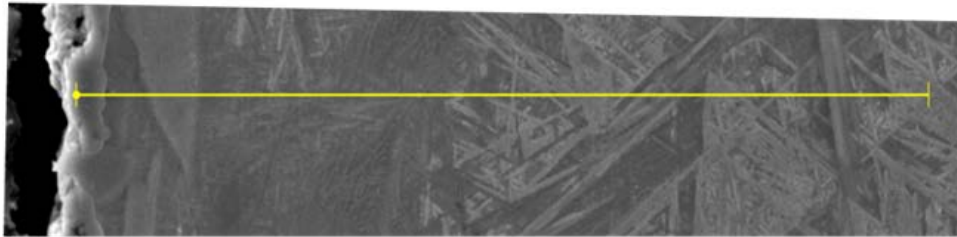


Şekil 6.6. Ti6Al4V numunesinin 950°C'de 2 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi



Şekil 6.7. Ti6Al4V numunesinin 950°C'de 4 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi

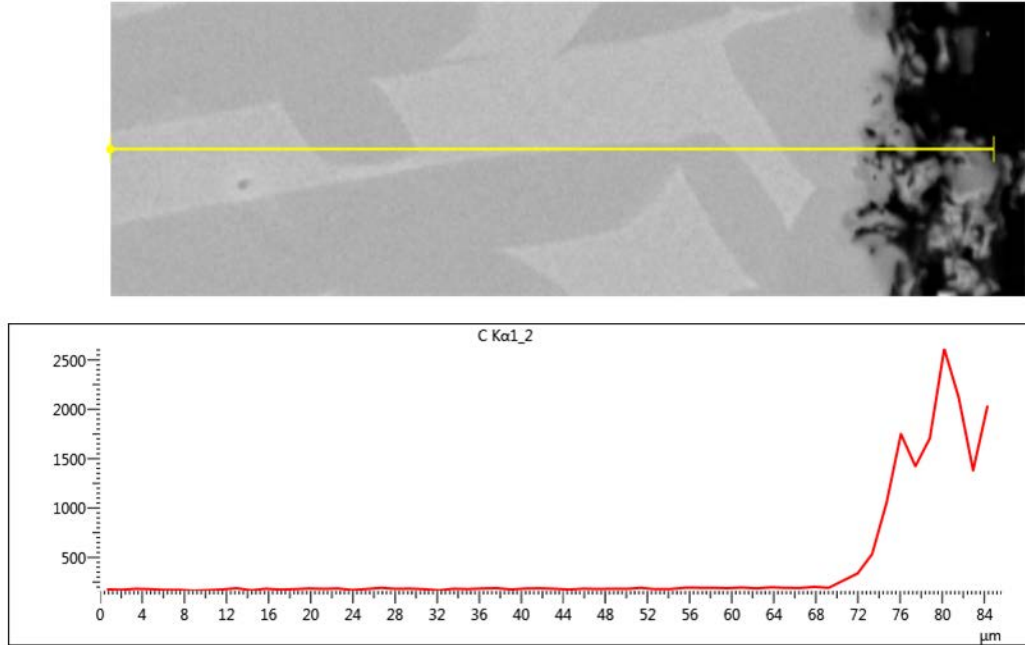
1050°C sıcaklıkta 2 saatlik difüzyon süresinde karbürlenmiş numunelere ait EDS analiz sonuçları Şekil 6.8'de gösterilmektedir. Karbon konsantrasyonu, aynı difüzyon süresinde diğer iki işleme benzer şekilde yüzeyde en yüksektir ancak karbon konsantrasyonu oldukça hızlı bir biçimde azalmaktadır. Difüzyon derinliği yaklaşık 12 μm'dir.



Şekil 6.8. Ti6Al4V numunesinin 1050°C'de 2 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi

Şekil 6.9, 1050°C sıcaklıkta 4 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş numunelerin karbon konsantrasyonundaki değişiklikleri göstermektedir. Yayınım bölgesinin derinliği yaklaşık 14 µm'dir. Diğer sıcaklıklardan elde edilen sonuçlarla karşılaştırıldığında, aynı difüzyon süreleri için 1050°C sıcaklığa çıkıldığında yayınım tabaka kalınlığının azaldığı anlaşılmaktadır.

Bilindiği üzere titanyum allotropik bir yapıya sahiptir ve malzemenin dönüşüm sıcaklığının üzerinde hegzagonal sıkı paket kristal yapısındaki (α) fazından hacim merkezli kübik yapısındaki (β) yapısına dönüşmektedir. Ti6Al4V alaşımı için beta dönüşüm sıcaklığı (allotropik dönüşüm) 980°C'dir (Şekil 3.6). Bu Sıcaklığın üstünde olan 1050°C'de karbürleme işlemi sonrasında malzeme β fazına dönüşmüştür. β fazındaki karbon difüzyonu α fazından daha düşüktür ve β fazında karbon atomlarının difüzyonu bir başka deyişle iç kısımlara nüfuz etmesi daha zor olmaktadır. Bunun nedeni β fazının HMK yapısındaki arayer pozisyonlarının şekli ve boyutu ile açıklanabilir. HMK yapı köşelerde atomun sekizde birini ve ortada bir atom bulundurmakta (Şekil 3.1). HSP yapıdaki arayer pozisyonları daha büyüktür ve bu sayede daha fazla karbon atomu difüz edebilir.



Şekil 6.9. Ti6Al4V numunesinin 1050°C'de 4 saat süre ile karbürleme sonrası yüzeyden iç kısımlara doğru karbon konsantrasyonunun değişimi (difüzyon yönü: soldan sağa)

Karbürleme sonucu sıcaklık ve difüzyon süresine göre elde edilen yayınım tabaka kalınlıkları Çizelge 6.1’de verilmiştir.

Çizelge 6.1. Karbürleme sıcaklığı ve difüzyon süresine bağlı olarak yayınım tabaka kalınlıkları

Sıcaklık (°C)/ Difüzyon süresi(saat)	850	950	1050
0	1.57 μm	2 μm	10 μm
2	18 μm	66 μm	12 μm
4	78 μm	490 μm	14 μm

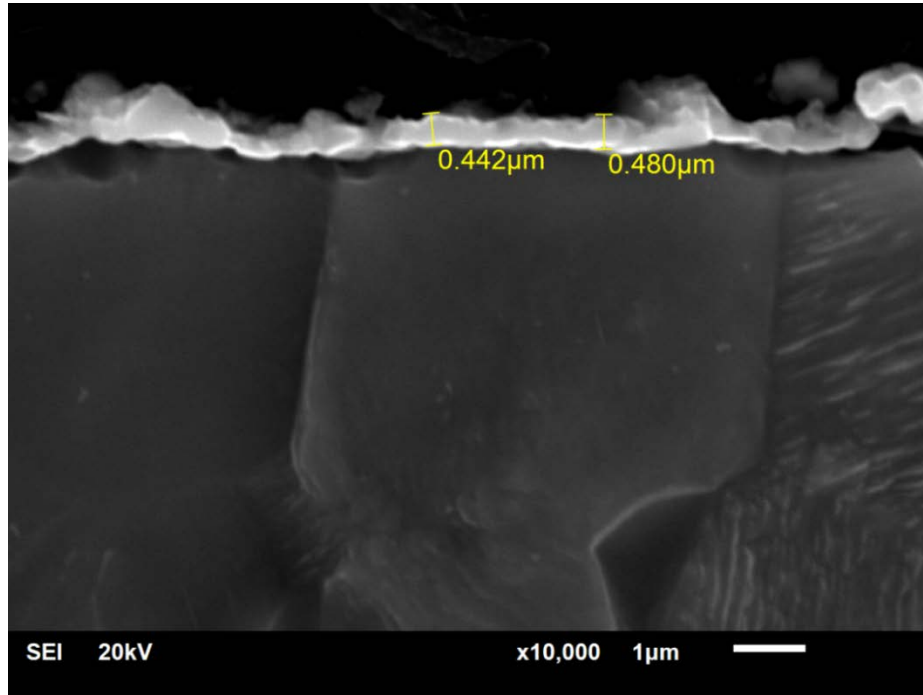
Karbürleme sonucu her sıcaklık için en düşük yayınım tabaka kalınlıkları difüzyonsuz gerçekleştirilen işlem sonuçlarından elde edilmiştir. Karbürleme sıcaklığının ve difüzyon süresinin etkin rolü Çizelge 6.1’de açıkça görülmektedir. Beta dönüşüm sıcaklığının üzerinde 1050°C’de gerçekleştirilen işlemlerde yayınım daha yavaş gerçekleşmektedir. Ancak dönüşüm sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda sıcaklık arttıkça yayınının daha hızlı gerçekleştiği ve difüzyon bölgesinin kalınlığının arttığı söylenebilir.

6.2. SEM Görüntü Sonuçları

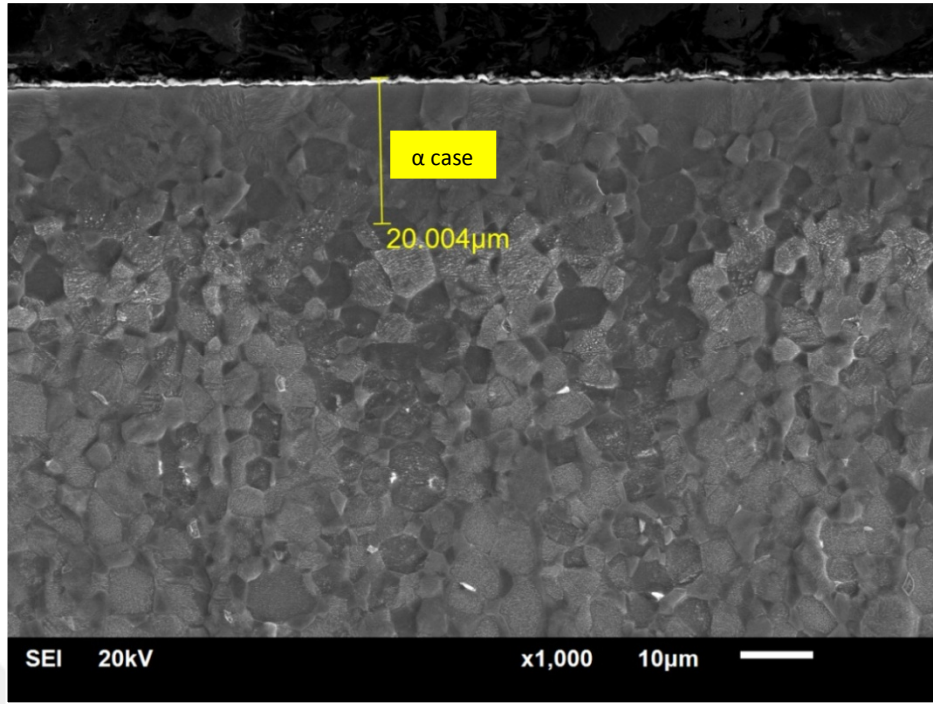
Düşük basınçlı vakum şartlarında karbürlenmiş Ti6Al4V malzemeden hazırlanmış numunelerin enine kesitlerinin mikroyapıları taramalı elektron mikroskobu kullanılarak incelenmiştir. Ti6Al4V α ve β fazlarının bir arada bulunduğu çift fazlı " $\alpha + \beta$ " alaşımıdır (Benjamin vd., 1980). Düşük basınçlı karbürleme işleminden sonra yüzeyde titanyum karbür (TiC) tabakası oluşmaktadır. α stabilizörü olan karbon, yüzeye yakın kısımda sürekli bir α yapısı oluşturur. Bu tabaka büyük tane boyutundaki α fazı içerdiği için α -case olarak adlandırılmaktadır. Karbürleme sonrasında bu tabakada yer alan β fazı karbon doygunluğu ile α fazına dönüşür. Bu nedenle difüzyon tabakası boyunda β fazı görülmemektedir. Bu durum, karbürize edilen numuneler için difüzyon bölgesi boyunca herhangi bir β fazı içermeyen XRD sonuçları ile tutarlıdır. Bu difüzyon tabakasının altında $\alpha + \beta$ iki fazlı ana Ti6Al4V malzemesi bulunur. Oda

sıcaklığında % 90 oranında α fazı içeren Ti6Al4V alaşımının içerisinde bulunan Al atomları α stabilizörüdür ve bu fazın mukavemetinin arttırılmasını sağlar. α fazı zengin olan titanyum alaşımları β alaşımlarına göre yüksek sıcaklıklarda sürünmeye karşı daha dayanıklıdır. Alfa alaşımları ısıtılma işlemi ile sertleştirilemezler, dövülebilme yetenekleri çok düşüktür. Numunelerin mikro yapılarında açık renkli kısımlar β fazı, koyu renkli kısımlar α fazını göstermektedir. β alaşımları, daha yüksek yoğunluklu ve yüksek sertleşebilirliğe sahip titanyum alaşımlarıdır. α / β titanyum alaşımları hem α hem de β fazlarını içerdiğinden dolayı yüksek mukavemet ve genellikle iyi işlenebilirlik sergiler.

Şekil 6.10'da 850°C sıcaklıkta 2 saat süresince karbürleşmiş Ti6Al4V malzemesi numunesinin SEM görüntülerini göstermektedir. Numunenin yüzeyinde oluşan TiC tabakası homojen ve gözeneksizdir. Bu durum Şekil 6.10.a'da görülmektedir. Koyu renkli yüzeye yakın sertleştirilmiş alan, daha fazla alüminyum içeren α fazıdır (Şekil 6.10.b). Yapılan ölçümler sonucunda, alfa (α) fazındaki difüzyon tabakasının toplam derinliği 20.004 μm 'dir. Yüzeyde oluşan TiC bileşiği tabakasının kalınlığı 0,442 μm mertebesinde ölçülmüştür (Şekil 6.10.a ve b).



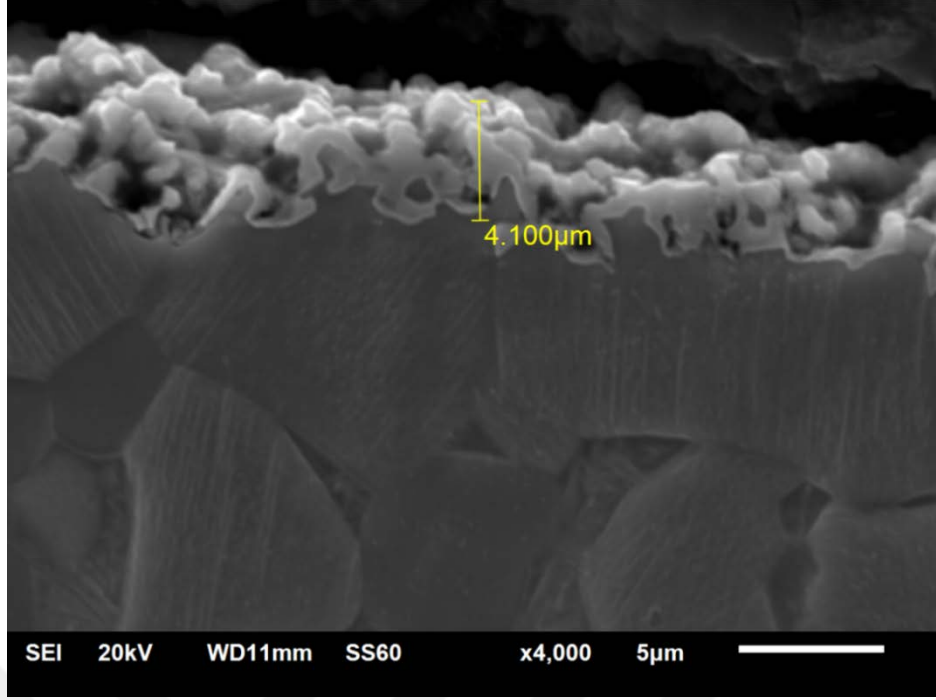
a



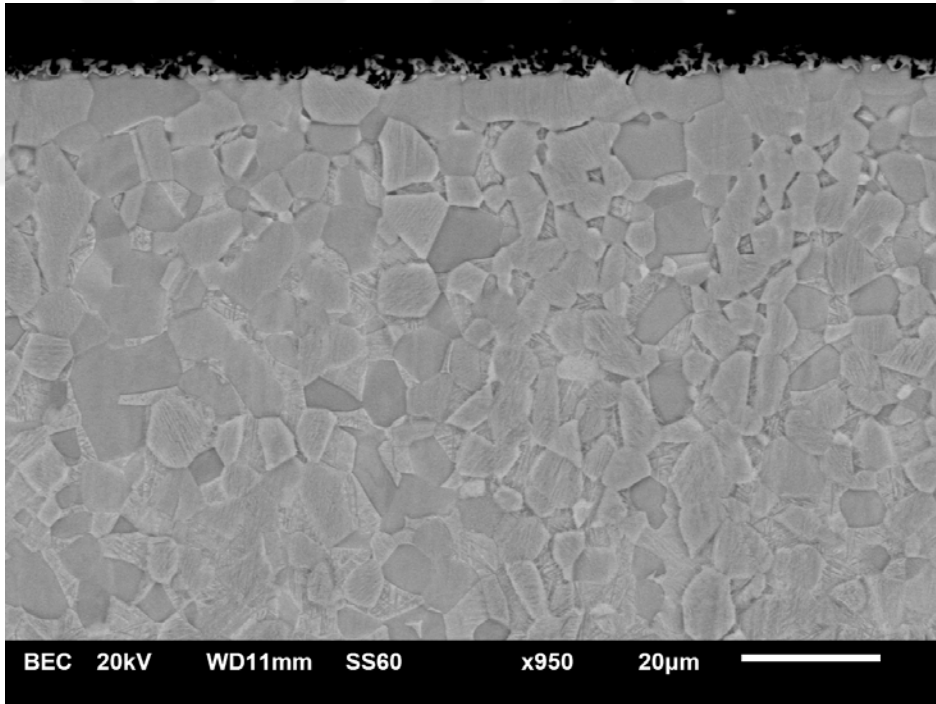
b

Şekil 6.10. 850°C'de 2 saat difüzyon süresinde karbürleşmiş Ti6Al4V alaşımasının SEM görüntüleri

Şekil 6.11'de 950°C sıcaklıkta 2 saat süresince karbürleşmiş Ti6Al4V numunesinin SEM görüntülerini göstermektedir. Bu şartlardaki karbürleme sonrası yüzeyde oluşan TiC tabakasının kalınlığı 4.100 μm olarak belirlenmiştir (Şekil 6.11.a). TiC tabakasının kalınlığının 2 saatlik difüzyon süresi için artan sıcaklık ile arttığı ancak daha gözenekli bir yapı oluştuğu görülmüştür. Bu durum Şekil 6.11.a'da açıkça görülmektedir. Yüzeye yakın kısımlarda yer alan tanelerin tane büyüklüğünün daha iç kısımlarda yer alan tanelerin tane büyüklüğünden daha büyük olduğu Şekil 6.11.b'de görülmektedir.



a

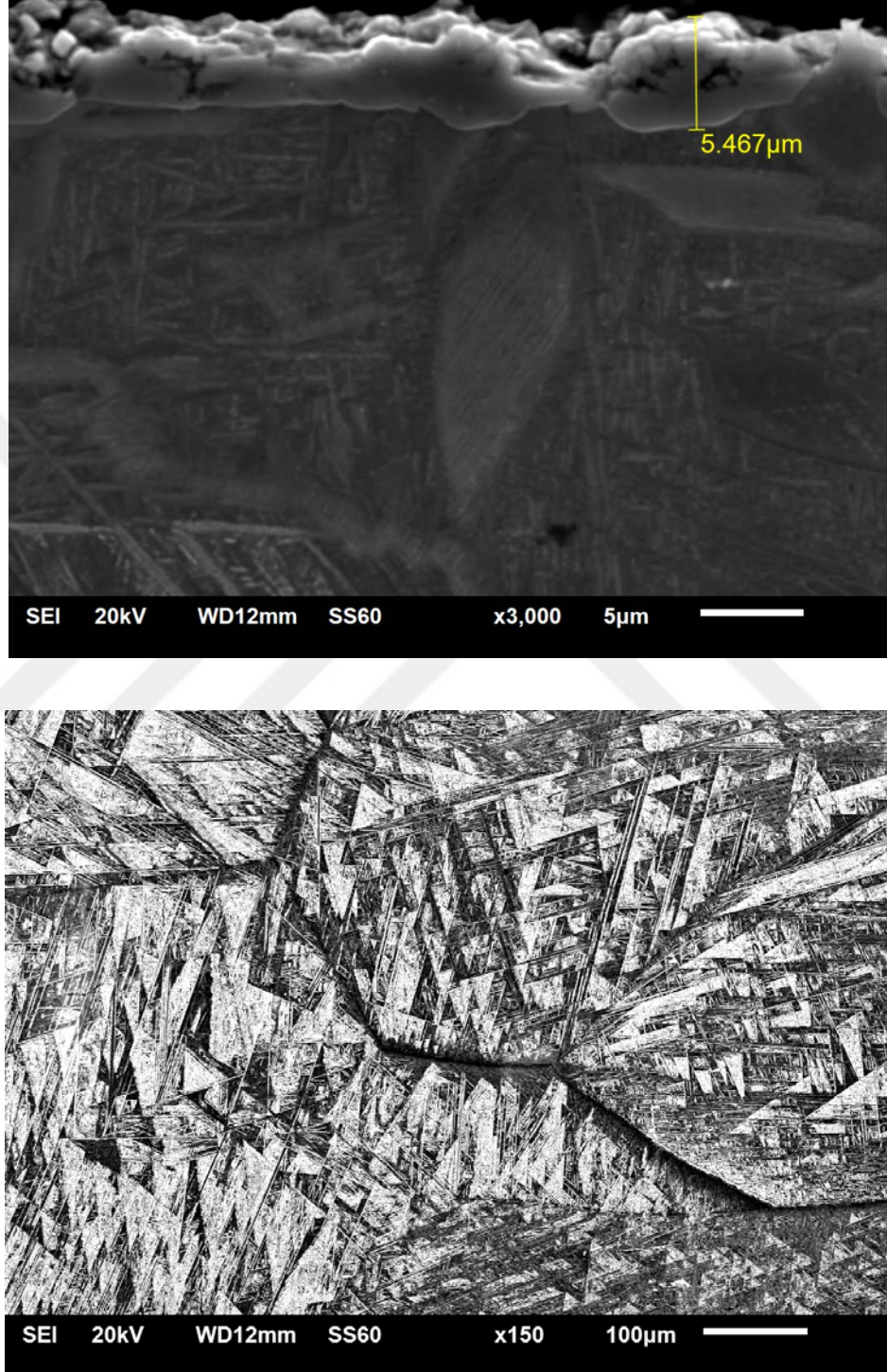


b

Şekil 6.11. 950°C'de 2 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri (a: SEI görüntüsü, b: BEC görüntüsü)

Şekil 6.12, 1050°C'de 2 saat süreyle karbürlenen numuneden kesit SEM görüntülerini göstermektedir. İşlem sonrasında oluşan TiC yüzey tabakasının kalınlığı 5.467 μm olarak belirlenmiştir. İşlem sıcaklığı yükseldikçe, yüzey

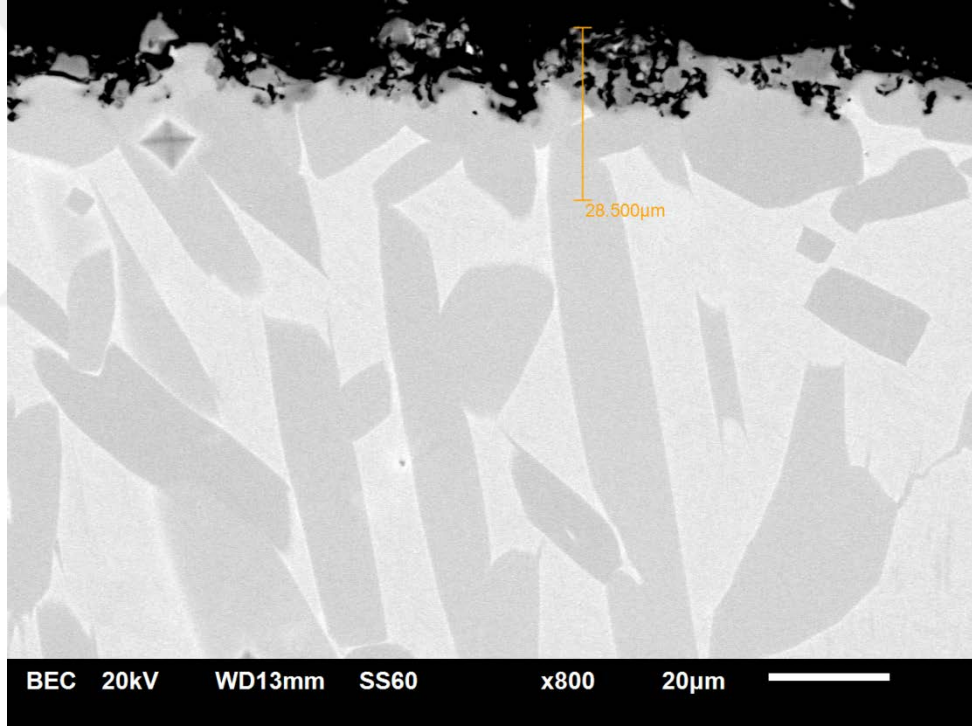
tabakasin daha gözenekli ve daha pürüzlü olduğu Şekil 6.11 ve Şekil 6.12'den görölmektedir. TiC tabakasinin kalınlığı, aynı difüzyon süresi için artan işlem sıcaklığı ile arttığı belirlenmiştir.



Şekil 6.12. 1050°C'de 2 saat difüzyon süresinde karbürleşmiş Ti6Al4V alaşıminın SEM görüntüleri

Ti6Al4V alaşımının karbürlenmesi faz dönüşümü ve tane büyümesini içerir. Karbon, titanyum alaşımlarında bir α stabilizördür. Karbürleme işlemi sırasında, β fazı karbon doygunluğu ile α fazına dönüşür. Bu faz dönüşümü, β fazının tane sınırları üzerindeki birkaç alanda küçük α tanesi oluşturacaktır. Aynı zamanda, yeni tane sınırları yaratılmıştır. Bu küçük boyutlu taneler ve yeni şekillendirilmiş tane sınırları, yüksek sıcaklıktaki tane büyümesi ile serbest bırakılması gereken yüksek serbest enerji içerir.

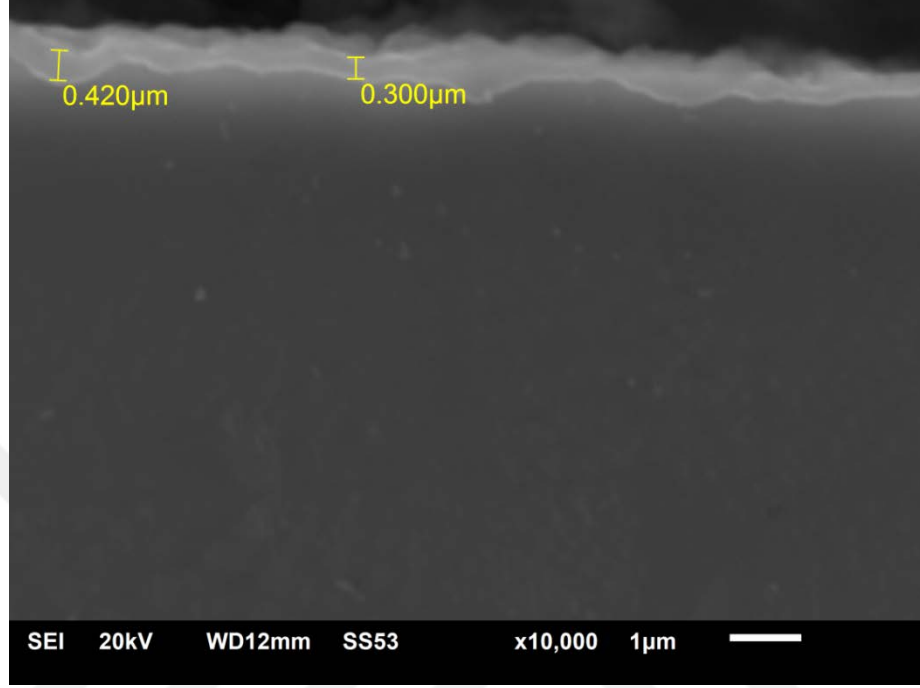
şekil 6.13, 1050°C'de 4 saat süresince karbürlenen numuneden kesit SEM görüntülerini göstermektedir. Difüzyon tabakasının kalınlığı 28.500 μm olarak belirlenmiştir.



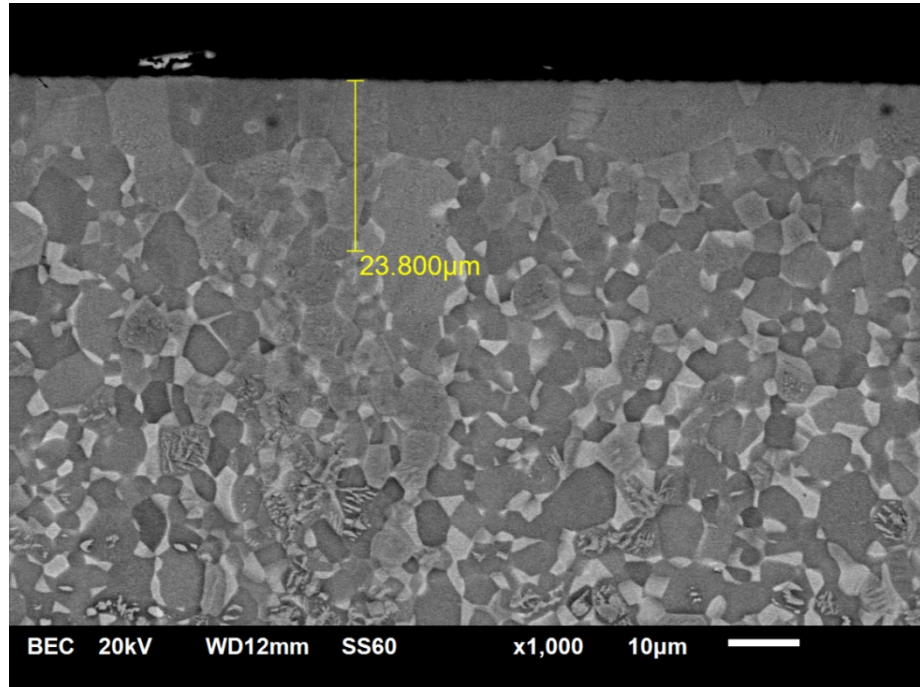
şekil 6.13. 1050°C'de 4 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri

şekil 6.14, 850°C'de 4 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V numunesinin SEM görüntülerini göstermektedir. İşlem sonrasında oluşan TiC yüzey tabakasının kalınlığı 0.420 μm mertebesinde ölçülmüştür (şekil 6.14.a). Yüzeye yakın kısımlarda yer alan tanelerin tane büyüklüğünün daha iç kısımlarda yer alan tanelerin tane büyüklüğünden daha büyük olduğu şekil

6.14.b'de görülmektedir. Yayınım tabakası büyük tane boyutundaki α fazından oluşmaktadır. Ortalama yayınım tabakası kalınlığı $23.800\ \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür.



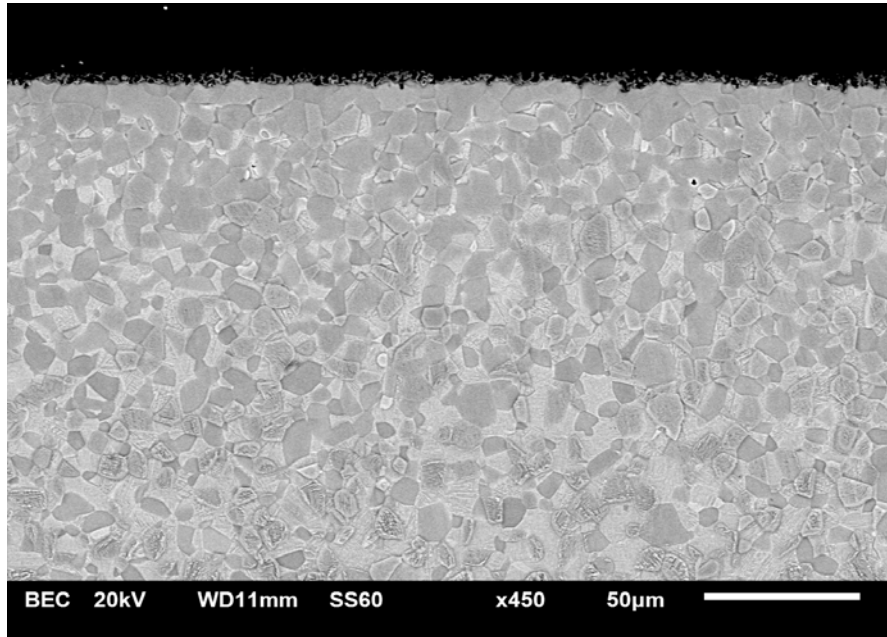
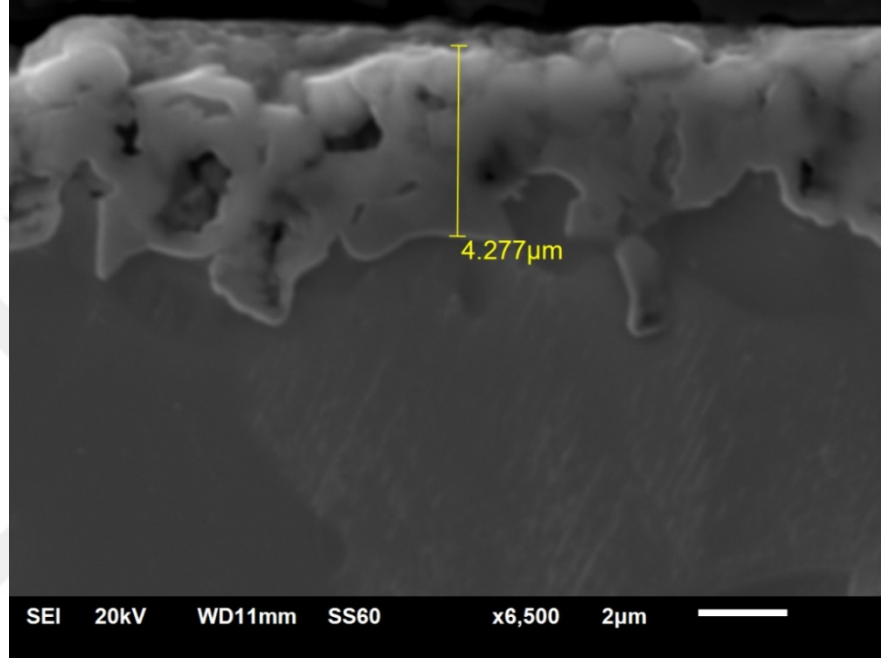
a



b

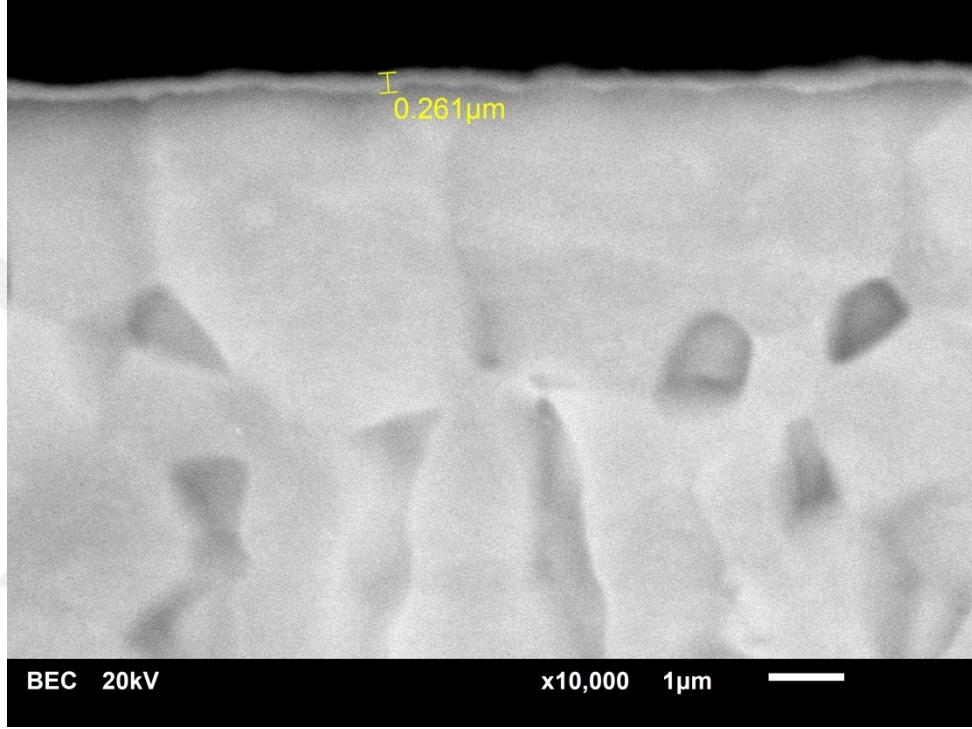
Şekil 6.14. 850°C 'de 4 saat difüzyon süresinde karbürleşmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri (Üst: SEI görüntüsü, alt : BEC görüntüsü)

Şekil 6.15, Ti6Al4V numunesinin 950°C'de 4 saat difüzyon süresince karbürleşmiş SEM görüntülerini göstermektedir. Yüzeyde oluşan TiC tabakasının kalınlığı 4.277 μm mertebesinde ölçülmüştür. Karbürleşen numunelerin bu SEM mikro grafikleriyle (Şekil 6.11 ve Şekil 6.15) karşılaştırıldığında, TiC tabakasının kalınlığının karbonlama süresinin artması ile arttığı görülmektedir.



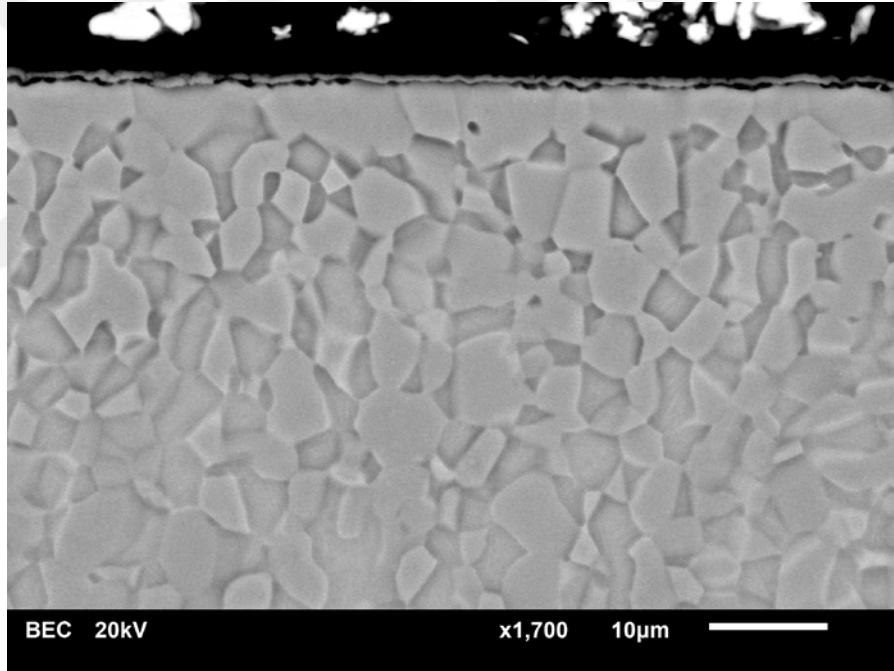
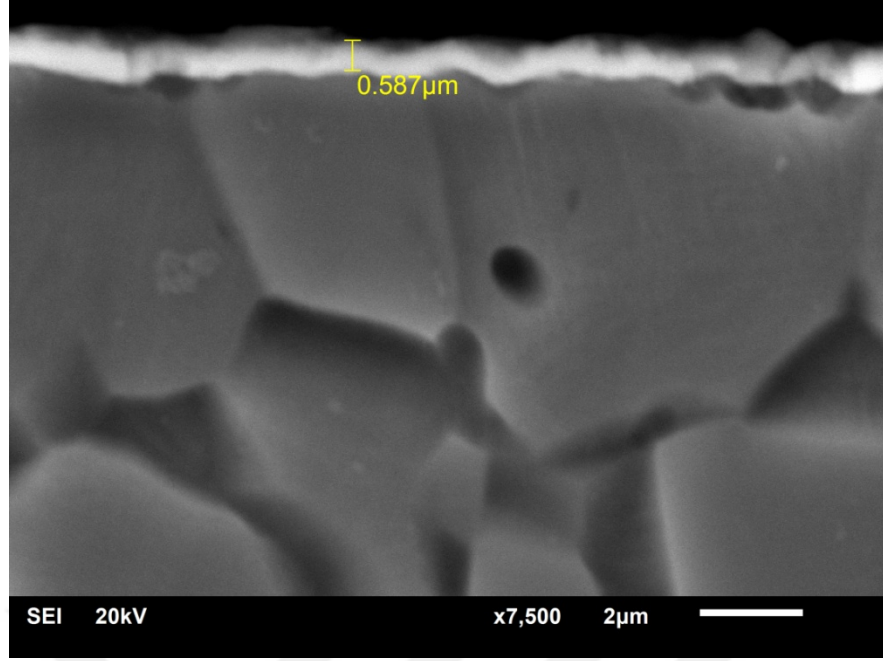
Şekil 6.15. 950°C'de 4 saat difüzyon süresinde karbürleşmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri (Üst: SEI görüntüsü, alt : BEC görüntüsü)

Şekil 6.16, difüzyon için gerekli bekleme yapılmaksızın 850°C'de karbürleme yapılan Ti6Al4V numunesinin SEM görüntülerini göstermektedir. TiC tabakasının kalınlığı 0.261 µm olarak ölçülmüştür. TiC tabakası, aynı sıcaklıkta 2 saat ve 4 saat difüzyon süresince karbürlenmiş numunelerle (Şekil 6.10 ve 6.14) karşılaştırıldığında daha ince fakat homojen bir yapıya sahiptir. Titanyum karbür tabakanın içinde gözenekler bulunmamaktadır.



Şekil 6.16. 850°C'de 0 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri

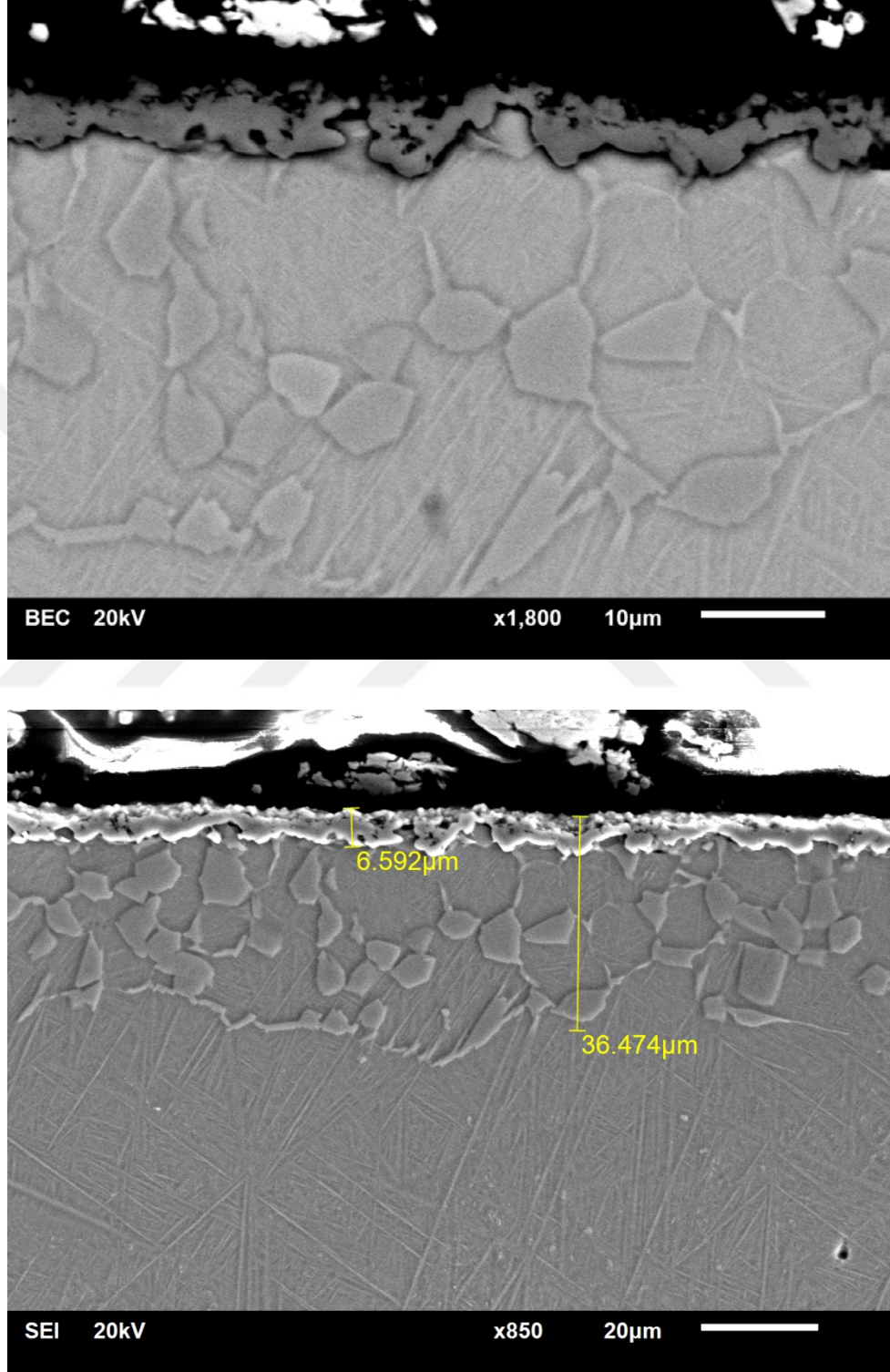
Şekil 6.17, difüzyon için gerekli bekleme yapılmaksızın 950°C'de karbürleme yapılan Ti6Al4V numunesinin SEM görüntülerini göstermektedir. Yüzeyde oluşan TiC bileşiği tabakasının kalınlığı 0.587 µm mertebesinde ölçülmüştür. Karbonun malzeme içerisine difüz etmesi için gerekli süre verilmediğinden, titanyum numunesine daha az karbon yayılmaktadır. TiC tabakası, aynı sıcaklıkta 2 ve 4 saatlik difüzyon süresince işlem görmüş numunelere göre (Şekil 6.11 ve 6.15) çok ince fakat homojen bir yapıdadır.



Şekil 6.17. 950°C'de difüzyonsuz karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri (Üst: SEI görüntüsü, alt : BEC görüntüsü)

Şekil 6.18, difüzyon için gerekli bekleme yapılmaksızın 1050°C'de karbürleme yapılan Ti6Al4V numunesinin SEM görüntülerini göstermektedir. TiC yüzey tabakasının kalınlığı 6.592 μm mertebesinde ölçülmüştür. Aynı sıcaklıkta karbürlenmiş numunelerin SEM mikro resimleri (Şekil 6.12 ve Şekil 6.13) karşılaştırıldığında, bunların mikro yapılarının, özellikle yüzeyin altında farklı olduğu görülmektedir. Difüzyon süresi olmadan gerçekleşen karbürleme

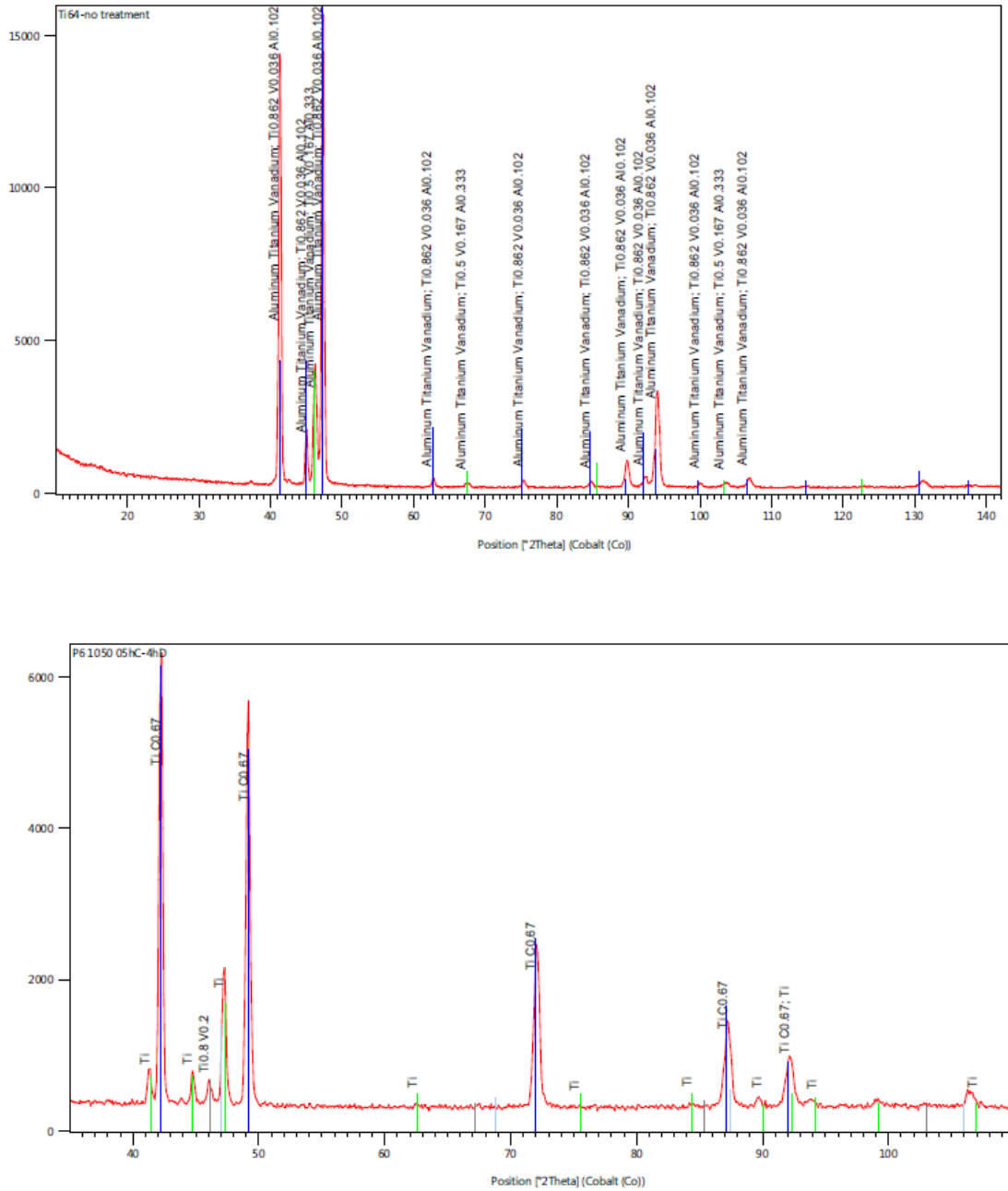
işleminde oluşan mikroyapıda yüzeyin altında tek faz yoktur, yalnızca birkaç alfa tanesi stabilize edilmiştir. Bu nedenle mikroyapı dönüşümünün, difüzyon süresine bağlı olduğu söylenebilir.



Şekil 6.18. 1050°C'de difüzyonsuz karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının SEM görüntüleri (Üst: BEC görüntüsü, alt : SEI görüntüsü)

6.3. XRD

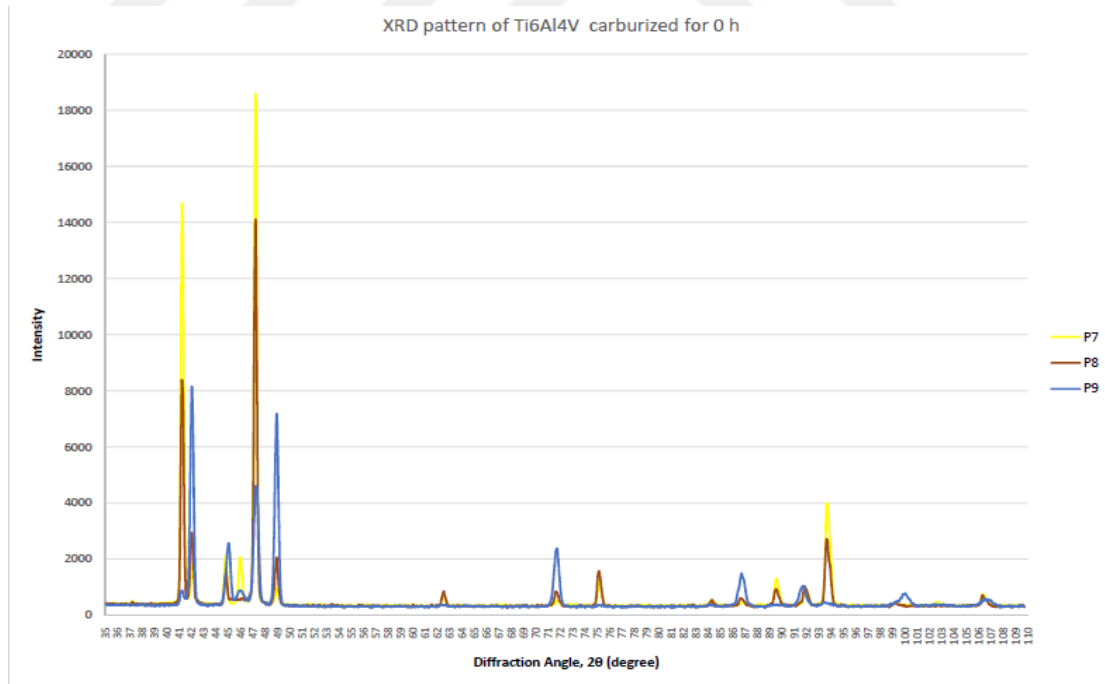
Şekil 6.19, işlem görmemiş ve 1050°C sıcaklıkta karbürleşmiş Ti6Al4V alaşım numunelerinin XRD profillerini göstermektedir. Karbürleşmemiş numunenin kırınım deseni yalnızca alfa ve beta olmak üzere iki fazdan oluşur, saf Ti, Al veya V görülmemektedir.



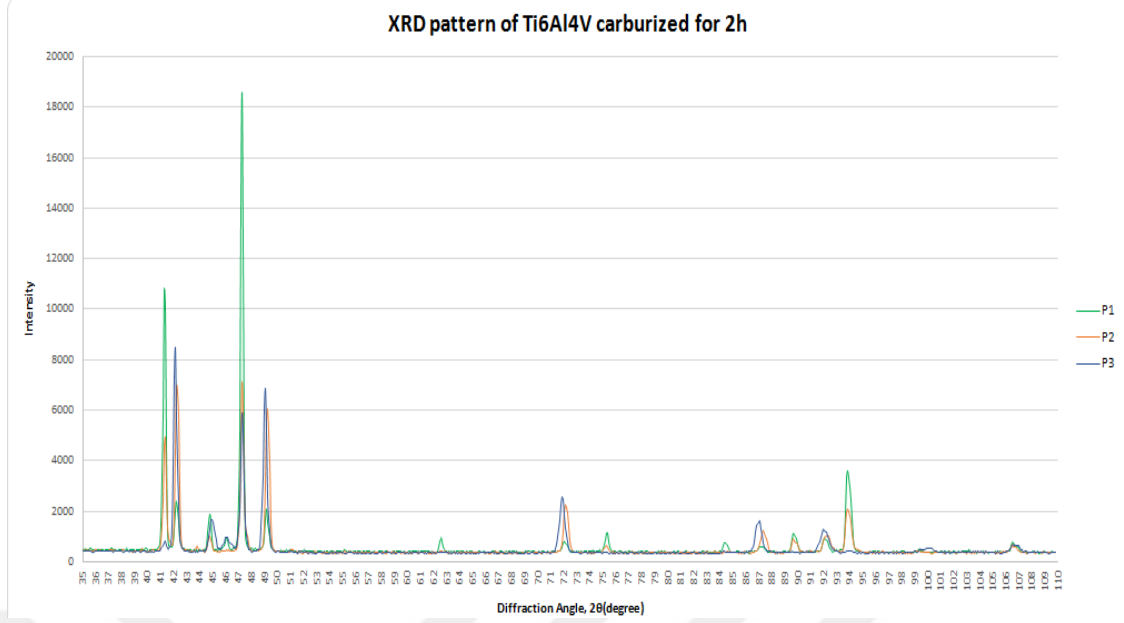
Şekil 6.19. Karbürleme öncesi ve sonrası Ti6Al4V numunelerinin XRD diyagramları

Karbürleme işleminden sonra yeni bir faz görülmekte ve mikroyapı Ti ve TiC fazlarından oluşmaktadır. Karbürleme öncesi numunede titanyum karbid (TiC) pikleri mevcut değildir. Düşük basınçlı karbürlenmiş numunelerin yüzey tabakasının TiC fazlarının olduğu kırınım modelinden anlaşılmaktadır. Numunelerin sertliği ve aşınma direnci TiC varlığı ile gelişmektedir. Ancak bu saf TiC değildir, çünkü bazı karbon atomları kristal kafese bırakılmıştır. Oluşan TiC pikleri bütün karbürleme sıcaklıklarından elde edilen difraksiyon modellerinde yaklaşık olarak aynı bölgelerde yer almaktadır. Ayrıca, karbürize numunenin difraktogramları, α fazının Bragg tepelerinin, işlem görmemiş numuneye kıyasla Ti kaydırıldığını göstermektedir.

Şekil 6.20 ve 6.21, farklı sıcaklıklarda (P1: 850°C, P2: 950°C, P3: 1050°C) 0 saat ve 2 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V numunelerinin XRD profillerini göstermektedir. Farklı sıcaklıklarda ve difüzyon sürelerinde karbürleme işleminden sonra, XRD modelleri TiC pik pozisyonları için herhangi bir değişiklik göstermemiştir.

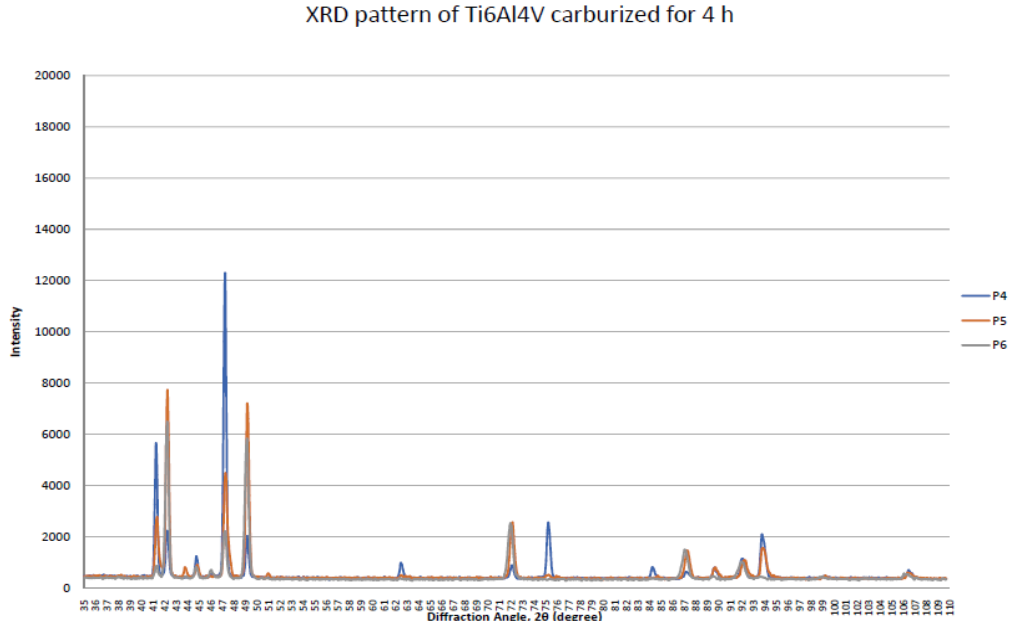


Şekil 6.20. Farklı sıcaklıklarda difüzyonsuz karbürlenmiş Ti6Al4V numunelerinin XRD diyagramları (P7: 850°C, P8: 950°C, P9: 1050°C)



Şekil 6.21. Farklı sıcaklıklarda 2 saatte karbürlenmiş Ti6Al4V numunelerinin XRD diyagramları (P1: 850°C, P2: 950°C, P3: 1050°C)

6.22, farklı sıcaklıklarda 4 saat difüzyon süresi boyunca sinterlenmiş Ti6Al4V alaşım numunelerinin XRD profillerini göstermektedir. 4 saat difüzyon süresinde karbürlenen numuneler için karşılaştırılma yapıldığında oluşan piklerin şiddetlerinin azaldığı görülmektedir. Bu durum difüzyon süresinin karbürleme işleminde etkin rol oynadığını göstermektedir.



Şekil 6.22. Farklı sıcaklıklarda 4 saatte karbürlenmiş Ti6Al4V numunelerinin XRD diyagramları (P4: 850°C, P5: 950°C, P6: 1050°C)

6.4. Sertlik Profilleri

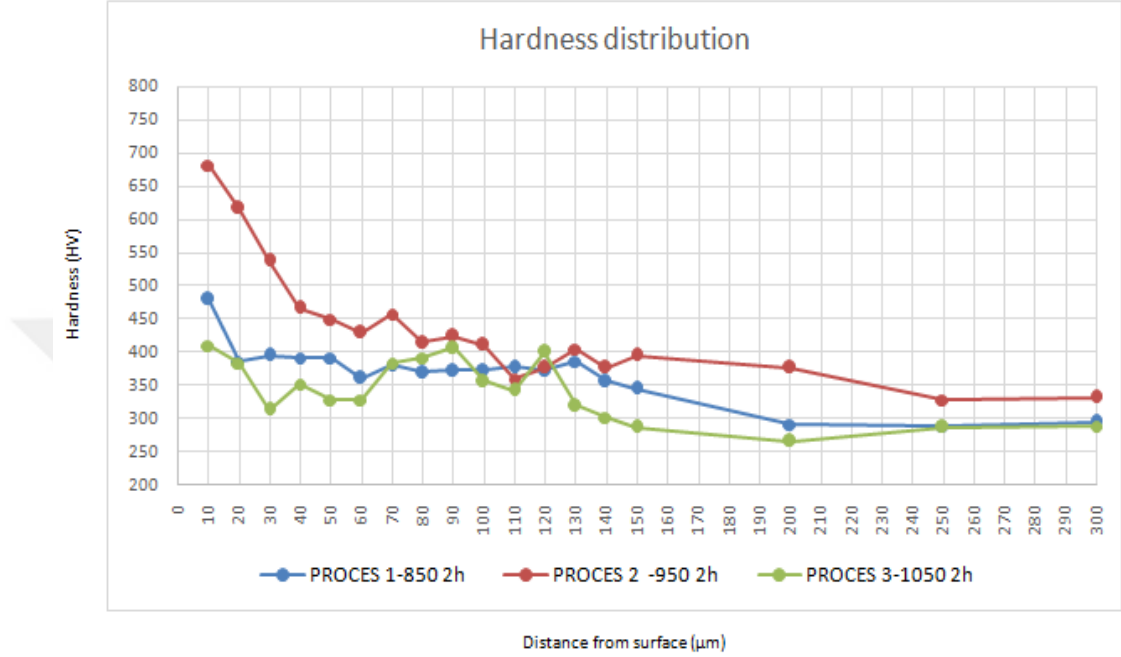
Ti6Al4V alaşımlarının Vickers sertlik değeri HV 396'dır (Boyer vd., 1994). Karbürleme işleminden sonra malzemenin yüzeyinde yeni fazların (TiC) oluşması ve karbon derişiminin artması nedeniyle numunelerin sertliği artar. Sertlik, farklı işlem parametrelerini değıştirerek kontrol edilebilir. Şekil 6.23 ve 6.24 sırasıyla 2 ve 4 saatlik difüzyon süreleri için 3 farklı sıcaklıkta karbürlenmiş numunelerin sertlik profillerini göstermektedir.

Yüzey tabakasının sertlik değeri işlem sonrası yüzeyde oluşan titanyum karbür (TiC) oluşumu nedeniyle genellikle çok yüksektir. Karbürleme sonrası ölçülen sertlik değeri yüzeyden merkeze doğru kademeli olarak azalmakta ve nihayet işlem öncesi sertlik değerine yakın bir değer ölçülmektedir. Bunun nedeni malzemeye difüze olan karbon miktarı yüzeyden içeriye doğru azalmaktadır. Yüzey sertliği değeri 850, 950, 1050°C'de 2 saat difüzyon süresince karbürlenmiş numuneler için sırasıyla yaklaşık 480, 670, 400 HV olarak ölçülmüştür. 2 saatlik difüzyon süresinde karbürlenmiş numunelerde 850 ve 1050°C sıcaklıklar için çok yüksek sertlik değeri ve difüzyon tabakası kalınlığı elde edilememiştir.

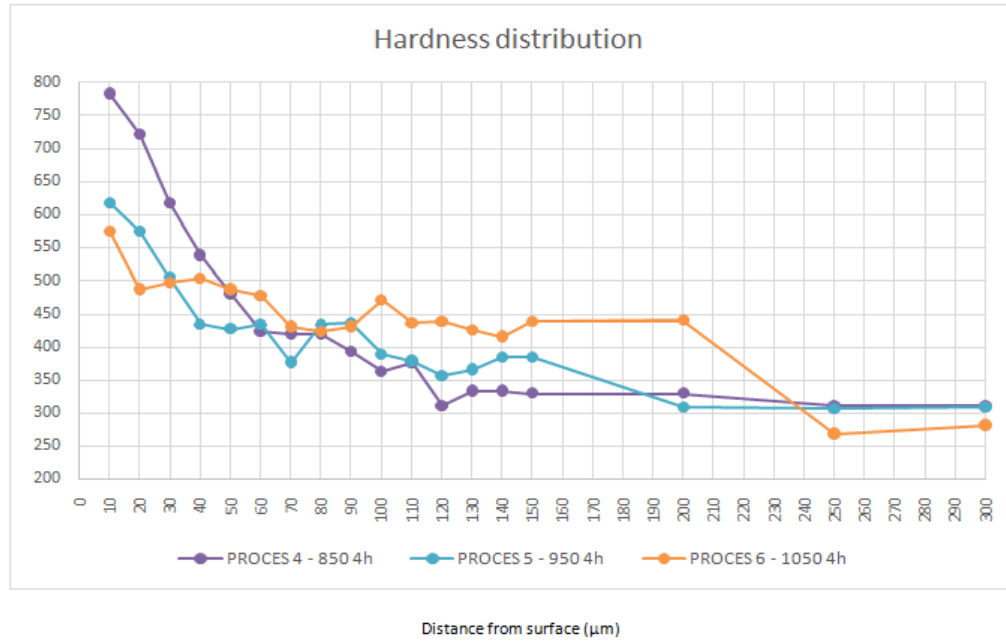
Etkin kabuk derinlik değeri yaklaşık 60, 120, 200 µm olarak ölçülmüştür. Yüzey sertliği değeri 850, 950, 1050°C'de 4 saat boyunca karbürleme işlemi için sırasıyla 780, 620 ve 579 HV mertebesinde ölçülmüştür. 4 saatlik difüzyon süresi için de sıcaklık artışı ile birlikte yüzey sertlik değerinin azaldığı görülmektedir. Derinliğe bağlı olarak sertlik değeri göz önüne alınırsa difüzyon süresinin artması ile difüzyon tabakası kalınlığı artmaktadır. Çünkü aynı sıcaklıkta difüzyon süresi arttıkça yüzeyden içeri giren karbon miktarı da artmakta ve böylece daha derin bir difüzyon bölgesi elde edilmektedir. Numunenin yüzey sertliği ve karbon yüzeyine etkisi çoğunlukla difüzyon süresi ile artmıştır.

Elde edilen en düşük yüzey sertlik değeri 400 HV 1050°C 2 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş numuneye aittir. Verilen diyagramlardan anlaşıldığı

gibi difüzyon süresi ve sıcaklık yüzey sertlik artışında oldukça önemli işlem parametreleridir. İşlem sıcaklığı ve sürelerine bağlı olarak numunelerin sertlik profilleri karşılaştırıldığında, 850°C'de 4 saat süre ile karbürleme sonucunda en fazla yüzey sertliği değeri veren (780 HV) karbürleme şartlarını göstermektedir.



Şekil 6.23. Farklı sıcaklıklarda 2 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş numunelerin derinliğe bağlı sertlik değerleri

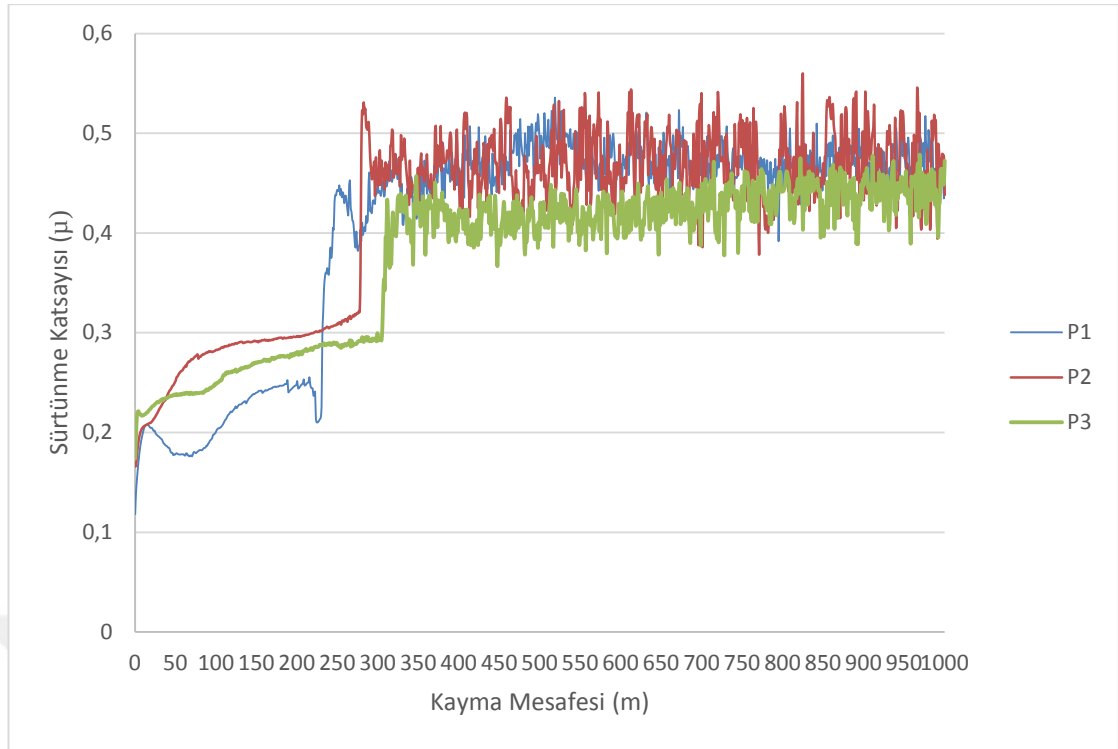


Şekil 6.24. Farklı sıcaklıklarda 4 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş numunelerin derinliğe bağlı sertlik değerleri

6.5. Aşınma Deneyi Sonuçları

Aşınma deneyi pin-on disk cihazı kullanılarak kuru sürtünme şartı altında ASTM G99 standartlarına uygun olarak gerçekleştirildi. 10 N'luk bir aşındırma yükü uygulanmış ve numunenin kayma mesafesi 1000 m'dir. Elde edilen sürtünme katsayısı-kayma mesafesi eğrileri benzer birkaç aşama sergilemektedir. Sürtünme katsayısının hızla arttığı ilk aşaması, Bejarano ve ark.'nın (2008) çalışmasında belirtildiği şekilde sürtünme katsayısının değişken değeri için adaptasyon periyodu olarak düşünülebilir. Bunun nedeni numunenin başlangıç noktasında yüzey pürüzlülüğünün fazla olması ve ilk aşamada şiddetli bir aşınmanın oluşmasıdır. Ardından izlenen aşamada, sürtünme katsayısında belirgin bir artış görülmektedir. Eğriler son aşamada, yüzeyde oluşan değişimden dolayı kararlı hale gelmektedir.

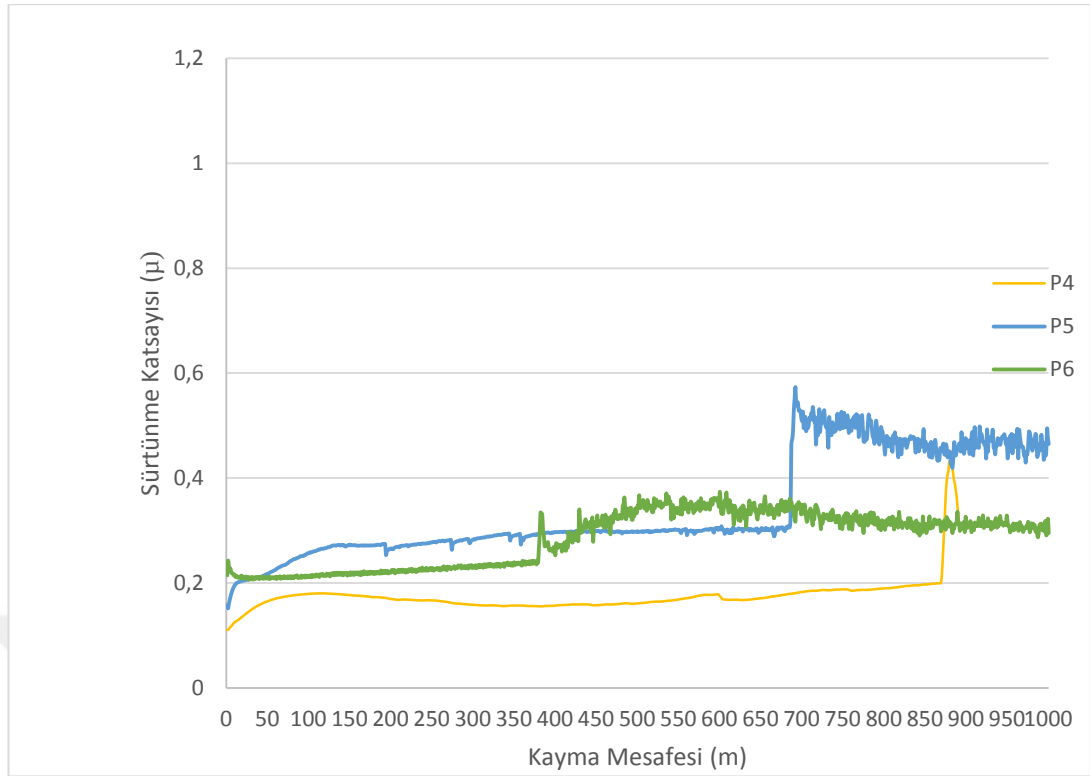
Şekil 6.25, sırasıyla 850, 950, 1050°C'de 2 saatlik difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V numuneleri için kayma mesafesinin bir fonksiyonu olarak, sürtünme katsayısı değerlerini göstermektedir. 240 ile 350 m arasındaki kayma mesafesinde numunelerin sürtünme katsayısı değerleri yaklaşık olarak 0.4 ile 0.5 değerlerine kadar artış göstermektedir. Ana malzemeye temastan sonraki kayma mesafesi boyunca, karbürlenmemiş Ti6Al4V alaşım numunesinin sürtünme katsayısı 0.500'e yakın değerler elde edilmiştir.



Şekil 6.25. Farklı sıcaklıklarda 2 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının kayma mesafesi- sürtünme katsayısı eğrileri (P1: 850°C, P2: 950°C, P3: 1050°C)

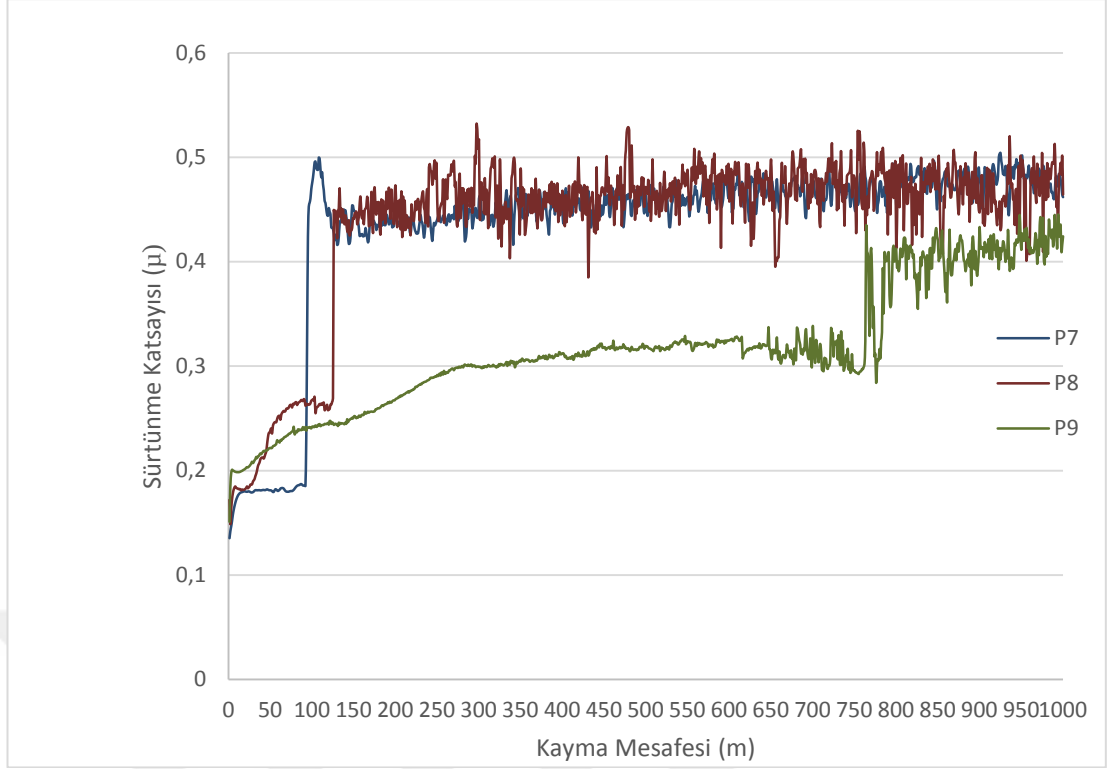
Şekil 6.26, 4 saat difüzyon süresinde sırasıyla 850, 950, 1050°C’de karbürleme yapılan Ti6Al4V numuneleri için sürtünme katsayısı (μ) değerlerini gösterir. Şekil 6.26’da, sürtünme katsayısının, 870, 700 ve 380 m’ye kadar sırasıyla yaklaşık olarak (0.180, 0.200 ve 0.300) düşük sürtünme katsayısı değerleri sergilediği görülmüştür.

İşlem 6 ve 4 için 1000 mesafe (m) kadar 0.300 ortalama değerlerine hızlı bir şekilde yükselmektedir. Diğer eğrilerle karşılaştırıldığında, sürtünme katsayısı değerlerinde ki artış daha uzun kayma mesafesinin ardından gerçekleşmektedir. Bunun nedeni difüzyon süresinin artması ile TiC tabakasının kalınlaşmasıdır. Tüm sonuçlar karşılaştırıldığında elde edilen en düşük sürtünme katsayısı değerleri 850°C’de 4 saatlik difüzyon süresinde karbürlenen numuneye ait olduğu görülmektedir. Ayrıca, bu numuneye ait eğride diğer eğrilere göre daha az değişimlerin olması üniform ve gözeneksiz TiC tabakasının varlığını göstermektedir.



Şekil 6.26. Farklı sıcaklıklarda 4 saat difüzyon süresinde karbürlenmiş Ti6Al4V alaşımının kayma mesafesi- sürtünme katsayısı eğrileri (P4: 850°C, P5: 950°C, P6: 1050°C)

Şekil 6.27, difüzyonsuz olarak 850, 950, 1050°C sıcaklıklarda karbürlenen Ti6Al4V numuneleri için kayma mesafesinin bir fonksiyonu olarak sürtünme katsayısı μ eğrilerini göstermektedir. Şekil 6.27’de, sürtünme katsayısının 100-150 m kayma mesafesi boyunca daha düşük sürtünme katsayısı değerleri (0.180 ve 0.280) sergilemektedir. Süreç 7 ve 8 için 100 m kayma mesafesine kadar keskin bir şekilde arttığı ve ortalama 0.450 sürtünme katsayısı değerlerinde kararlı hale geldiği görülmektedir. Diğer grafiklerle karşılaştırıldığında, sürtünme katsayısı daha kısa kayma mesafesinde hızlı bir yükseliş göstermektedir. Bunun nedeni, difüzyon süresi eksikliği ile oluşan TiC katman kalınlığının az olması olarak düşünülebilir. Bununla birlikte, İşlem 9 için daha düşük sürtünme katsayısı değerleri görülmekte ve eğri 800 m kayma mesafesine kadar yavaş bir artış sergilemektedir. Ayrıca stabilize durumdaki sürtünme katsayısı değeri ortalama olarak 0.42’e kadar yükselebilmektedir. Bunun nedeni, yüksek sıcaklık nedeniyle malzemenin iç yapısındaki değişikliğe bağlıdır.



Şekil 6.27. Farklı sıcaklıklarda difüzyon süresi olmadan karbürleşmiş Ti6Al4V alaşımının kayma mesafesi- sürtünme katsayısı eğrileri (P7: 850°C, P8: 950°C, P9: 1050°C)

7. TARTIŞMA VE SONUÇLAR

Düşük basınçlı karbürleme işlemi sonuçları, karbürlenmiş Ti6Al4V numunelerinin mikroyapısında üç farklı bölge oluştuğunu göstermektedir: Yüzeyde oluşan ince titanyum karbür (TiC) tabakası, altında bulunan büyük tane boyutundaki α fazı tabakası ve karbonun difüz etmediği merkez tabaka.

Maksimum yayılım tabaka kalınlıklarının sonuçları 950°C'de elde edilmiştir. Yayılım tabakasının kalınlığı sırasıyla 0, 2 ve 4 saat difüzyon süresinde karbürlenen numuneler için 2 μ m, 66 μ m ve 490 μ m olarak belirlenmiştir.

Yüzeyde oluşan TiC katmanının en yüksek kalınlık değerleri farklı difüzyon sürelerinde 1050°C'de karbürlenen numunelere aittir. Bununla birlikte, TiC katmanları, 850°C'lik gruptaki numunelerin yüzeyinde oluşan TiC katmanları daha üniform, yoğun ve gözeneksizdir.

850°C'de 4 saat süreyle difüzyon süresinde karbürize numunenin yüzey sertliği maksimum yüzey sertliği değerlerini göstermektedir. Sertlik değeri 780 HV'dir. 1050°C sıcaklıktaki karbürleme işlemi sonuçları, 850°C ve 950°C'lik gruptaki numunelerle karşılaştırıldığında daha düşük sertlik değerleri elde edilmiştir. Numunenin yüzey sertliği difüzyon süresi ile artmıştır.

XRD analizi, karbürleme sonrası yeni metaller arası bileşiğin ortaya çıktığını gösterdi. Karbürize numunelerin yüzey tabakasının TiC piklerinden oluştuğu kırınım modelinden anlaşılmaktadır.

Aşınma deneyi sonuçları, numuneden 850°C'de 4 saatlik difüzyon süresi için sürtünme katsayısının en düşük değeri aldığı belirlenmiştir. Elde edilen sürtünme katsayısının yaklaşık olarak 0.18 olduğu belirlenmiştir diğer numunelerle mukayese edildiğinde düşük sürtünme katsayısı değerleri sergilediği görülmüştür.

Tüm sonuçlar, işlem parametreleri ile bağlantılı olarak karşılaştırıldığında, karbürleme sıcaklığı ve difüzyon süresinin en iyi kombinasyonu 850°C'de 4 saat süreyle karbürlenmiş numuneye ait olduğu belirlenmiştir.



KAYNAKLAR

- Askeland, D.R., Fulay, P., 2010. The Science and Engineering of Materials. Cengage Learning, 556-562p, USA.
- ASTM G99, 2017. Standard Test Method For Wear Testing With a Pin-on-Disk Apparatus, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- Ay, O., 2017. Taramalı Elektron Mikroskobu SEM-EDS Analizi. Erişim Tarihi: 19.05.2017. <http://www.kuark.org/2017/04/taramali-elektron-mikroskobu-sem-eds-analizi/>
- Benjamin, D., Kirkpatrick C. W., American Society for Metals, 1980. Metals Handbook, Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Species-Purpose Metals Titanium and Titanium Alloys. American Society for Metals, 882p.
- Boyer, R., Collings, E.W., Welsch, G. (Ed.), 1994. Materials Properties Handbook: Titanium Alloys. ASM International, Materials Park, 1176 p, Ohio.
- Budinski, K.G., 1991. Tribological Properties of Titanium Alloys. Erişim Tarihi: 19.03.2017. https://www.researchgate.net/publication/222490384_Tribological_properties_of_titanium_alloys
- Coşkun M.K., 2011. Biomalzeme Amaçlı Ti-6Al-4V Alaşım Tozlarının SPS İle Sinterlenmesi ve Karakterizasyonu. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 131s, İstanbul.
- Donachie M.J., 2000. Titanium: A Technical Guide. 2nd Ed., ASM International Materials Park, 381p.
- Dong, H., Bell T., 1999. Tribological Behavior of Alumina Sliding Against Ti6Al4V in Unlubricated Contact, Wear. Elsevier, 874–884p.
- Dutrow, B.L., Clark, C.M., 2016. X-ray Powder Diffraction (XRD). Erişim Tarihi: 24.05.2017. <https://www.slideshare.net/SumitTiwari69/xray-powder-diffraction-xrd>
- Erdin, N., 1987. Tarama Elektron Mikroskobunun Temel Prensipleri ve Numune Hazırlama , İstanbul Üniversitesi Orman Fakültesi Dergisi, B-36-2
- Ezugwu, E.O., Wang, Z.M., 1997. Titanium Alloys and Their Machinability, Journal of Materials Processing Technology. Elsevier, 262-274p, UK.
- Fred Hutch, 2017. JEOL JSM 6610LV Scanning Electron Microscope. Erişim Tarihi:07.07.2017. <https://sharedresources.fredhutch.org/instruments/jeol-jsm-6610lv-scanning-electron-microscope>

- Gorockiewicz, R., Adamek, A., 2007. The Benefits of Using 3 Gas Mixture Low Pressure Carburizing (LPC) for High Alloy Steels. Proc. of the 24th ASM Heat Treating Society Conf., COBO Center, Detroit, Michigan, USA.
- Gorockiewicz, R., Łapiński, A., 2010. Structure of The Carbon Layer Deposited on The Steel Surface After Low Pressure Carburizing, Vacuum. Elsevier, 429-433p, Poland.
- Gökdemir Y., 2005. Saf Titanyum ve Ti6Al4V Alaşımının Yüksek Sıcaklıkta Oksidasyon Davranışı. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 96s, İstanbul.
- Joshi, V. A., 2006. Titanium Alloys: An Atlas of Structures And Fracture Features. Crc Press, 10-23p, New Delhi.
- Kula, P., Olejnik, J., Heilman, P., 2006. Hydrocarbon Gas Mixture For The Under-Pressure Carburizing of Steel. Patent application US20060102254, 02.07.2006.
- Kula, P., Pietrasik, R., Paweta, S., Dybowski, K., Kaczmarek L., Gladka A., 2013. High Temperature Low Pressure Carburizing with Prenitriding Process – The Economic Option for Vacuum Carburizing. Chiang Mai J. Science, 40(5), 865-873p.
- Kula P., Korecki M., Robert Pietrasik R., Wołowiec E., Dybowski K., Kołodziejczyk L., Atraszkiewicz R., Krasowski M., 2009. FineCarb® - The Flexible System For Low Pressure Carburizing, New options and performance. Erişim Tarihi: 02.04.2017. <https://www.secowarwick.com/wp-content/uploads/2017/03/FineCarb-the-flexible-system-for-low-pressure-carburizing-VAC.pdf>
- Laboratory Testing Inc., 2017. Microhardness Testing. Erişim Tarihi: 15.05.2017. <https://www.labtesting.com/services/materials-testing/metallurgical-testing/microhardness-testing/>
- Leyens, C., Peters, M., 2003. Titanium and Titanium Alloys Fundamentals and Applications. Wiley-VCH, 2-34p, Germany.
- Li, C.X., 2017. Wear Testing and Measurement, The University of Birmingham, UK. Erişim Tarihi: 14.06.2017. http://emrtk.unimiskolc.hu/projektek/adveng/home/kurzus/korsz_anyagtech/1_konzultacio_elemei/wear_testing_measurement.htm
- Liu, C.R., Yang, X., 1999. Machining Science and Technology, Machining Titanium and Its Alloys. An International Journal, 107-120p, Purdue University, West Lafayette, IN.
- Löser, K., Heuer, V., 2009. Low Pressure Carburizing Services for Precision Parts. 131-135p, Germany.

Molinari, A., Straffelini, T.B., Bacci, T., 1997. Dry Sliding Wear Mechanisms of The Ti6Al4V Alloy. Erişim Tarihi: 15.04.2017. <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164896074546>

Özmen, S., Timoçin, H., 2012. X-Işınları Kırınım Cihazı(XRD) ve Kırınım Yasası. Erişim Tarihi: 02.03.2017. <http://docplayer.biz.tr/319486-X-isinlari-kirinim-cihaz-xrd-ve-kirinim-yasasi-sinem-ozmen-haktan-timocin.html>

Pelleg, J., 2013. Mechanical properties of Materials. Springer Science & Business Media, 634p.

Satyendra, 2014. Carburizing Process and Carburizing Steels. Erişim Tarihi:13.05.2017. <http://ispatguru.com/carburizing-process-and-carburizing-steels/>

Williams, J. C., Lütjering, G., 2007. Titanium, Engineering Materials and Process. Springer, 399p, Berlin.

Zhechova, A., Sha, W., Malinov, S., Long, A., 2005. Surface and Coatings Technology, Enhancing the Microstructure and Properties of Titanium Alloys Through Nitriding and Other Surface Engineering Methods. Elsevier, 2192-2207p.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Gizem ATEŞ
Doğum Yeri ve Yılı : Adana,1992
Medeni Hali : Bekar
Yabancı Dili : İngilizce
E-posta : atesgizem92@gmail.com



Eğitim Durumu

Lise : Ufuk Arslan Lisesi, 2010
Lisans : SDÜ, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği, 2015

Mesleki Deneyim

Türkiye Şeker Fabrikaları Ankara Makine Fabrikası - 06.2015-09.2015 (Stajer)
Üretilecek parça teknik çizimlerinin yapılması, üretim planlama yapılması ve üretimin takip edilmesi

Türk Havacılık Ve Uzay Sanayii A.Ş - 1 ay (Stajer)
Üretim malzemelerinin fabrikaya gelişinden nihai ürünün müşteriye sevkine kadar olan Üretim ve Montaj hatlarının planlanması ve üretimin takip edilmesi

Endüstriyel ve Büyük Tüketimli Tesislerin Doğalgaza Dönüşümü Mühendis Yetki Belgesi, TMMOB Makine Mühendisleri Odası - 11.2016

Doğalgaz İç Tesisat Mühendis Yetki Belgesi -TMMOB - 09.2016

Yayınları

Ön Alaşımlandırılmış Ti6Al4V Tozu ile Ti(CP) Tozunun Sıkıştırılabilme Şartlarının Araştırılması

Herbert ve Malleol Vidalarının Kemik Üzerindeki Gerilme Dağılımına Etkileri (Lisans bitirme projesi)