

**Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr MALZEMESİNİN FARKLI ŞARTLAR ALTINDAKİ
YORULMA DAVRANIŞININ ARAŞTIRILMASI**

DOKTORA TEZİ

Nihal YUMAK

Danışman

Prof. Dr. Kubilay ASLANTAŞ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Mart 2021

Bu tez çalışması 18 FEN.BİL.62 numaralı proje ile Afyon Kocatepe Üniversitesi ve 118M727 numaralı proje ile Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) tarafından desteklenmiştir.

AFYON KOCATEPE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DOKTORA TEZİ

Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr MALZEMESİNİN FARKLI ŞARTLAR
ALTINDAKİ YORULMA DAVRANIŞININ ARAŞTIRILMASI

NİHAL YUMAK

Danışman

Prof. Dr. Kubilay ASLANTAŞ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Mart 2021

TEZ ONAY SAYFASI

Nihal YUMAK tarafından hazırlanan “Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr Malzemesinin Farklı Şartlar Altındaki Yorulma Davranışının Araştırılması” adlı tez çalışması lisansüstü eğitim ve öğretim yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca 09/03/2021 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından **oy birliği** ile Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Makine Mühendisliği Anabilim Dalı’nda DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Danışman : Prof. Dr. Kubilay ASLANTAŞ

Başkan : Prof. Dr. Remzi VAROL
Süleyman Demirel Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi



Üye : Prof. Dr. Ahmet AVCI
Necmettin Erbakan Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi



Üye : Prof. Dr. Kubilay ASLANTAŞ
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi



Üye : Prof. Dr. Şükrü TALAŞ
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi



Üye : Doç. Dr. Halil AYTEKİN
Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi



Afyon Kocatepe Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun
..... /..... /..... tarih ve
..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

.....
Prof. Dr. İbrahim EROL
Enstitü Müdürü

BİLİMSEL ETİK BİLDİRİM SAYFASI

Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü, tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içindeki bütün bilgi ve belgeleri akademik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Görsel, işitsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçları bilimsel ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda ilgili eserlere bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunduğumu,
- Atıfta bulunduğum eserlerin tümünü kaynak olarak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- Ve bu tezin herhangi bir bölümünü bu üniversite veya başka bir üniversitede başka bir tez çalışması olarak sunmadığımı

beyan ederim.

09/03/2021


Nihal YUMAK

ÖZET

Doktora Tezi

Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr MALZEMESİNİN FARKLI ŞARTLAR ALTINDAKİ YORULMA DAVRANIŞININ ARAŞTIRILMASI

Nihal YUMAK

Afyon Kocatepe Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Kubilay ASLANTAŞ

β titanyum alaşımları yüksek mukavemetleri, yüksek sertleşme kabiliyetleri, yüksek ısı işlem verimlilikleri ve düşük Elastisite Modülleri sayesinde havacılık, enerji endüstrisi, ve biyomedikal gibi birçok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır. β titanyum alaşımları molibden denkliği (MoE) ve β fazı kararlılık oranına bağlı olarak β matris, near β , metastabil β ve stabil β olarak sınıflandırılmaktadır. Metastabil β titanyum alaşımlarından olan Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımı özellikle havacılık alanında uçak ana gövdesi ve bağlantı elemanları gibi büyük öneme sahip parçalarda kullanılmaktadır. Kullanım alanları ve maruz kaldığı yükleme koşulları düşünüldüğünde, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının çekme özellikleri, sabit ve değişken genlikli yükler altındaki yorulma davranışlarının bilinmesi ve geliştirilmesi önemli hale gelmektedir. Bu nedenle tez araştırmasında, alaşıma düşük ve yüksek sıcaklıklarda tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemleri uygulanmıştır. Düşük sıcaklık yaşlandırma işlemleri 300-450°C arasında, yüksek sıcaklık yaşlandırma işlemleri 550°C'de ve 5, 10, 20 ve 40 saat olarak uygulanmıştır. Dubleks yaşlandırma işlemleri ön yaşlandırma işlemi ve ikinci basamak yaşlandırma işlemi olmak üzere iki adımda uygulanmıştır. Dubleks yaşlandırma işlemlerinde 300°C'de 10 saat ve 250°C'de 24 saat olmak üzere iki farklı ön yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. İkinci basamak yaşlandırma işlemleri düşük ve yüksek sıcaklıklarda 5,10 ve 20 saat uygulanmıştır. Solüsyona alınmış ve yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelere mikro yapı incelemesi, faz analizi, çekme testi ve sertlik testi uygulanmıştır. Ayrıca sabit genlikli yorulma çatlak ilerlemesi testleri gerilme oranı $R=0,1$ olacak şekilde uygulanmıştır. Değişken genlikli yorulma çatlak ilerlemesi testleri ise 1,3 1,8, 2 ve 2,3 gerilme oranlarında tek bir aşırı yük uygulanarak

gerçekleştirilmiştir. Çalışma sonucunda, alaşımın mikro yapısal ve mekanik özelliklerinin yüksek oranda alaşıma uygulanan ısıl işlemlere bağlı olarak değiştiği görülmüştür. Mikro yapı incelemelerinde, artan yaşlandırma işlemi sıcaklığının ve süresinin α faz oluşumunu arttırarak çökeltiden yoksun alanların oluşumunu azalttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca literatüre uygun olarak dubleks yaşlandırma işlemleriyle birlikte α fazları daha ince, yüksek hacimsel oranda ve uniform olarak dağılmıştır. Ön-yaşlandırma işlemlerinin mikro yapıya etkisi incelendiğinde, 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde α fazlarının daha ince şekilde çökeldiği görülmüştür. Yapılan çekme testlerinde maksimum mukavemete karşılık maksimum kopma uzaması, tek basamaklı yaşlandırma işlemlerinde, 450°C’de 20 saat, dubleks yaşlandırma işlemlerinde 250°C’de 24 saat ardından 450°C’de 10 saat yaşlandırma sonrasında elde edilmiştir. Yorulma çatlak ilerlemesi davranışları solüsyona alınmış numunede tane boyutu ve tane sınır açıları tarafından belirlenirken, yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerde ikincil fazlar ve çökeltiden yoksun bölgeler tarafından belirlenmiştir. Özellikle dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde ince, yüksek hacimsel oranda ve uniform çökelen α fazları alaşımın çekme mukavemetini arttırırken, yorulma çatlak ilerlemesi hızını da arttırmıştır. Yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla birlikte eşik gerilme şiddeti faktörü değişiminin (ΔK_{th}) arttığı gözlemlenmiştir. En düşük ΔK_{th} değeri solüsyona alınmış numunede elde edilirken, en yüksek ΔK_{th} değeri ise 250°C’de 24 saat ardından 450°C’de 20 saat dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunede elde edilmiştir. Aşırı yüklemeli yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde ise solüsyona alınmış numunede aşırı yük sonrası çatlak önünde ikincil çatlaklar oluşurken, yaşlandırma işlemi uygulanmış numunede aşırı yük sonrası numune kırılmıştır.

2021, xiv + 140 sayfa

Anahtar Kelimeler: Metastabil β titanyum alaşımı, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımı, tek basamaklı yaşlandırma işlemi, dubleks yaşlandırma işlemi, yorulma çatlak ilerlemesi hızı, eşik gerilme şiddeti faktörünün değişimi.

ABSTRACT

Ph.D. Thesis

INVESTIGATION OF FATIGUE BEHAVIOR OF THE Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr MATERIAL UNDER DIFFERENT CONDITIONS

Nihal YUMAK

Afyon Kocatepe University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Mechanical Engineering

Supervisor: Prof. Kubilay ASLANTAŞ

β titanium alloys are widely used in many fields such as aerospace, the energy industry, and biomedical thanks to their high strength, high heat treatment efficiency, and low Elasticity Modules. β titanium alloys are classified as β matrix, near β , metastable β , and stable β depending on molybdenum efficiency (MoE) and β phase stability ratio. Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alloy, one of the metastable β titanium alloys, is used in parts of great importance, such as aircraft's main body and fasteners. Considering the application areas, it becomes essential to know and develop the tensile properties of Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alloy and its fatigue behavior under constant and variable amplitude loading. For this reason, single-step and duplex aging treatments were applied to the alloy at low and high temperatures. Low temperature aging treatments were applied between 300-450°C, high temperature aging treatments were conducted at 550°C and for 5, 10, 20, and 40 hours. Duplex aging treatments were applied in two steps: pre-aging treatment and second step aging treatment. Two different pre-aging treatments were applied as 10 hours at 300°C and 24 hours at 250°C during duplex aging treatment. After pre-aging, second-step aging treatments were applied at low and high temperatures for 5, 10, and 20 hours. Microstructure analysis, phase analysis, tensile test, and hardness test were applied to the solution treated and aged samples. Besides, constant amplitude fatigue tests were applied as stress ratio $R = 0.1$. Variable amplitude fatigue cracks propagation tests were carried out by applying a single overload at 1.3, 1.8, 2, and 2.3 stress rates. As a result of the study, the alloy's microstructural and mechanical properties changed depending on the applied heat treatments at a high rate. It has been observed that increasing aging treatment temperature and time increase the α phase volume fraction

and decreases the precipitation-free zones. Besides, in accordance with the literature, with duplex aging treatments, α phases precipitated finer, higher volume fraction, and uniformly distributed. When examining the effect of pre-aging treatments on the microstructure, it was seen that α phases were precipitated more finely in samples pre-aged at 250°C for 24 hours. Maximum elongation against maximum strength was obtained after 20 hours at 450°C in single-step aging treatments and was obtained 24 hours at 250°C followed by 10 hours at 450°C in duplex aging treatments. While fatigue crack propagation behaviors were determined by the grain size and grain boundary angles at the solution treated sample, it was determined by the secondary phases and the precipitation free zones at the aged samples. Especially at the duplex aging treatment, fine and uniformly distributed α phases increased the alloy's tensile strength while increased the fatigue crack propagation rate. Besides, it was observed that the threshold stress intensity factor change (ΔK_{th}) increased with the aging treatment. While the lowest ΔK_{th} value was obtained at the solution treated samples, the highest ΔK_{th} value was obtained at the sample that was applied duplex aging treatment at 250°C for 24 hours and then at 450°C for 20 hours. During variable amplitude fatigue tests, secondary cracks occurred at the solution-treated sample's crack tip after overloading. In contrast, the single-step and duplex aged samples were broken after the overload.

2021, xiv + 140 pages

Keywords: Metastable β titanium alloys, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alloy, single-step aging treatment, duplex aging treatment, fatigue crack propagation rate, threshold stress intensity factor range.

TEŞEKKÜR

Bu araştırmanın konusunun belirlenmesi, deneysel alışmaların ynlendirilmesi, sonuçların değerlendirilmesi ve yazımı aşamasında yapmış olduğu katkılarından dolayı tez danışmanım Sayın Prof. Dr. Kubilay Aslantaş'a teşekkür ederim. Ayrıca bu araştırmanın gerçekleştirilmesine 18.FEN.BİL62 numaralı proje ile destek sağlayan Afyon Kocatepe Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Birimine ve 118M727 numaralı proje ile destek sağlayan Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumuna (TÜBİTAK) teşekkür ederim.

Bu araştırma boyunca manevi desteklerinden dolayı aileme teşekkür ederim.

Nihal YUMAK
Afyonkarahisar, 2021

İÇİNDEKİLER DİZİNİ

	Sayfa
ÖZET	i
ABSTRACT	iii
TEŞEKKÜR	v
İÇİNDEKİLER DİZİNİ.....	vi
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ	ix
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xiv
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR BİLGİLERİ.....	5
2.1 Titanyum	5
2.2 Titanyum Alaşımları ve Faz Dönüşümleri	7
2.2 Stabil ve Metastabil Fazlar	9
2.3.1 α Fazları.....	10
2.3.2 ω Fazları	12
2.3.3 β Fazları.....	14
2.4 β Fazı Titanyum Alaşımları	15
2.5 Metastabil Beta Titanyum Alaşımları	18
2.6 Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr Metastabil Beta Titanyum Alaşımı	22
3. METASTABİL BETA TİTANYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER.....	23
3.1 Solüsyona Alma	23
3.2 Yaşlandırma İşlemleri.....	25
3.2.1 Tek Basamaklı Yaşlandırma İşlemleri	25
3.2.2 Dupleks Yaşlandırma İşlemi	27
3.3 Metastabil Beta Titanyum Alaşımlarına Uygulanan Diğer Isıl İşlemler	30
4. YORULMA	37
4.1 Sabit Genlikli Yorulma Çatlak İlerlemesi Testleri	41
4.2 Değişken Genlikli Yorulma Çatlak İlerlemesi Testleri	44
4.3 Metastabil Beta Titanyum Alaşımlarının Yorulma Davranışı	49
5. MATERYAL ve METOT	54
5.1 Isıl İşlem Basamaklarının Uygulanması	54
5.2 Yorulma Çatlak İlerlemesi Testlerinin Uygulanması	58

5.3 Mekanik Testler ve Mikro Yapı İncelemeleri.....	62
6. TARTIŞMA ve SONUÇ.....	64
6.1 Mikro Yapı İncelemeleri.....	64
6.2 X-Işını Kırınımı (XRD) Faz Analizi Sonuçları	68
6.3 Mikro Sertlik Test Sonuçları.....	70
6.4 Çekme Testi Sonuçları.....	73
6.5 Çekme Testi Numunelerinin Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi	82
6.6 Yorulma Çatlak İlerlemesi Testi Sonuçları	88
6.6.1 Tek Basamaklı Yaşlandırma İşlemi Uygulanmış Numuneler.....	88
6.6.2 Dupleks Yaşlandırma İşlemi Uygulanmış Numuneler	102
6.6.3 Aşırı Yükleme Yorulma Çatlak İlerlemesi Test Sonuçları	111
7. SONUÇLAR.....	117
8. KAYNAKLAR	122
ÖZGEÇMİŞ.....	138
EKLER	140

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler

σ_{ak}	Akma dayanımı
K_{AY}	Aşırı yük gerilme şiddeti faktörü
R_{AY}	Aşırı yük oranı
ΔK_{eff}	Efektif gerilme şiddeti faktörünün değişimi
ΔK_{th}	Eşik gerilme şiddet faktörünün değişimi
σ_{genlik}	Gerilme genliği
ΔK	Gerilme şiddet faktörünün değişimi
$\Delta\sigma$	Gerilmedeki değişimi
K_c	Kırılma tokluğu
σ_{mak}	Maksimum gerilme
K_{mak}	Maksimum gerilme şiddeti faktörü
P_{mak}	Maksimum yük
σ_{min}	Minimum gerilme
K_{min}	Minimum gerilme şiddeti faktörü
P_{min}	Minimum yük
W	Numune genişliği
B	Numune kalınlığı
$\sigma_{ortalama}$	Ortalama gerilme
α_{TS}	Tane sınırı α fazı
α_{WTS}	Widmanstatten tane sınırı α fazı
α_{WM}	Widmanstatten α fazı
da/dN	Yorulma çatlak ilerlemesi hızı
R	Yük oranı
ΔP	Yükteki değişim
T_β	β geçiş sıcaklığı

Kısaltmalar

HMK	Hacim merkezli kübik
HSP	Hekzagonal sıkı paket
LEFM	Lineer elastik kırılma mekaniği
MoE	Molibden denkliği

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1 Titanyum elementinin kristal yapıları, α ve β fazı stabilize edici elementler (Prasad vd. 2015).....	6
Şekil 2.2 Titanyum elementinin yoğunluk yönünden diğer yüksek mukavemetli elementlerle kıyaslanması (Leyens ve Peters 2003).....	7
Şekil 2.3 Titanyum alaşımlarında β - α faz dönüşümleri, a) α fazı kristal yapısı, b) β fazı kristal yapısı, c) β fazının α fazına dönüşüm mekanizması (Lutjering ve Williams 2007).....	9
Şekil 2.4 α faz çökmesinin sıralaması, a) α_{TS} , b) Lamellar α fazları, c) Widmanstatten tane sınırı α (α_{WTS}) fazları (Zhao vd. 2017).....	11
Şekil 2.5 Yaşlandırma işlemi esnasında ω_{iso} fazları ve α fazlarının oluşum aşamaları, a) Spinodal ayrılma, b) ω fazlarının oluşumu, c) İsothermal ω , d) α fazlarının oluşması, e) α fazlarının büyümesi (Kolli ve Devaraj 2018).	14
Şekil 2.6 Havacılık alanında kullanılan titanyum alaşımları, a) Uçak motor ve ana gövdesinde kullanılan titanyum alaşımlarının oranları, b) Havacılık sektöründe titanyum alaşımlarının yıllara göre kullanım oranı (Barriobero 2015).	15
Şekil 2.7 Titanyum elementi faz diyagramları, a)Ti-Ni, b) Ti-Al (ASM Handbook 2014).....	17
Şekil 3.1 Solüsyona alma sıcaklığının Ti-7,5Mo-4,8Nb-3,8Ta-3,6Zr-4Cr-2Al (TB-13) alaşımının mikro yapısına etkisi, a) 800°C, b) 810°C, c) 820°C, d) 860°C (Zhou vd. 2010).	25
Şekil 3.2 Yaşlandırma işlemlerinin α faz oluşumuna etkisi, a) Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numune (500°C'de 10 saat), c) Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numune (250°C 24 Saat+500°C'de 8 saat) (Santhosh vd. 2015).....	28
Şekil 3.3 Isıtma hızlarının α faz oluşumuna etkisi, a) 4°C/dak., b) 0,5°C/dak. (Junheng ve Mark 2020).	29
Şekil 4.1 Yorulma yüklemesiyle ilgili temel kavramlar.....	38
Şekil 4.2 Yorulma çatlak oluşumu ve ilerlemesinin şematik gösterimi, a) Kayma bantlarının oluşumu, b) Kumsal izlerinin (yorulma izlerinin) oluşumu, c) Mikro seviyede yorulma hasarının oluşumu (İnt 1).	39

Şekil 4.3 Çeşitli çatlak başlangıcı ve ilerlemesi tipleri, a) Düz bir yüzeyden çatlak başlangıcı, b) Çentik etrafında çatlak başlangıcı, c) Malzeme kusuru nedeniyle çatlak başlangıcı (Richard ve Sander 2016).	40
Şekil 4.4 Sabit genlikli yükleme altında yorulma çatlak ilerlemesinin oluşumu (Broek 1989).	42
Şekil 4.5 Çatlak ilerleme hızının-gerilme şiddet faktörüne oranı (Richard ve Sander 2016).	43
Şekil 4.6 Aşırı yük tipleri, a) Pozitif aşırı yük, b) Negatif aşırı yük (Laseure vd. 2015).	45
Şekil 4.7 Aşırı yük sonrası çatlak önündeki farklı bölgelerin şematik gösterimi (Paul ve Tarafder 2013).	46
Şekil 4.8 Aşırı yük sonrası yorulma çatlağı ilerleme aşamaları (Richard ve Sander 2016).	47
Şekil 4.9 Aşırı yük sonrası yorulma çatlak ilerleme tipleri (Richard ve Sander 2016)..	48
Şekil 4.10 Aşırı yük tipleri, a) Pozitif aşırı yük (OL), b) Negatif aşırı yük (UL), c) Pozitif-negatif aşırı yük (OL-UL), d) Negatif-pozitif aşırı yük (UL-OL), e) Farklı aşırı yükleme tiplerinin $da/dN-\Delta K$ grafiğı, f) Farklı aşırı yükleme tiplerinin $a-N$ grafiğı Chen vd. (2018).	49
Şekil 4.11 Solüsyona alınmış Ti-40Nb alaşımında yorulma hasarı oluşumu, a) Çatlak ilerleme doğrultusu, b) Çatlak uç noktası (Reck vd. 2019).	51
Şekil 5.1 Tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlem basamaklarının şematik gösterimi.	55
Şekil 5.2 Isıl işlem basamaklarının şematik gösterimi, a) Tek basamaklı yaşlandırma işlemleri, b) Dubleks yaşlandırma işlemleri.	58
Şekil 5.3 C(T) tipi yorulma numunesi (Birimler mm cinsinden verilmiştir).	59
Şekil 5.4 Yorulma test düzeneğı, a) Instron 8801 model yorulma test cihazı, b) Alt ve üst çeneler, numunenin çenelere sabitlenmesi ve USB mikroskop.	60
Şekil 5.5 Aşırı yükleme durumunun şematik gösterimi.	62
Şekil 5.6 Çekme test numuneleri, a) Çekme test numunesinin ölçüleri, b) Çekme test numunesi (Birimler mm cinsindedir).	63
Şekil 6.1 Solüsyona alınmış numunenin mikro yapısı.	64

Şekil 6.2 Yaşlandırma işlem sıcaklığının alaşımın mikro yapısına etkisi, a) 300/10, b) 550/10.	65
Şekil 6.3 Yaşlandırma işlemi süresinin alaşımın mikro yapısına etkisi, a) 550/10, b) 550/40.	66
Şekil 6.4 Tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin mikro yapı incelemeleri, a) 450/20, b) I-450/20.	67
Şekil 6.5 Ön-yaşlandırma işleminin alaşımın mikro yapısına etkisi, a) I-550/20, b) II-550/20.	67
Şekil 6.6 Solüsyona alınmış ve tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin XRD analizi sonuçları.	68
Şekil 6.7 Ön yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin XRD analizi sonuçları.	69
Şekil 6.8 Dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin XRD analizi sonuçları.	70
Şekil 6.9 Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin mikro sertlik değerleri.	71
Şekil 6.10 Dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin mikro sertlik değerlerinin incelenmesi, a) 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanmış numuneler, b) 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanmış numuneler.	73
Şekil 6.11 Düşük sıcaklıklarda tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları, a) 300°C, b) 350°C.	75
Şekil 6.12 Düşük sıcaklıklarda tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları, a) 400°C, b) 450°C.	76
Şekil 6.13 550°C’de yüksek sıcaklıkta tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları.	77
Şekil 6.14 400°C’de 10 saat ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunenin çekme testi sonuçları.	78
Şekil 6.15 450°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları, a) 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numuneler, b) 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numuneler.	80
Şekil 6.16 550°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları, a) 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan	

numuneler, b) 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numuneler.	81
Şekil 6.17 Solüsyona alınmış, tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları.	82
Şekil 6.18 Solüsyona alınmış numunenin kırılma yüzeyi, a) 55X, b) 2KX.	83
Şekil 6.19 Farklı sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme testi numunelerinin kırılma yüzeyleri, a-b) 350/10, c-d) 450/10, e-f) 550/10.	84
Şekil 6.20 350°C’de 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme numunesinin kırılma yüzeyi, a) 55X, b) 385X.	85
Şekil 6.21 450°C’de 40 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme numunesinin kırılma yüzeyi a) 55X, b) 385X.	86
Şekil 6.22 550°C’de 40 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme testi numunesinin kırılma yüzeyi a) 55X, b) 385X.	86
Şekil 6.23 II-400/10 yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme testi numunesinin kırılma yüzeyi, a) 55X, b) 150X.	87
Şekil 6.24 Dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin kırılma yüzeyleri a-b) I-450/10, c-d) I-450/20.	88
Şekil 6.25 Solüsyona alınmış ve yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çatlak ilerleme doğrultuları, a) Solüsyona alınmış numune, b) Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış 550/20 numunesi.	90
Şekil 6.26 Solüsyona alınmış numunenin yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.	92
Şekil 6.27 300/10 numunesinin yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.	94
Şekil 6.28 Yorulma numunelerinin hasar yüzeylerinin SEM görüntüleri, a) Solüsyona alınmış numune, b) 300/10 numunesi.	95
Şekil 6.29 Düşük sıcaklıkta (450°C) yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.	97
Şekil 6.30 Yüksek sıcaklıkta (550°C) yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.	99
Şekil 6.31 Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin kırılma yüzeyleri, a) 550/20 numunesi, b) 450/20 numunesi.	101

Şekil 6.32 Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanmış I-450/20 numunesinin yorulma çatlak ilerlemesi doğrultusu.....	103
Şekil 6.33 250°C’de 24 saat ve 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.	104
Şekil 6.34 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi ardından 450°C’de 5, 10 ve 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.	106
Şekil 6.35 Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanmış yorulma çatlak ilerlemesi test numunelerinin kırılma yüzeyleri, a) I-450/5, b) I-450/20.	108
Şekil 6.36 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi ardından 550°C’de 5, 10 ve 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.	109
Şekil 6.37 Yüksek sıcaklıkta (550°C) ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin kırılma yüzeyleri, a) II-550/10, b) II-550/20.....	110
Şekil 6.38 2,6 ve 2 oranında aşırı yük uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.	112
Şekil 6.39 1,8 ve 1,3 oranlarında aşırı yük uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.	113
Şekil 6.40 Solüsyona alınmış numunede 1,3 oranında aşırı yük sırasında çatlağın davranışına ait USB mikroskop görüntüsü.....	114
Şekil 6.41 Yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin aşırı yükleme durumunda yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.	115
Şekil 6.42 Aşırı yük uygulanmış yorulma çatlak ilerlemesi testi numunelerinin kırılma yüzeyleri, a) Solüsyona alınmış numune, b) 550/20.	116

ÇİZELGELER DİZİNİ

	Sayfa
Çizelge 2.1 Titanyum alaşımlarının kategorileri, mekanik özellikleri ve kullanım alanları (Xu 2015).	8
Çizelge 2.2 Stabil ve metastabil fazların sınıflandırılması (Leyens ve Peters 2003, Lyasotskaya ve Knyazeva 2008, Kolli ve Devaraj 2018, Ankem ve Greene 1999).	10
Çizelge 2.3 β fazı titanyum alaşımlarının avantaj ve dezavantajları (Bania 1994).	18
Çizelge 2.4 Metastabil β fazı titanyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri, kullanım alanları ve mekanik özellikleri (Kolli ve Devaraj 2018, Donachie 2000, Cotton vd. 2015).	21
Çizelge 5.1 Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının kimyasal kompozisyonu.	54
Çizelge 5.2 Isıl işlem uygulanmış numune gruplarının kodlaması.	57
Çizelge 6.1 Yaşlandırma işleminin ΔK_{th} , C ve m üzerindeki etkisi.	102
Çizelge 6.2 Dupleks yaşlandırma işleminin ΔK_{th} , C ve m üzerindeki etkisi.	111

1. GİRİŞ

β titanyum alaşımları, ilk olarak 50 yıl önce havacılık alanında yüksek mukavemetlerine karşılık hafif yapıları nedeniyle kullanılmaya başlanmıştır (Boyer ve Briggs 2005). β titanyum alaşımları molibden denkliği (MoE) ve β fazı kararlılık oranına bağlı olarak β matris, near β , metastabil β ve stabil β olarak sınıflandırılmaktadır (Kolli ve Devaraj 2018). Düşük MoE değerine sahip metastabil β titanyum alaşımları, β geçiş sıcaklığının (T_β) altındaki sıcaklıklarda metastabil hacim merkezli kübik (HMK) β fazlarından oluşmaktadır. Bu kararsız fazlar ısıtma işlemler sırasında, hekzagonal sıkı paket (HSP) α fazlarının çökmesini sağlayarak alaşımın çekme mukavemetini ve sertliğini arttırmaktadır (Santhosh vd. 2015). Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımı, düşük MoE (11) değeriyle verimli şekilde ısıtma işlemi uygulanabilen metastabil β fazı titanyum alaşımlarındandır (Kolli ve Devaraj 2018, Chou vd. 2012). Guo vd. (2010) tarafından yapılan çalışmada, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının 753 MPa olan çekme mukavemetinin, soğuk haddeleme ve 4 saat 450°C'de yaşlandırma işlemi uygulandıktan sonra, 1562 MPa'a ulaştığı görülmüştür.

Metastabil β titanyum alaşımlarına uygulanan ısıtma işlemlerinin başında çökme sertleşmesi gelmektedir. Çökme sertleşmesi solüsyona alma ve yaşlandırma işlemlerini içeren iki basamaktan oluşmaktadır (Ankem ve Seagle 1984). Solüsyona alma işlemi beta geçiş sıcaklığının (T_β) altındaki α/β bölgesinde veya üstündeki sıcaklıklarda β bölgesinde uygulanabilmektedir (Kolli ve Devaraj 2018). Solüsyona alma sıcaklığı alaşımın tane boyutuna ve β fazlarının kararlılık oranına etki ederek mekanik özelliklerini belirlemektedir (Fujii ve Suzuki 1994). Alaşım α/β bölgesinde solüsyona alındığında, birincil α fazları β tane sınırlarına birikerek buralarda yeniden kristalleşmeyi ve tane oluşumunu engeller böylelikle daha küçük tane boyutu elde edilir (Xu vd. 2015). α/β bölgesinde solüsyona almanın tane boyutunu küçülterek alaşıma olumlu mekanik özellikler kazandırabileceği düşünülse de β fazı kararlılığını arttırarak yaşlandırma işlem verimliliğini azaltmaktadır (Li vd. 2013).

Yaşlandırma işlemleri ise alaşımların kimyasal yapılarına ve kazandırılmak istenilen özelliklere göre çeşitli sıcaklık ve sürelerde uygulanabilmektedir (Santhosh vd. 2014).

Literatürde yaşlandırma işleminin metastabil β titanyum alaşımlarına genellikle tek basamaklı veya dubleks olarak uygulandığı görülmüştür (Ankem ve Seagle 1984). Tek basamaklı yaşlandırma işlemleri, düşük sıcaklık ve yüksek sıcaklık yaşlandırma işlemleri olarak iki gruba ayrılmaktadır (Ankem ve Seagle 1984, Santhosh vd. 2015). Düşük sıcaklık yaşlandırma işlemleri 200-450°C arasında uygulanan yaşlandırma işlemleridir (Ankem ve Seagle 1984). Yüksek sıcaklık yaşlandırma işlemleri ise T_{β} sıcaklığının 85-195°C altındaki sıcaklıklarda ve 24 saatten daha kısa sürelerde uygulanmaktadır (Du vd. 2014). Tek basamaklı yaşlandırma işlemlerinde, yaşlandırma sıcaklığı ve süresi, oluşan metastabil ve kararlı fazların boyutlarını ve hacimsel oranlarını belirlemektedir (Du vd. 2014, Chou vd. 2015). Ayrıca literatürde düşük MoE değerine sahip metastabil β titanyum alaşımlarına dubleks yaşlandırma işleminin uygulandığı çalışmalara da rastlanmak mümkündür (Schmidt vd. 2011). Tek basamaklı yaşlandırma işlemine kıyasla, dubleks yaşlandırma işlemi, α fazlarının daha ince yapıda, daha yüksek hacimsel oranda ve uniform olarak dağılmasını sağlamaktadır (Santhosh vd. 2015). Ayrıca çökeltiden yoksun alanların ve tane sınırı α (α_{TS}) fazlarının oluşumunu engellemekte ve metastabil β titanyum alaşımlarına daha yüksek mekanik özellikler kazandırmaktadır (Chou vd. 2012). Ardışık olarak uygulanan dubleks yaşlandırma işlemlerinde, genellikle düşük sıcaklıklı yaşlanmanın ardından, kısa sürelerde yüksek sıcaklıkta yaşlandırma işlemi uygulanmaktadır (Santhosh vd. 2014). İki adım için seçilen yaşlandırma işlem sıcaklıkları ve süreleri ile alaşımın mikro yapısal ve mekanik özellikleri optimize edilebilmektedir (Kolli ve Devaraj 2018). Yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla birlikte mikro yapıda çökelen α faz morfolojisine bağlı olarak metastabil β titanyum alaşımlarının mikro sertlik, çekme ve akma mukavemetlerinde artış elde edilmektedir (Fujii ve Suzuki 1994, Li vd. 2013). Ayrıca Reck vd. (2019) tarafından yapılan çalışmada, mikro yapının metastabil β titanyum alaşımlarının yüksek çevrim yorulma dayanımlarına etkisi incelenmiştir. Çalışmada düşük sıcaklıkta tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan Ti-40Nb metastabil β titanyum alaşımının yorulma dayanımının %30 arttığı görülmüştür. Aynı şekilde Santhosh vd. (2014) tarafından yapılan çalışmada, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımına dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla gerilme sertleşmesi oranı artmış, daha iyi mukavemet-kopma uzaması kombinasyonu elde edilmiştir. Ayrıca aynı yazarlar tarafından yapılan diğer bir çalışmada, dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla

yüksek çevrim yorulma dayanımı 4 kat artmıştır (Santhosh vd. 2015).

Yapılan literatür araştırmasında, metastabil β titanyum alaşımlarına verimli şekilde çeşitli ısı işlem tiplerinin uygulanabildiği görülmüştür. Bu nedenle, tez araştırmasında, tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemlerinin Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr metastabil β titanyum alaşımının mikro yapısal ve mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Ayrıca metastabil β titanyum alaşımlarına yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla yüksek çevrim yorulma dayanımının arttığı çalışmalara da rastlanılmıştır (Reck vd. 2019, Santhosh vd. 2014). Fakat uygulanan yaşlandırma işlemlerinin metastabil β titanyum alaşımlarının yorulma çatlak başlangıcı ve ilerlemesi davranışlarına etkisinin incelendiği çalışmalar oldukça sınırlıdır. Bu nedenle Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımına tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanarak alaşımın yorulma çatlak başlangıcı ve ilerlemesi davranışları araştırılmıştır. Ayrıca sabit genlikli yükleme dışında alaşıma aşırı yükleme uygulanarak alaşımın değişken genlikli yükleme durumundaki yorulma çatlak ilerlemesi davranışları da incelenmiştir.

Tez çalışması aşağıdaki bölümlerden oluşmaktadır.

1. Giriş

Bu bölümde tez çalışmasında incelenecek alaşım özellikleri, uygulanacak ısı işlem tipleri, ısı işlem tiplerinin bu tür alaşımların mekanik özelliklerine etkileri ve tez çalışmasında araştırılacak konunun literatüre katkısı ve orijinal yönüne değinilmiştir.

2. Literatür Bilgileri

Bu bölümde titanyum elementinin keşfi, geliştirilmesi, alaşımları ve faz dönüşümleri hakkında bilgiler verilmiştir. Metastabil β titanyum alaşımları ve kullanım alanları ayrıntılı olarak incelenmiştir. Ayrıca tez çalışmasında incelenecek olan Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr metastabil β titanyum alaşımının kullanım alanları ve ısı işlem verimliliği alt bir başlık olarak bölüm sonuna eklenmiştir.

3. Metastabil Beta Titanyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler

Metastabil β titanyum alaşımlarına uygulanan çökelme sertleşmesi ısıl işlemleri ve ısıl işlem kademeleri verilmiştir. Ayrıca literatürde bu ısıl işlem kademeleri hakkında yapılan çalışmalar bu bölümde değerlendirilmiştir.

4. Yorulma

Yorulma kavramının genel tanımı, yorulma hasarının oluşum aşamaları ve yorulma ile ilgili temel kavramlar verilmiştir. Ayrıca sabit genlikli yorulma çatlak ilerlemesi testleri ve değişken genlikli yorulma çatlak ilerlemesi testleri hakkında bilgiler verilmiştir. Bölüm sonuna ise literatürde metastabil β titanyum alaşımlarının yorulma davranışlarının araştırıldığı çalışmalar bir alt başlık olarak eklenmiştir.

5. Materyal ve Metot

Tez çalışmasında uygulanan ısıl işlem basamakları, ısıl işlem sıcaklık ve sürelerinin belirlenmesi, yorulma çatlak ilerlemesi testleri, mekanik testler ve mikro yapı incelemeleri bu bölümde ayrıntılı olarak açıklanmıştır.

6. Sonuçlar ve Tartışma

Bu bölümde mikro yapı incelemeleri, faz analizi sonuçları, mikro sertlik test sonuçları, çekme testi sonuçları, sabit genlikli ve aşırı yüklemeli yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları verilmiştir.

7. Sonuçlar

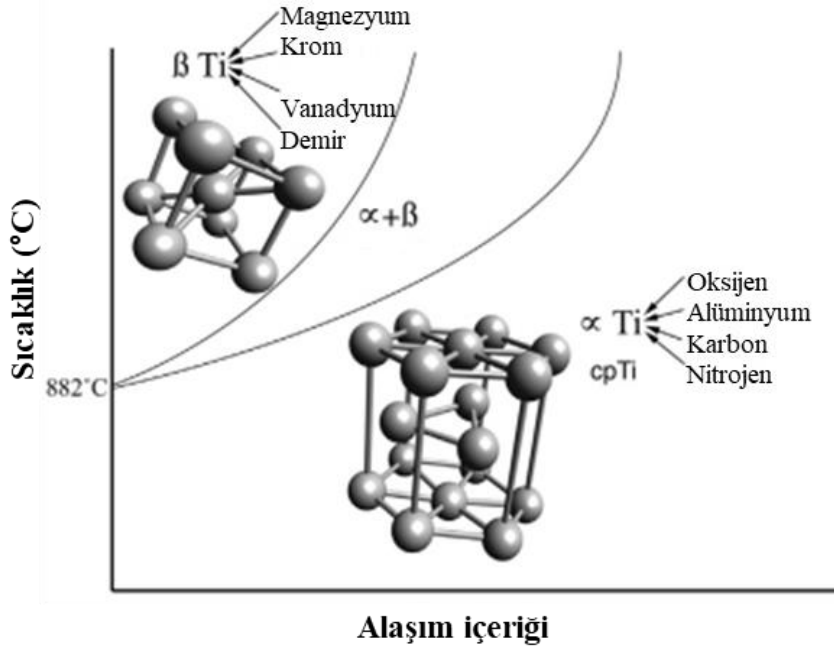
Bu bölümde tez çalışması boyunca elde edilen sonuçlar listelenmiştir.

2. LİTERATÜR BİLGİLERİ

2.1 Titanyum

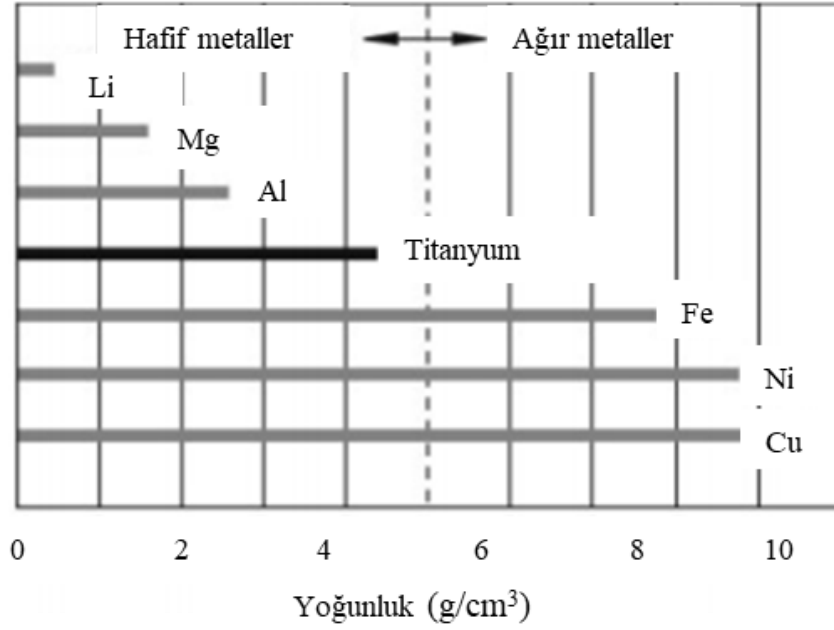
Titanyum elementi ilk olarak 1791 yılında İngiliz bilim insanı William Gregor tarafından keşfedilmiştir (Leyens ve Peters 2003). İlk keşfedildiği yıllarda gregoroit adıyla bilinse de, 1795 yılında Martin Heinrich Klaproth Yunan mitolojisindeki titanlardan esinlenerek titanyum adını vermiştir (De Viteri ve Fuentes 2013). Titanyumun kullanımı 1940'lı yıllarda, 2. Dünya savaşının patlak vermesiyle birlikte yaygınlaşmıştır. Titanyum bu yıllarda özellikle savaş uçaklarında ağırlığı azaltarak yakıt tasarrufu sağlaması nedeniyle tercih edilmiştir (Boyer 1996). 1944 yılında ise DuPont firması tarafından havacılık alanındaki ihtiyacı karşılamak üzere ticari olarak üretilmeye başlanmıştır (Leyens ve Peters 2003). İlk üretilen titanyum alaşımı ise hala havacılık ve biyomedikal uygulamalarda çokça kullanılan Ti-6Al-4V alaşımıdır (Leyens ve Peters 2003). Günümüzde titanyum alaşımları yüksek korozyon direnci, yüksek mukavemet, düşük elastik modülü ve yüksek sertlik gibi eşsiz özellikleri sayesinde havacılık, biyomedikal uygulamalar, enerji üretimi, nükleer atık depolama ve otomotiv bileşenlerinin üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır (Kolli ve Devaraj 2018).

Titanyum allotropik bir elementtir ve 2 kristal yapısında oluşur (Leyens ve Peters 2003). 882°C'nin altındaki sıcaklıklarda saf titanyum hekzagonal sıkı paket (HSP) α fazından oluşurken, 882°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda β fazı olarak bilinen hacim merkezli kübik (HMK) yapıdadır (Brown 1997). Şekil 2.1'de titanyum elementinin kristal yapıları verilmiştir (Prasad vd. 2015).



Şekil 2.1 Titanyum elementinin kristal yapıları, α ve β fazı stabilize edici elementler (Prasad vd. 2015).

Titanyum, 200 MPa mukavemete ve $7,9 \text{ g/cm}^3$ yoğunluğa sahip demire kıyasla, 430 MPa yüksek mukavemete ve $4,5 \text{ g/cm}^3$ düşük yoğunluğa sahiptir (Renganathan vd. 2018). Titanyum yüksek dayanıma sahip elementler arasında düşük yoğunluğa sahip olanlardandır (Leyens ve Peters 2003). Şekil 2.2’de titanyum elementinin yüksek mukavemetli diğer elementlerle yoğunluk yönünden kıyaslaması verilmiştir. Saf titanyum yüksek korozyon direnci sayesinde biyomedikal uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır (Kaivosoja vd. 2013). Bu durum titanyum yüzeyinde kendiliğinden oluşan ince oksit (TiO_2) tabakasının alaşımı vücuttaki korozif ortamlara karşı koruması sayesinde sağlanmaktadır.



Şekil 2.2 Titanyum elementinin yoğunluk yönünden diğer yüksek mukavemetli elementlerle kıyaslanması (Leyens ve Peters 2003).

2.2 Titanyum Alaşımları ve Faz Dönüşümleri

Titanyum alaşımları yapısal özelliklerine, bileşimine katılan elementlere ve safliklarına göre 4 gruba ayrılırlar. Bunlar saf titanyum, α fazı titanyum alaşımı, β fazı titanyum alaşımı ve α/β fazı titanyum alaşımıdır (Gammon vd. 2004). Bu elementlerden Alüminyum (Al), Galyum (Ga), Oksijen (O), Azot (N), Karbon (C) α fazı dengeleyici (Long ve Rack 1998), Vanadyum (V), Molibden (Mo), Niyobyum (Nb), Demir (Fe), Krom (Cr), Nikel (Ni) β fazı dengeleyici (Wang 1996) ve Kalay (Sn) ve Zirkonyum (Zr) ise nötr elementlerdir (Donachie 2000). Bu elementler katıldıkları alaşımda T_{β} sıcaklığını aşağı veya yukarı sıcaklıklara çekebilirler (Kolli ve Devaraj 2018). α fazı sabitleyici elementler T_{β} sıcaklığını arttırarak faz diyagramındaki α faz alanını yukarı sıcaklıklara taşırlar. β fazı sabitleyici elementler ise T_{β} sıcaklığını daha düşük sıcaklıklara çekerek, β faz alanını daha düşük sıcaklıklara indirirler. Nötr elementlerin ise T_{β} sıcaklığı üzerinde belirgin bir etkisi yoktur (Leyens ve Peters 2003). Alaşımlar üretilirken, saf titanyuma katılan her bir element α ve β fazlarının kararlılığına etki ederek mekanik özellikleri belirlemektedir. Örnek olarak, Ti-25V-15Cr-0,2Si alaşımında, titanyuma kıyasla daha

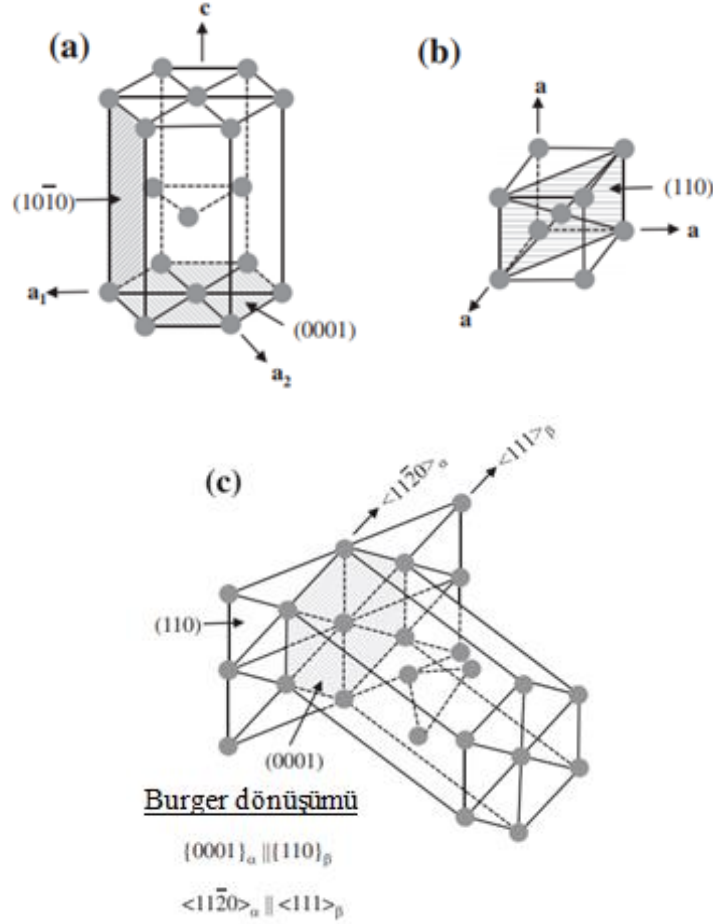
küçük atomik radüse sahip β stabilize edici V ve Cr element miktarının artmasıyla mekanik dayanım hemen hemen aynı kalırken, taneler büyümüş, sürünme dayanımı artmıştır (Zhao vd. 2009). Çizelge 2.1’de titanyum alaşımlarının mekanik özellikleri, mikro yapısal özellikleri ve kullanım alanları verilmiştir (Xu 2015).

Çizelge 2.1 Titanyum alaşımlarının kategorileri, mekanik özellikleri ve kullanım alanları (Xu 2015).

	T_{β} (°C)	Sertlik (Hv)	Elastisite Modülü E (GPa)	Çekme Mukavemeti (MPa), Akma Mukavemeti (MPa) Yüzde Uzama (%)	Mikro Yapı	Kullanım alanları
Saf	882	100	100-145	235 140 20	α fazı	Biyomedikal uygulamalar
α	890- 1040	120- 300	100-120	240-870 170-830 15-25	α fazı	Proses mühendisliği, Kimya mühendisliği, Biyomedikal uygulamalar
α/β	890- 1000	300- 400	110-140	900-1300 800-1200 8-19	Bimodal $\alpha+\beta$ fazı	Havacılık sektörü, biyomedikal uygulamalar
β	750- 900	250- 500	80-120	800-1400 800-1200 6-20	ω_{iso} , α' , β' , α'' metastabil fazları ve α ve β fazları	Havacılık (iniş sistemleri, uçak ana gövde, Biyomedikal uygulamalar

Homojen solid β fazı, faz diyagramının iki fazlı α - β bölgesine getirildiğinde ve yeterli sürede tutulduğunda, α fazının çökmesi için termodinamik bir eğilim ortaya çıkar (Leyens ve Peters 2003). Şekil 2.3’de α ve β fazlarının kristal yapıları ve $(0001)_{\alpha} // \{110\}_{\beta} \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha} // \langle 111 \rangle_{\beta}$ şeklinde oluşan β fazının α fazına dönüşüm mekanizması verilmiştir (Richardson 2016, Lutjering ve Williams 2007). β fazı ve α fazı arasındaki kristalografik dönüşüm ilk olarak Burger tarafından Zirkonyum

için keşfedilmiş, daha sonraları aynı dönüşümün titanyum içinde kullanılabileceği görülmüştür (Burgers 1934).



Şekil 2.3 Titanyum alaşımlarında β - α faz dönüşümleri, a) α fazı kristal yapısı, b) β fazı kristal yapısı, c) β fazının α fazına dönüşüm mekanizması (Lutjering ve Williams 2007).

2.2 Stabil ve Metastabil Fazlar

Titanyum alaşımlarında fazlar stabil (α , β) ve metastabil fazlar (α' , α'' , ω , β') olmak üzere 2 gruba ayrılır (Hashmi 2016). Stabil ve metastabil fazların sınıflandırılması, oluşum mekanizmaları, oluşum sıcaklıkları, çökelme tipleri Çizelge 2.2'de verilmiştir (Leyens ve Peters 2003, Lyasotskaya ve Knyazeva 2008, Kolli ve Devaraj 2018, Ankem ve Greene 1999).

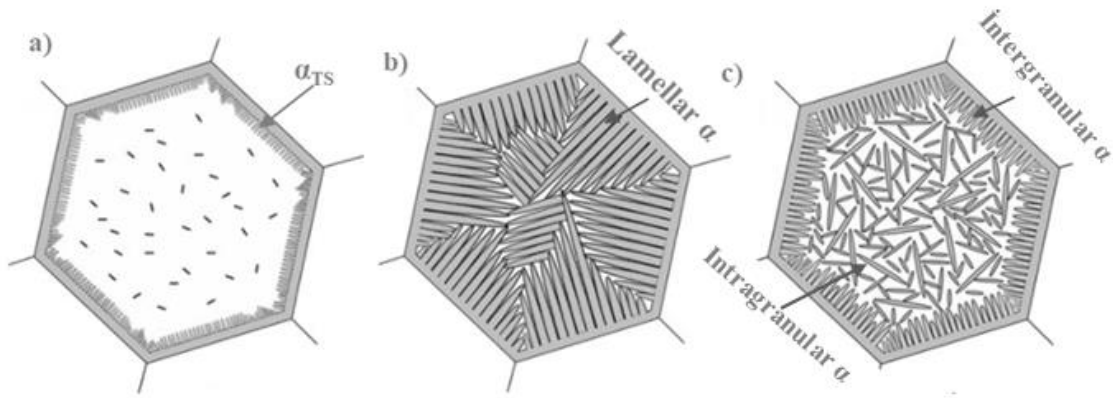
Çizelge 2.2 Stabil ve metastabil fazların sınıflandırılması (Leyens ve Peters 2003, Lyasotskaya ve Knyazeva 2008, Kolli ve Devaraj 2018, Ankem ve Greene 1999).

Sınıflandırma	Fazlar				
	Kristal Yapısı	Sıkı paket hekzagonal (α')	Ortorombik (α'')	Hekzagonal (ω)	Sıkı paket hekzagonal (α)
Oluşum Sıcaklıkları	α' , α'' martenzit fazları		Düşük sıcaklıklar	Düşük ve yüksek sıcaklıklar	
Oluşum Mekanizması	Difüzyonsuz veya difüzyonla				
Oluşum Kinetiği	Atermal veya izotermal şekilde				
Çökelme Tipleri	Homojen veya heterojen				
Morfoloji	α' , α'' martenzit fazları İnce geometri, lamellar		ω Kübik, elipsoidal	α Çok yüzlü, küresel, katmanlı, fazlar arası katmanlar	β Çok yüzlü, küresel, fazlar arası katmanlar

2.3.1 α Fazları

α fazları oluştukları bölgelere, morfolojilerine ve oluşma sıralarına göre gruplara ayrılmaktadır (Zheng 2013). Oluştukları bölgelere α fazları göre 3 gruba ayrılır. Bunlar tane sınırı α (α_{TS}), intergranular α (Widmanstätten α) ve intragranuler α fazlarıdır (Angelier vd. 1997, Zhao vd. 2017). T_{β} sıcaklığından itibaren soğumaya başlayan bir alaşım içerisinde α fazları ilk olarak β fazı tane sınırlarında oluşmaya başlar. Bu fazlara tane sınırı α (α_{TS}) fazları denir (Şekil 2.4a). İntergranular α fazları ise β tane sınırlarında ve α_{TS} fazlarında çekirdeklenir ve tane içlerine doğru büyümeye başlar (Şekil 2.4b). Intragranular α fazları ise ω veya β' gibi metastabil fazlar aracılığı ile çökelen ve büyüyen fazlardır (Şekil 2.4c). α fazları morfolojilerine

göre ise üç gruba ayrılırlar. Bunlar küresel, sepet örgüsü ve koloni şekilli α fazlarıdır. Koloni α fazları yavaş soğuma esnasında, sepet örgüsü α fazları hızlı soğuma esnasında oluşmaktadır. Koloni şekilli α fazları ise iki morfolojiden farklı olarak büyük kütleli boyutlarda ve β tane sınırlarının kesişim bölgelerinde oluşurlar. Ayrıca α fazları oluşum sıralarına göre birincil ve ikincil α fazları olarak iki gruba ayrılırlar. Birincil α fazları alaşımın solüsyona alma sıcaklığından soğutulması esnasında oluşurken, ikincil α fazları yaşlandırma işlemleri sırasında oluşan α fazlarıdır.



Şekil 2.4 α faz çökmesinin sıralaması, a) α_{TS} , b) Lamellar α fazları, c) Widmanstatten tane sınırı α (α_{WTS}) fazları (Zhao vd. 2017).

α fazları metastabil β titanyum alaşımlarında oluşan dengeli fazlar iken, α' ve α'' fazları ise metastabil fazlardır. Metastabil α' ve α'' fazları ise alaşımın martenzitik dönüşüm sıcaklığının altına soğutulmasıyla veya deformasyona bağlı alaşımda oluşan ve yaşlandırma işlemleri esnasında α fazlarına dönüşebilen metastabil fazlardır (Barriobero 2015, Grosdidier ve Philippe 2000). Titanyum alaşımlarında martenzitik dönüşüm, atomların kayarak birlikte hareketiyle oluşur, bu durum β fazından α' fazına homojen bir dönüşüm sağlar (Yan 2014). Çözünen element içeriğinin artmasıyla birlikte, kristalografi açısından martenzit α' altıgen simetrisini kaybeder ve α'' olarak gösterilen ortorombik kristal yapıya dönüşür (Williams vd. 1971). Martenzitik dönüşüm metastabil β titanyum alaşımlarında 4 farklı şekilde olabilir. Su verme sırasında, atermal (termal bir aktivitenin olmadığı) dönüşüm ve izotermal (sabit sıcaklıkta artan süreyle birlikte) dönüşüm sırasında, düşük sıcaklıklarda ve gerilmeye bağlı olarak oluşur (Xu 2015). Metastabil β titanyum alaşımlarında su verme sırasında oluşabilecek martenzitik dönüşüm yüksek orandaki β fazı sabitleyici elementler tarafından baskılanır. Bu

durumda metastabil β alaşımları, metastabil β fazının martenzitik α fazlarına dönüşümünü engelleyecek kadar karardır (Gu vd. 2018). Bu nedenle metastabil β fazı alaşımlarında artan MoE değeri ve β fazı sabitleyici element oranıyla birlikte martenzitik dönüşüm sıcaklığı oda sıcaklığının altına inmektedir (Moiseev vd. 1975). Bu fazlar özellikle β fazı elementlerinin yoğun olduğu alaşımlarda, $\{110\}\beta$ düzleminde atermal kayma veya deformasyona bağlı olarak oluşur (Sun vd. 2002). Bu şekilde oluşan α' fazları β tane sınırlarında öncelikli olarak çökelir (Ohmori vd. 2001). Molibden (Mo), Vanadyum (V), Demir (Fe), Krom (Cr) ve Manganez (Mn) gibi β fazı sabitleyici element konsantrasyonlarının titanyum alaşımlarının martenzitik dönüşümüne etkisinin araştırıldığı çalışmada, α' fazındaki β fazı stabilize edici element miktarının artmasının alaşımın mukavemetini arttırdığı, kopma uzamasını düşürdüğü gözlemlenmiştir (Moiseev vd. 1975). Mantani vd. (2004) tarafından yapılan çalışmada yaşlandırma işlemiyle birlikte α' faz dönüşümü incelenmiştir. Çalışmada Ti-8Mo alaşımında, 507°C 'de α' fazlarının α ve β fazlarına ayrıştığı gözlemlenmiştir. Solüsyona alınmış numunede α' fazları düşük Elastisite Modülü ve yüksek dayanım sağlarken, 450°C 'de yaşlandırılmış numunede α' fazlarıyla birlikte yüksek akma mukavemeti ve düşük yüzde uzama elde edilmiştir.

2.3.2 ω Fazları

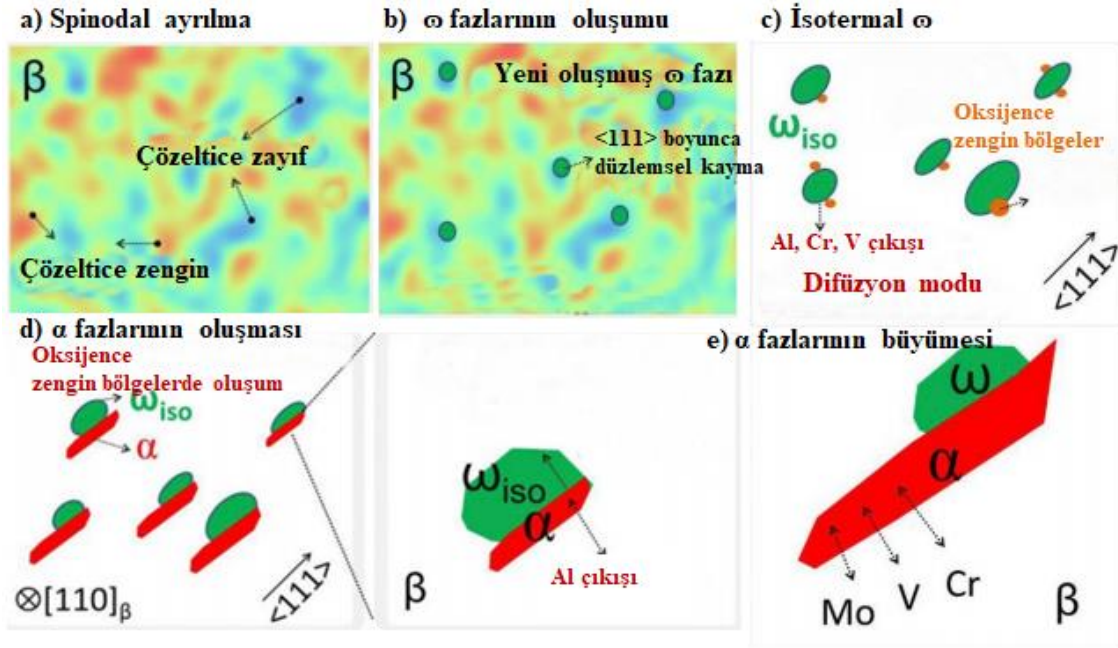
Metastabil ω fazlarının oluşumu üç şekilde gerçekleşmektedir. Bunlardan ilki su verme sırasında difüzyonsuz martenzitik dönüşüm şeklinde oluşan ω_{lath} fazı (Barriobero-Vila vd. 2015), difüzyon kontrollü olarak yaşlandırma işlemi esnasında oluşan ω_{iso} fazı (Santhosh vd. 2017) ve üçüncüsü gerilmeye bağlı olarak oluşan ω_s fazıdır.

Ng vd. (2010) tarafından yapılan çalışmada, β titanyum alaşımlarının solüsyona alma sıcaklığından hızla soğutulması sonucu ω_{lath} fazlarının oluşumu incelenmiştir. Bu nedenle düşük atermal ω_{lath} faz oluşma potansiyeline sahip Ti-10V-2Ni ve Ti-10V-6Cu β titanyum alaşımları tercih edilmiştir. Hızlı su verme işlemlerinde Ti-10V-2Ni alaşımının Ti-10V-6Cu alaşımına oranla daha fazla ω_{lath} fazı içerdiği gözlemlenmiştir. Prima vd. (2000) yaptıkları çalışmalarında, ω_{lath} fazlarının 150°C 'nin altında oluştuğunu ve bu sıcaklıkta ω_{iso} fazlarının kesinlikle oluşmadığını, $150-450^{\circ}\text{C}$

arasında ise ω_{iso} fazlarının oluştuğunu belirlemiştir. Aynı çalışmada ω_{iso} fazlarının çökmesinin β fazı elementlerinin (Mo, Fe) difüzyonuyla oluştuğu gözlenmiştir. Ayrıca alaşımdaki β elementleri ω_{iso} fazlarının kristal yapılarını ve faz oluşum davranışlarını da belirlemektedir. Düşük sıcaklıklarda oluşan ω_{iso} fazları yüksek β element içeren alaşımlarda trigonal, düşük β elementi içeren alaşımlarda hekzagonal yapıda oluşmaktadır. Artan Al içeriğiyle ω_{iso} fazı dönüşüm sıcaklığının üst sınırı azalmaktadır (Lee vd. 2019). Tang vd. (2020) tarafından yapılan çalışmada düşük MoE eşdeğerliğine sahip alaşımların ω_{iso} faz oluşumları araştırılmıştır. Sonuçlar, bu alaşımların daha düşük ω_{iso} fazı dönüşüm sıcaklığına sahip olduğunu ve ω_{iso} fazı üst dönüşüm sıcaklığının daha yüksek olduğunu göstermiştir.

ω_{iso} fazlarının yaşlandırma işlemi sırasında oluşum aşamaları Şekil 2.5'de verilmiştir (Kolli ve Devaraj 2018). İlk olarak, orantısız yeni oluşmuş ω_{iso} fazı (Şekil 2.5b), beta matrisinin ikinci dereceden tutarlı spinodal ayrılmasıyla oluşturulan (Şekil 2.5a) Mo-zayıf bölgelerdeki yer değiştirme mekanizması tarafından oluşturulur. Embriyonik ω_{iso} fazının boyutu kritik bir değeri aşarsa orantılı ω_{iso} oluşur. Oksijen açısından zengin ω_{iso}/β ara yüzleri (Şekil 2.5c), yaşlanma işlemleri sırasında α fazlarının çökmesi (Şekil 2.5d) için uygun bölgelerdir. Bu bölgelerde oluşan α fazları yaşlandırma işlem sıcaklığı ve süresine bağlı olarak yine bu bölgelerde büyümektedir (Şekil 2.5e) (Kolli ve Devaraj 2018, Li vd. 2016).

Zhao vd. (2012) tarafından yapılan çalışmada Ti-(18-22)V alaşımı solüsyona alınmış ardından haddeleme işlemi uygulanmıştır. Haddeleme işlemi sonrası meydana gelen deformasyon sertleşmesi ve deformasyona bağlı oluşan ω_s fazları alaşımın dayanımını arttırmıştır.



Şekil 2.5 Yaşlandırma işlemi esnasında ω_{iso} fazları ve α fazlarının oluşum aşamaları, a) Spinodal ayrılma, b) ω fazlarının oluşumu, c) İsothermal ω , d) α fazlarının oluşması, e) α fazlarının büyümesi (Kolli ve Devaraj 2018).

2.3.3 β Fazları

β fazı sabitleyici elementler alaşım içerisine eklendiklerinde alaşımın T_β sıcaklığını aşağı sıcaklıklara çekerler (Kolli ve Devaraj 2018). T_β sıcaklığı deneysel olarak elektriksel direnç ölçümü (Cezairliyan ve Righini 1975), diferansiyel tarama kalorimetri (Gadeev ve Ilarionov 2018) ve diferansiyel termal analizle (Shaokai vd. 2009) belirlenebilir. T_β sıcaklığı teorik olarak ise Eşitlik 2.1'de verilen ifade yardımıyla hesaplanır (Yolton vd. 1979).

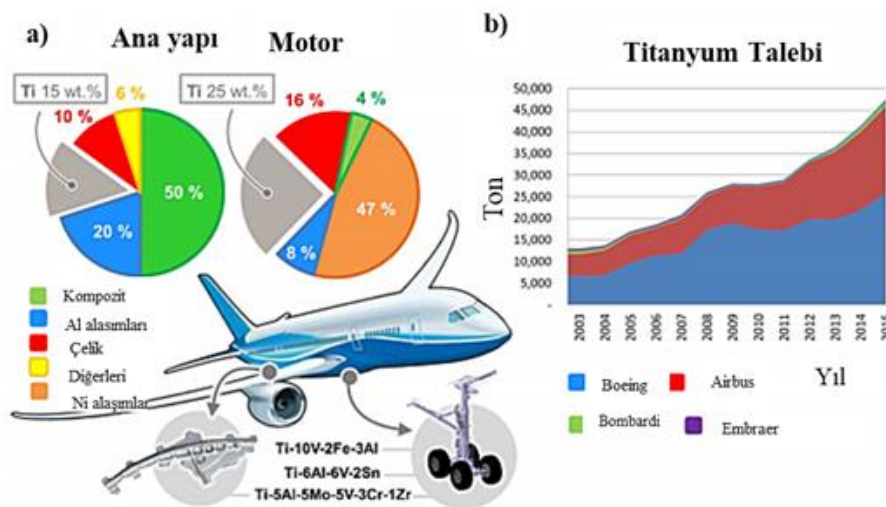
$$T_\beta(^{\circ}C) = 882 + 21,1[Al\%ağ.] - 9,5[Mo\%ağ.] + 4,2[Sn\%ağ.] - 6,9[Zr\%ağ.] - 11,8[V\%ağ.] - 12,1[Cr\%ağ.] - 15,4[Fe\%ağ.] + 23,3[Si\%ağ.] + 123[O\%ağ.] \quad (2.1)$$

Metastabil β' fazı ise yüksek miktarda izomorf element içeren titanyum alaşımlarında oluşur (Brailovski vd. 2011). β fazından farklı kompozisyonlarda olsa da aynı HMK kristal yapıdadır (Kolli ve Devaraj 2018).

2.4 β Fazı Titanyum Alaşımları

Havacılık alanında kullanılan malzemelerden beklenen özellikler yüksek yorulma dayanımı, yüksek mukavemet, yüksek korozyon direnci ve kolay şekillendirilebilmedir (Boyer 1996). Tüm bu özelliklerin hepsini bir arada sağlayabilmeleri nedeniyle, titanyum alaşımlarının havacılık alanında kullanımı son yıllarda yaygınlaşmıştır (Kolli ve Devaraj 2018). Şekil 2.6a'da titanyum alaşımlarının havacılık alanında ana gövde ve motorda kullanım oranları verilmiştir (Barriobero 2015). Görüldüğü gibi ana gövdede %15 oranında motorda ise %25 oranında titanyum alaşımı kullanılmaktadır. Ayrıca havacılık sektörüyle alakalı yapılan araştırmalar göstermiştir ki, büyüyen ve gelişen havayolu ağıyla birlikte titanyum alaşımlarının havacılık alanında kullanımı son 10 yılda %16 oranında artmıştır (Şekil 2.6b).

β fazı titanyum alaşımları havacılık uygulamalarında kullanılmak üzere α/β titanyum alaşımlarına bir alternatif olarak 50 yıl önce geliştirilmiştir (Kolli ve Devaraj 2018). Son yıllarda ise yüksek mukavemet, yüksek korozyon direnci, kolay şekillendirilebilme, α/β titanyum alaşımları ile karşılaştırıldığında derin sertleşme gibi özellikleri nedeniyle yaygınlaşmıştır (Ankem ve Greene 1999). β titanyum alaşımları molibden denkliği (MoE) ve β fazı kararlılık oranına bağlı olarak β matris, near β , metastabil β ve stabil β olarak sınıflandırılmaktadır (Kolli ve Devaraj 2018).

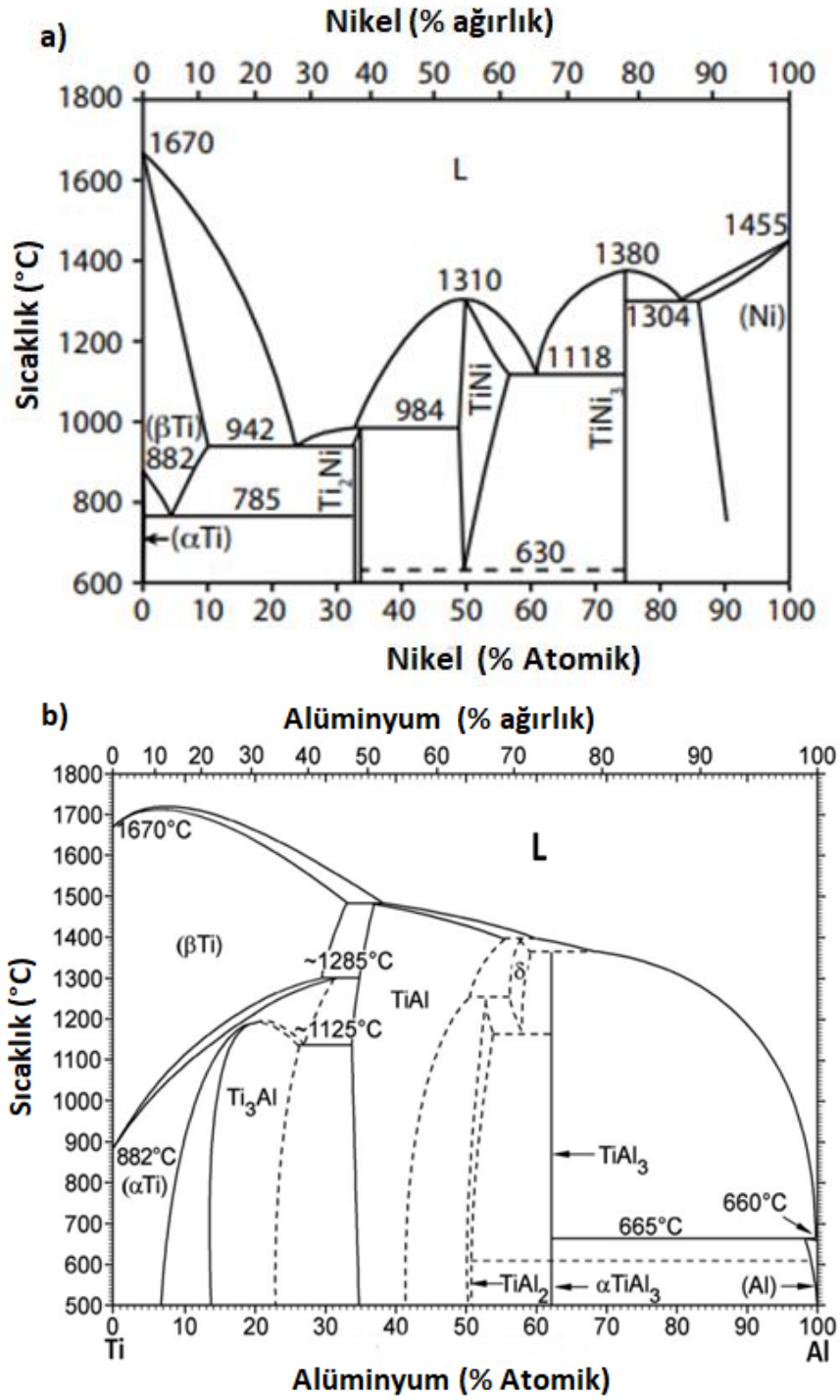


Şekil 2.6 Havacılık alanında kullanılan titanyum alaşımları, a) Uçak motor ve ana gövdesinde kullanılan titanyum alaşımlarının oranları, b) Havacılık sektöründe titanyum alaşımlarının yıllara göre kullanım oranı (Barriobero 2015).

MoE değeri β fazı titanyum alaşımlarını karakterize etmek için kullanılan en önemli katsayılarıdır ve Eşitlik 2.2'de verilen formülasyona göre hesaplanır (Welsch vd. 1994).

$$\begin{aligned} MoE = & (Mo \%ağ.) + 0,67 (V \%ağ.) + 0,44 (W \%ağ.) + 0,28 (Nb \%ağ.) + \\ & 0,22 (Ta \%ağ.) + 2,9 (Fe \%ağ.) + 1,6 (Cr \%ağ.) + 1,25 (Ni \%ağ.) + \\ & 1,70 (Mn \%ağ.) + 1,70(Co \%ağ.) - (Al \%ağ.) \end{aligned} \quad (2.2)$$

Bu eşitlik β fazı elementlerinin, α fazı elementlerinin ve nötr elementlerin β fazı stabilitesi üzerine etkisini gösteren bir parametredir (Welsch vd. 1994). Yüksek MoE değeri alaşımın yüksek oranda stabil olduğunun göstergesidir. Düşük MoE değerine sahip β titanyum alaşımları, T_{β} altındaki sıcaklıklarda kararsız HMK β fazlarından oluşmaktadır. Bu kararsız fazlar ısıl işlemler sırasında, HSP α fazlarının çökmesini sağlayarak alaşımın çekme dayanımını, sertliğini ve yorulma dayanımını önemli oranda arttırmaktadır (Santhosh vd. 2014). Şekil 2.7'de titanyum elementi ikili faz diyagramları verilmiştir. β fazı titanyum alaşımlarının bileşimlerinde yüksek miktarda β fazı sabitleyici alaşım elementleri vardır. β fazı sabitleyici elementler ötektoid ve izomorf elementler olarak iki gruba ayrılır (Moiseyev 2005, Bania 1994). Ötektoid elementler Krom (Cr), Manganez (Mn), Demir (Fe), Kobalt (Co), Nikel (Ni) ve Bakır (Cu) iken izomorf elementler Molibden (Mo), Vanadyum (V), Tantalyum (Ta) ve Niyobyum (Nb) dur (Kolli ve Devaraj 2018). Bu elementlerin oranlarına bağlı olarak alaşım stabil veya metastabil olabilir (Ankem ve Green 1999).



Şekil 2.7 Titanyum elementi faz diyagramları, a)Ti-Ni, b) Ti-Al (ASM Handbook 2014).

β fazı titanyum alaşımları, α/β fazı titanyum alaşımlarından daha yüksek mekanik özellikler gösterirler. Fakat β fazı sabitleyici ağır elementlerin etkisiyle, α/β fazı titanyum alaşımlarından daha yüksek yoğunluktadır (Ezugwu vd. 2003). β fazı

titanyum alaşımlarının diğer avantaj ve dezavantajları Çizelge 2.3’de verilmiştir (Bania 1994).

Çizelge 2.3 β fazı titanyum alaşımlarının avantaj ve dezavantajları (Bania 1994).

Avantajları	Dezavantajları
-Yüksek dayanım (Yaşlandırma işlemi sonrası: 1517-1597 MPa)	-Yüksek yoğunluk (4,7-4,88 g/cm ³)
-Düşük Elastisite Modülü (Solüsyona alma sonrası: 69 GPa-76GPa Yaşlandırma işlemi sonrası: 103 GPa-110 GPa)	-Zayıf düşük ve yüksek sıcaklık özellikleri (Düşük kriyojenik sıcaklıklar- Yüksek yaşlandırma işlem sıcaklıkları)
-Yüksek yorulma dayanımı (930-1015 MPa yorulma limiti)	-Küçük ısıl işlem penceresi (bazı alaşımlar)
-İyi sertleştirilebilirlik	-Yüksek formülasyon maliyeti
-Şerit üretilebilirlik	
-Soğuk şekillendirilebilirlik (bazı alaşımlar)	
-Yüksek ısıl işlem verimliliği (yaşlandırma ve termomekanik ısıl işlemlerinde)	
-Yüksek korozyon dayanımı (bazı alaşımlarda ve Mo içeriğinin artmasıyla birlikte artmakta)	

2.5 Metastabil Beta Titanyum Alaşımları

Metastabil β titanyum alaşımları iyi şekillendirilme özelliklerine ve α/β alaşımları ile karşılaştırıldığında, derin sertleşme özelliklerine bağlı olarak geniş kullanım alanına sahiptir (Kolli ve Devaraj 2018). En yaygın kullanılan metastabil β titanyum alaşımlarından olan Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımı, havacılık uygulamalarında ince sac malzeme gereksinimini karşılamak amacıyla Ti-6Al-4V α/β alaşımına bir alternatif olarak geliştirilmiştir (Nyakana vd. 2005). Yüksek ısıl işlem verimliliği nedeniyle metastabil β titanyum alaşımları havacılıktan biyomedikal uygulamalara kadar birçok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır (Boyer 1996). Bunun dışında Ti-15Mo-3Nb-3Al-0,2Si (TIMETAL 21S) alaşımı fiber takviyeli kompozitlerde kullanılmak üzere korozyona dayanıklı olarak, Ti-6,62Mo-4,53Fe-1,45Al-0,14O (LCB Ti) alaşımı

otomotiv uygulamalarında kullanılmak üzere düşük maliyetli bir alaşım olarak geliştirilmiştir (Leyens ve Peters 2003). Bunun yanında Ti-5Al-2Sn-4Zr-4Mo-2Cr-1Fe (Beta-CEZ) alaşımı gaz türbinlerinde kullanılmak üzere ve Ti-4,5Al-3V-2Mo-2Fe (SP-700) ise yüksek sıcaklıklarda kullanılmak üzere geliştirilmiştir (Leyens ve Peters 2003).

Metastabil β titanyum alaşımlarının kullanım alanları incelendiğinde, özellikle havacılık ve biyomedikal uygulamalarda geniş kullanım alanına sahip olduğunu görülmektedir. Metastabil β titanyum alaşımlarının havacılık alanında ilk kez kullanımı 1960'larda başlamış, bundan sonraki yıllarda ise birçok metastabil β titanyum alaşımı havacılık alanında kullanılmak üzere geliştirilmiştir (Cotton vd. 2015). Ti-13V-13Cr-3Al alaşımı havacılık alanında kullanılmak üzere ticarileştirilmiş ilk metastabil β titanyum alaşımıdır (Kolli ve Devaraj 2018). Üretildiği yıllarda ilk olarak SR-71 "Blackbird" uçağında, ağırlık tasarrufu ve aynı zamanda stabil yüksek sıcaklık özelliklerinden dolayı tercih edilmiştir (Froes ve Bomberger 1985). Günümüzde hala son nesil ticari uçakların yapı ve motorlarındaki metastabil β titanyum alaşımlarının kullanım miktarı her geçen gün artmaktadır (Banerjee ve William 2013). Bunlara verilebilecek en iyi örnekler Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr, Ti-10V-2Fe-3Al ve Ti-5Al-5Mo-5V-5Cr-1Zr metastabil β titanyum alaşımlarıdır (Kolli ve Devaraj 2018).

Metastabil β titanyum alaşımlarının yaygın olarak kullanıldığı bir diğer alan ise biyomedikal uygulamalardır. Metastabil β titanyum alaşımları paslanmaz çelikler, kobalt esaslı alaşımlar, polimerler ve kompozit malzemeler gibi biyomedikal malzemelere kıyasla yüksek dayanım, düşük Elastisite Modülleri ve Niyobiyum (Nb), Zirkonyum (Zr), Tantalyum (Ta), Molibden (Mo), Kalay (Sn), Krom (Cr), Demir (Fe) gibi toksik olmayan elementleri içermesi nedeniyle biyomedikal uygulamalarda tercih edilmektedir (Mohammed vd. 2014). İlk olarak metastabil β titanyum alaşımları 1990 yılında implant teknolojilerinde kullanılmaya başlanmıştır. Daha sonraki yıllarda ise geliştirilen yeni alaşımlarla birlikte kullanımları daha da yaygınlaşmıştır. Bunlara en iyi örnekler; Ti-12Mo-6Zr-2Fe, Ti-13Nb-13Zr, Ti-35Nb-5Ta-7Zr, Ti-15Mo alaşımlarıdır (Kolli ve Devaraj 2018). Bu alaşımlar daha az toksik element bulundurmalarından dolayı özellikle ortopedik uygulamalarda geniş kullanım alanı bulmuştur (Mohammed vd. 2014). Ayrıca Ti-35Nb-7Zr-6Ta-(0-2)Fe-(0-1)Si, Ti-8Mo-(4-6)Nb-(2-5)Zr ve Ti-

33Nb-4Sn gibi yeni geliştirilen alaşımlar mikro yapısal özellikleri ve düşük Elastisite Modülleri sayesinde biyomedikal uygulamalarda tercih edilmektedir (Kolli ve Devaraj 2018). Geleneksel uygulamalarda, Ti-6Al-4V α/β alaşımı yüksek dayanım, düşük yoğunluk ve yüksek korozyon direnci sayesinde biyomedikal uygulamalarda tercih edilmektedir (Gu vd. 2014). Fakat Alüminyum (Al) ve Vanadyum (V) gibi alaşım elementlerinin toksik etkisi yeni alaşım türlerinin araştırılmasını zorunlu kılmıştır (Wang 1996). Bu açıdan, Ti-6Al-4V alaşımından Vanadyum (V) ve Alüminyum (Al) elementlerinin çıkarılması ile yeni bir Ti-12Mo-3Nb metastabil β titanyum alaşımı geliştirilmiştir (Gabriel vd. 2012). Bu çalışmada 1 saat 950°C'de ısıl işlem görmüş Ti-12Mo-3Nb alaşımının mikro yapısı, mekanik özellikleri ve korozyon direnci araştırılmıştır. Sonuçlar, bu alaşımın Ti-6Al-4V alaşımına kıyasla yüksek mekanik özellikleri ve kendiliğinden pasivasyonu nedeniyle biyomedikal amaçlar için kullanılabilirliğini göstermiştir.

Çizelge 2.4'de, biyomedikal ve havacılık alanında kullanılan başlıca metastabil β titanyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri, kullanım alanları, kategorileri ve mekanik özellikleri verilmiştir (Kolli ve Devaraj 2018, Donachie 2000, Cotton vd. 2015). Metastabil β titanyum alaşımlarının dezavantajları ise tüm titanyum alaşımlarında olduğu gibi, hammadde maliyetlerinden, sentezleme ve işleme maliyetlerinden kaynaklanan yüksek maliyettir (Kolli ve Devaraj 2018). Ayrıca Molibden (Mo), Tantalum (Ta), Vanadyum (V) ve Niyobyum (Nb) gibi elementlerin bulunması alaşımın öz kütlesini artırırken, maksimum dayanım noktasındaki sünekliğini azalmaktadır (Peters ve Leyens 2009). En yaygın kullanılan metastabil β fazı titanyum alaşımları Ti-10V-2Fe-3Al, Ti-5Al-2Sn-2Cr-4Mo-4Zr-1Fe, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr, Ti-15Mo-2,6Nb-3Al-0,2Si, Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr, Ti-15Mo, Ti-8V-8Mo-2Fe-3Al, Ti-15V-3Cr-1Mo-0,5Nb-3Al-3Sn-0,5Zr, Ti-5V-5Mo-1Cr-1Fe-5Al, Ti-11,5Mo-6Zr-4,5Sn alaşımlarıdır (Leyens ve Peters 2003, Kolli ve Devaraj 2018). Bu alaşımların yanında literatürde yeni β titanyum alaşımlarının geliştirilmesiyle ilgili çalışmalara da rastlanmaktadır (Kopova vd. 2016, Okulov vd. 2015). Bunlardan Kopova vd. (2016) tarafından yapılan çalışmada yüksek dayanım ve düşük Elastisite Modülüne sahip Ti-35Nb-7Zr-6Ta-2Fe-0,5Si alaşımı biyomedikal uygulamalarda kullanılmak üzere geliştirilmiştir.

Çizelge 2.4 Metastabil β fazı titanyum alaşımlarının kimyasal bileşimleri, kullanım alanları ve mekanik özellikleri (Kolli ve Devaraj 2018, Donachie 2000, Cotton vd. 2015).

Alaşım kompozisyonu (Ticari ismi)	Çekme ve Akma dayanımı (MPa) % Uzama	Uygulama alanları	Kategori (MoE)	β Geçiş Sıcaklığı (T_{β}) (°C)	İlk Üreten Firma, Yıl
Ti-35V-15Cr (Alloy C)	858 828 21	Havacılık alanında	Beta (47)	-	P&W, 1990
Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr (Ti 15-3)	798 784 14	Havacılık alanında	Metastabil (12)	740	TIMET, 1978
Ti-10V-2Fe-3Al (Ti 10-2-3)	1170 1100 16	Helikopter rotor bıçakları	Metastabil (8,5)	800	TIMET, 1971
Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al (Ti 8-8-2-3)	1170 1100 15	Yüksek mukavemetli dövme	Metastabil (15)	775	TIMET, 1968
Ti-13V-11Cr-3Al (B 120VCA)	1170 1100 18	Uçak ana gövde, kalkış takımları, SR-71 Blackbird uçağı	Metastabil (23)	650	Crucible Steel, 1955
Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (Beta C)	900 830 7	Yaylar, Bağlantı elemanları	Metastabil (16)	795	RTI, 1969
Ti-11Mo-6Zr-4,5Sn	1010 1002 17,8	Uçak ana gövde	Metastabil (16)	745	Crucible Steel, 1969
Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr (5-5-5-3)	1200 1118 10.5	Uçak kalkış takımları,	Metastabil (8,2)	830	Titanium Metals Corporation, 1997
Ti-15Mo-2,6Nb-3Al-0,2Si (Beta 21S)	900 870 20	Biyomedikal uygulamalar	Metastabil (13)	807	Titanium Metals Corporation, 1989
Ti-12Mo-6Zr-2Fe (TMZF)	741 449 42	Ortopedik uygulamalar, Biyomedikal uygulamalar	Metastabil (18)	745	Howmedica, 1992

2.6 Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr Metastabil Beta Titanyum Alaşımı

Havacılık ve biyomedikal alanında kullanılan malzemelerden beklenen özellikler yüksek mukavemet, düşük yoğunluk, yüksek yorulma dayanımı ve kolay şekillendirilebilmedir (King vd. 2009). Tüm bu özelliklerin hepsini bir arada sağlayabilmesi nedeniyle, metastabil β titanyum alaşımlarının kullanımı son yıllarda yaygınlaşmıştır (Cotton vd. 2015). En yaygın kullanılan metastabil β titanyum alaşımlarından olan Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımı düşük MoE değeri (11) sayesinde verimli şekilde ısıl işlem uygulanabilen titanyum alaşımlarındandır (Kolli ve Devaraj 2018). Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının mekanik özelliklerinin, uygulanan ısıl işlemlerle geliştirilebileceği literatürde yapılan çalışmalardan bilinmektedir (Santhosh vd. 2014, Guo vd. 2010). Guo vd. (2010) tarafından yapılan çalışmada, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının 753 MPa olan çekme mukavemetinin, soğuk haddeme ve 4 saat 450°C’de yaşlandırma işlemi uygulandıktan sonra, 1562 MPa’ya ulaştığı görülmüştür. Ayrıca Santhosh vd. (2015) tarafından yapılan çalışmada, alaşıma uygulanan dubleks yaşlandırma sonrası yorulma ömrü 4 kat artmıştır.

Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr metastabil β titanyum alaşımı havacılık alanında uçak ana gövdesi ve bağlantı elemanları gibi kritik öneme sahip parçalarda yaygın olarak kullanılmaktadır (Boyer ve Briggs 2005). Kullanım alanları ve maruz kaldığı yükleme koşulları düşünüldüğünde, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının mekanik özellikleri, mikro yapısal özellikleri, sabit ve değişken genlikli yükler altındaki yorulma davranışlarının bilinmesi ve geliştirilmesi önemli hale gelmektedir.

3. METASTABİL BETA TİTANYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Çökeltme sertleşmesi, metalin yapısındaki alaşım elementlerinin çökeltmesini sağlayarak metale dayanım kazandırmak için uygulanan ısı işlem türüdür. Çökeltme sertleşmesi üç aşamada gerçekleştirilir: 1. Solüsyona alma işlemi, 2. Ani soğutma ile aşırı doymuş yapı elde etme, 3. Yaşlandırma işlemi. Solüsyona alma ve yaşlandırma işlemleri alaşımın kimyasal yapısına ve kazandırılmak istenilen özelliklere göre çeşitli sıcaklık ve sürelerde uygulanmaktadır (Santhosh vd. 2014). Çökeltme sertleşmesi, artık gerilmeleri azaltmak ve hekzagonal sıkı paket (HCP) α fazının çökeltmesi yoluyla alaşımı güçlendirmek için gerçekleştirilir (Kolli ve Drevaj 2018).

3.1 Solüsyona Alma

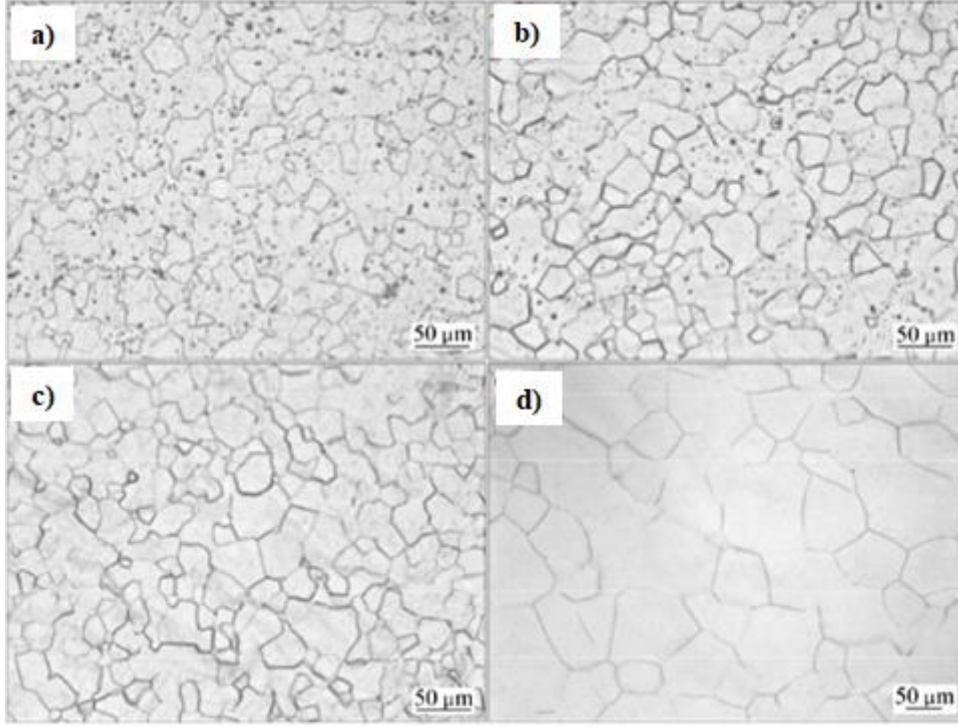
Metastabil β titanyum alaşımlarının solüsyona alınmasında dikkat edilmesi gereken en önemli husus α'' martenzit fazı ve ortorombik α' martenzit fazının çözültüye alma sırasında oluşumunun engellenmesi ve aşırı doymuş β fazının oluşmasıdır. Solüsyona alma işlemi T_{β} sıcaklığının altındaki α/β bölgesinde veya üstündeki sıcaklıklarda β bölgesinde uygulanabilmektedir (Kolli ve Devaraj 2018). Solüsyona alma sıcaklığı alaşımın tane boyutuna ve β fazlarının kararlılık oranına etki ederek mekanik özelliklerini belirlemektedir (Fujii ve Suzuki 1994). Alaşım α/β bölgesinde solüsyona alındığında, birincil α fazları β tane sınırlarına birikerek buralarda yeniden kristalleşmeyi ve tane oluşumunu engeller böylelikle daha küçük tane boyutu elde edilir (Xu vd. 2019). Alaşımın α/β bölgesinde solüsyona alınmasının tane boyutunu küçülterek olumlu mekanik özellikler kazandırabileceği düşünülse de β fazı kararlılığını artırarak yaşlandırma işlem verimliliğini azaltmaktadır (Ohmori vd. 2001).

T_{β} sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda solüsyona alındıktan sonra yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde yaşlandırma işlem verimliliği azalır ve oldukça küçük faz oluşumları gözlemlenir. Ayrıca bu durumda α_{WGB} fazlarının küçük tane sınırları nedeniyle oluşumu azalır. α_{WGB} fazlarının oluşumunun azalmasıyla birlikte alaşım β bölgesinde solüsyona alınmış numuneye kıyasla daha sünek olarak bulunur.

Literatürde birçok çalışmada, T_{β} sıcaklığının altındaki ve üstündeki sıcaklıklarda solüsyona alma işleminin metastabil β titanyum alaşımlarının mekanik özelliklerine ve yaşlandırma işlemi verimliliğine etkileri incelenmiştir. Srinivasu vd. (2013) Ti-10V-2Fe-3Al alaşımını T_{β} sıcaklığının altındaki ve üstündeki sıcaklıklarda solüsyona almıştır. T_{β} sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda solüsyona alma işlemine kıyasla T_{β} sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda solüsyona alma işleminde alaşımın yüzde uzaması azalmıştır. Du vd. (2014) tarafında yapılan diğer bir çalışmada da α/β bölgesinde uygulanan solüsyona alma işleminde, yüksek süneklik ve daha küçük boyutta tane elde edilmiştir.

Metastabil β titanyum alaşımları, β bölgesinde solüsyona alındığında ise α fazı elementlerinin azalması ve birincil α fazlarının oluşumlarının engellenmesiyle birlikte β tane boyutu artmaktadır (Xu vd. 2015). Tane boyutunun artması solüsyona alma işleminden sonra uygulanan yaşlandırma işlemlerinde çökeltme sıralamasının değişmesine neden olmaktadır (Ivasishin vd. 2005). Metastabil β titanyum alaşımının solüsyona alma sıcaklığı belirlenirken, alaşım özellikleri, alaşımdan beklenen mekanik ve mikro yapısal özellikler göz önünde bulundurulmalıdır. Literatürde genellikle yoğun şekilde stabilize edilmiş ve yüksek MoE değerlerine sahip metastabil β titanyum alaşımları T_{β} sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda solüsyona alınmaktadır. Düşük MoE değerlerine sahip titanyum alaşımları ve yakın β titanyum alaşımları T_{β} sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda da solüsyona alınabilmektedir (Ankem ve Greene 1999).

Şekil 3.1'de farklı sıcaklıklarda solüsyona alınmış Ti-7,5Mo-4,8Nb-3,8Ta-3,6Zr-4Cr-2Al (TB-13) alaşımının tane boyutunun değişimi görülmektedir (Zhou vd. 2010). Bu çalışmada β bölgesindeki düşük sıcaklıklarda solüsyona alınan numunelerde, β tane boyutu daha küçük olurken daha yoğun dislokasyon oluşumu gözlemlenmiştir. Yüksek sıcaklıklarda solüsyona alınan numunelerde β tane boyutu büyümüş buna bağlı olarak dislokasyon hareketlerini engelleyici tane sınırları azalmış ve malzemenin mukavemeti azalmıştır (Rath vd. 1979). Bu konuda Chait ve De Sisto tarafından yapılan çalışmada, Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al alaşımının yüksek çevrim yorulma dayanımına tane boyutunun etkisi incelenmiştir (Chait ve De Sisto 1977). Çalışmada tane boyutunun artmasıyla birlikte çatlakların, döküm boşlukları ve birleşme noktaları nedeniyle β tane sınırında başladığı ve büyüdüğü gözlemlenmiştir.



Şekil 3.1 Solüsyona alma sıcaklığının Ti-7,5Mo-4,8Nb-3,8Ta-3,6Zr-4Cr-2Al (TB-13) alaşımının mikro yapısına etkisi, a) 800°C, b) 810°C, c) 820°C, d) 860°C (Zhou vd. 2010).

3.2 Yaşlandırma İşlemleri

Metastabil β titanyum alaşımlarına uygulanan yaşlandırma işlemlerini 4 gruba ayırmak mümkündür. Bunlar yüksek sıcaklık tek basamaklı yaşlandırma işlemi, düşük sıcaklık tek basamaklı yaşlandırma işlemi, dubleks ve direkt yaşlandırma işlemidir (Kolli ve Devaraj 2018). Fakat literatür incelendiğinde tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla birlikte daha verimli sonuçların alındığı görülmektedir (Li vd. 2013, Santhosh vd. 2015).

3.2.1 Tek Basamaklı Yaşlandırma İşlemleri

Tek basamaklı yaşlandırma işlemleri çökelme sıralaması ve α fazı oluşum morfolojisi açısından düşük ve yüksek sıcaklık olmak üzere iki farklı sıcaklık grubunda uygulanabilmektedir (Li vd. 2013). Düşük sıcaklık yaşlandırma işlemleri 200-450°C arasında uygulanan yaşlandırma işlemleridir (Santhosh vd. 2017). Bu sıcaklık aralıklarında izotermal ω fazı ve β' metastabil fazları α fazlarından daha önce

oluşmaktadır (Santhosh vd. 2015). Fakat düşük sıcaklıklarda faz dönüşümlerinin tamamlanması için çok uzun yaşlandırma işlem sürelerine gerek duyulmaktadır (Santhosh vd. 2015, Ankem ve Seagle 1984). Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımına 200°C’de uygulanan yaşlandırma işleminde ilk faz oluşumları 100 saat sonrasında gözlemlenmiştir (Santhosh vd. 2014). Düşük sıcaklıkların α faz morfolojisine etkisinin araştırıldığı çalışmada, 400°C’den daha düşük sıcaklıklarda faz morfolojisi Widmanstten yıldız şekilli olarak oluşmuştur. Fakat sıcaklığın artmasıyla birlikte, üçgen şekilli bir morfolojinin oluştuğu gözlemlenmiştir (Dehghan-Manshadi ve Dippenaar 2011). 400°C’den daha büyük sıcaklıklarda 10 μ m büyüklüğünde α fazları oluşurken, daha düşük sıcaklıklarda üçgen morfolojisinde 500nm boyutunda α fazları oluşmuştur. Ayrıca yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin artmasının α faz oranını arttırdığı yine bu çalışmada tespit edilmiştir.

Metastabil β titanyum alaşımlarının yaşlandırılmasında α fazlarının çökmesini etkileyen 4 faktör vardır. Bunlar β tane boyutu, ısıtma hızı, yaşlandırma süresi ve yaşlandırma sıcaklığıdır (Pande vd. 2014). Bu faktörlerden β tane boyutu hem α fazlarının boyutu hem de yaşlandırma kinetiği üzerinde oldukça etkilidir.

Metastabil β titanyum alaşımlarında faz oluşumlarındaki sıralama MoE değerlerine bağlıdır. Ti-10V-2Fe-3Al alaşımı gibi yakın beta alaşımlarında düşük MoE değerine bağlı olarak çökelti sıralaması, $\beta \rightarrow \beta + \omega_{iso} \rightarrow \beta + \omega_{iso} + \alpha \rightarrow \beta + \alpha$ şeklinde oluşurken, yüksek MoE değerine bağlı olarak çökelti sıralaması Ti-13V-11Cr-3Al alaşımında, $\beta \rightarrow \beta + \beta' \rightarrow \beta + \beta' + \alpha \rightarrow \beta + \alpha$ şeklindedir (Du vd. 2014, Santhosh vd. 2017). Bu sıralamada oluşan ω_{iso} fazı alaşımın daha kırılğan olmasına neden olmaktadır (Williams vd. 1971). İzotermal ω_{iso} fazları deformasyon sırasında kayar, güçlü lokal kayma ve az miktarda süneklik göstererek ya da hiç süneklik olmadan kırılmaya neden olur (Santhosh vd. 2017). Li vd. (2013) yaptıkları çalışmalarında, Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al alaşımının α faz çökeltilerinin ω_{iso}/β ara yüzeylerinde meydana geldiğini göstermiştir. Bir diğer çalışmada ise uzun süreli yaşlandırma işleminin Ti-17 (Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr) titanyum alaşımının yorulma çatlak ilerlemesi özellikleri üzerindeki etkisi değerlendirilmiştir (Sasaki vd. 2017). 450°C’de düşük sıcaklık yaşlandırma işlemi 1000 saat ve 10.000 saat gibi uzun süreler boyunca uygulanmış, kırılğanlığın artmasına bağlı

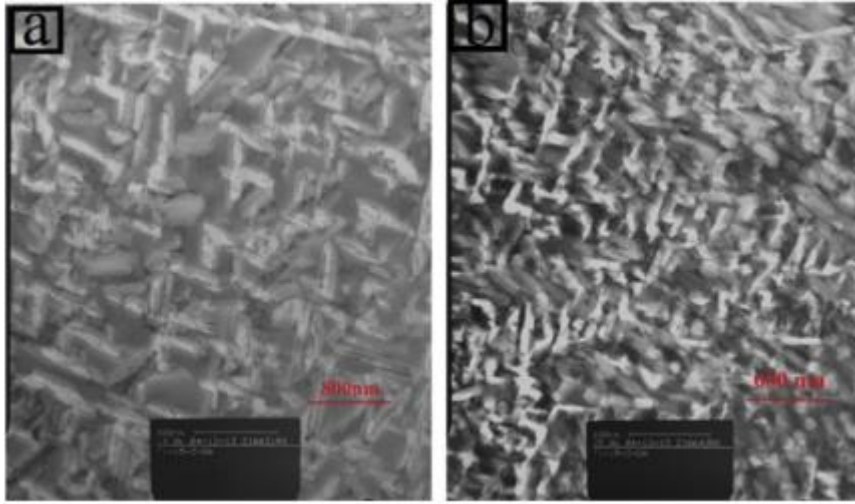
olarak alaşımın yorulma çatlak ilerlemesi hızı artmıştır.

Yüksek sıcaklık yaşlandırma işlemleri β geçiş sıcaklığının 85-195°C altındaki sıcaklıklarda ve 24 saatten daha kısa sürelerde uygulanan yaşlandırma işlemleridir (Ankem ve Seagle 1984). Yüksek sıcaklık yaşlandırma işlemlerinde, düşük sıcaklık yaşlandırma işlemlerinde oluşan izotermal ω_{iso} veya β' fazı gibi metastabil fazlar oluşmazlar (Santhosh vd. 2017). Santhosh vd. (2017) yaptıkları çalışmalarında, Ti 15-3 alaşımına 450-650°C arasındaki sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi uygulamış ve yaşlandırma işlem sıcaklığı ve süresinin alaşımın mekanik ve mikro yapısal özelliklerine etkisini incelemiştir. Bu çalışmada α faz çökeltilerinin başlangıçta β tane sınırlarında oluştuğu, artan yaşlandırma işlem süreleri ve sıcaklıklarıyla birlikte intragranüler olarak oluşmaya başladığı görölmüştür. Ayrıca yüksek yaşlandırma sıcaklıkları ve uzun işlem süreleri daha büyük α fazlarının oluşmasını sağlayarak çekme dayanımının azalmasına neden olmuştur. Clément vd. (2007) tarafından yapılan çalışmada Ti-6,62Mo-4,53Fe-1,45Al-0,14O (LCB Ti) alaşımına 700°C gibi yüksek bir sıcaklıkta yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Artan yaşlanma işlemi sıcaklığıyla birlikte α fazlarının çok daha büyük boyutlarda oluşması ve hacimsel oranının azalmasıyla birlikte mikro sertlik de azalmıştır.

3.2.2 Dupleks Yaşlandırma İşlemi

Metastabil β titanyum alaşımlarında, α faz çökeltilerinin büyüklüğünü ve dağılımını kontrol etmek için yaşlandırma işlemleri dupleks/iki aşamalı olarak uygulanmaktadır. Ardışık olarak uygulanan yaşlandırma işlemlerinde, genellikle düşük sıcaklıklı yaşlandırmanın ardından, kısa sürelerde yüksek veya düşük sıcaklıkta yaşlandırma işlemi uygulanmaktadır (Ankem ve Seagle 1984, Santhosh vd. 2015). İki adım için seçilen yaşlandırma işlem sıcaklıkları ve süreleri ile alaşımın mikro yapısal ve mekanik özellikleri optimize edilebilmektedir (Schmidt vd. 2011, Ren vd. 2018). Ayrıca dupleks yaşlandırma işleminin homojen dağılmış α faz oranını arttırarak alaşımın mukavemetini ve yüksek çevrim yorulma dayanımını arttırdığı da bilinmektedir (Santhosh vd. 2017). Tek basamaklı yaşlandırma işlemine kıyasla, dupleks yaşlandırma işlemleri α fazlarının daha ince oluşmasını, homojen ve uniform dağılmasını sağlarken aynı zamanda α_{TS} ve

çökeltiden yoksun alanların oluşumunu engellemektedir (Schmidt vd. 2011, Furuvara vd. 1996). Şekil 3.2’de görüldüğü gibi dubleks yaşlandırma işlemiyle birlikte α fazları daha küçük boyutlarda oluşmuştur. Zhaoxin vd. (2019) tarafından yapılan çalışmada ön yaşlandırma işleminin Ti-3,5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0,5Fe β titanyum alaşımının mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi incelenmiştir. Sonuçlar, ön yaşlandırma işlemiyle birlikte α fazlarının ince ve yüksek hacimsel oranda oluştuğunu ve ön yaşlandırma işlemi süresinin artmasının ince α faz oluşumunu arttırdığı göstermiştir. Santhosh vd. (2015) tarafından yapılan çalışmada ise ön yaşlandırma işlemi sıcaklığının artmasının α faz oluşum mekanizmalarını hızlandırdığı gözlemlenmiştir.

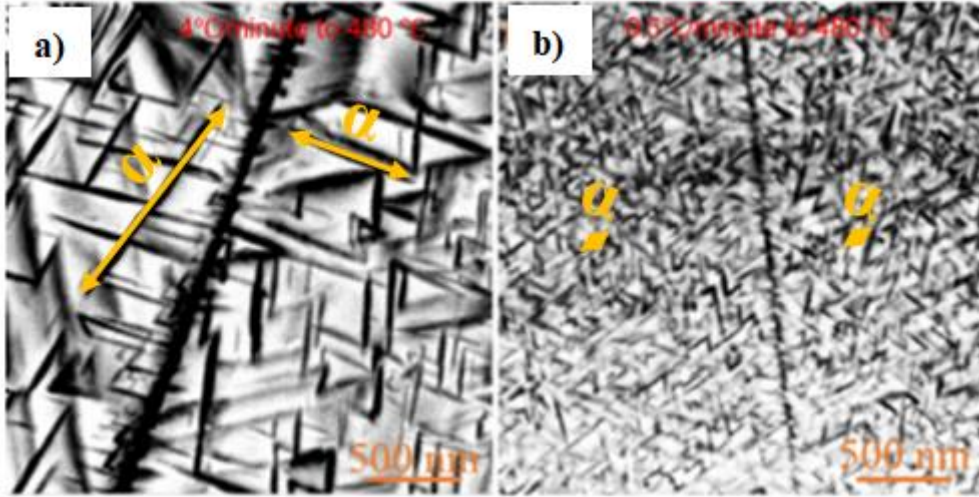


Şekil 3.2 Yaşlandırma işlemlerinin α faz oluşumuna etkisi, a) Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numune (500°C’de 10 saat), c) Dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numune (250°C 24 Saat+500°C’de 8 saat) (Santhosh vd. 2015).

Metastabil β titanyum alaşımlarının yaşlandırma işlemi verimliliklerini etkileyen bir diğer faktörde yaşlandırma sıcaklığına ısıtma hızıdır. Bu konuyla ilgili yapılan çalışmalarda, Ivasishin vd. (2005), Wain vd. (2010) ve Contrepolis vd. (2011), Settefrati vd. (2011) düşük ısıtma hızlarında α fazlarının daha yüksek hacimsel oranda ve daha uniform bir şekilde dağıldığını gözlemlenmiştir.

Şekil 3.3’de üç farklı ısıtma hızında α fazlarının oluşumu verilmiştir (Junheng ve Mark 2020). Görüldüğü gibi 0,5°C/dak. ısıtma hızıyla yaşlandırma sıcaklığına ısıtılan numunede α fazları, 4°C/dak. hızla ısıtılan numuneye kıyasla çok daha küçük olarak oluşmuştur. Düşük ısıtma hızı, metastabil fazların çökebilmesi için 250-300°C

sıcaklık aralığında numunenin tutulabilmesine imkân sağlar (Pande vd. 2014). Bu durum yaşlandırma işlemi sırasında α fazının ince yapıda çökmesini sağlar. Yapılan bir başka çalışmada ise Ivasishin vd. (2008) Ti-6,62Mo-4,53Fe-1,45Al-0,14O (LCB Ti) alaşımına düşük ısıtma hızlarında yaşlandırma işlemi uygulamış ve bunun sonucunda daha yüksek dayanım ve süneklik elde etmiştir.



Şekil 3.3 Isıtma hızlarının α faz oluşumuna etkisi, a) 4°C/dak., b) 0,5°C/dak. (Junheng ve Mark 2020).

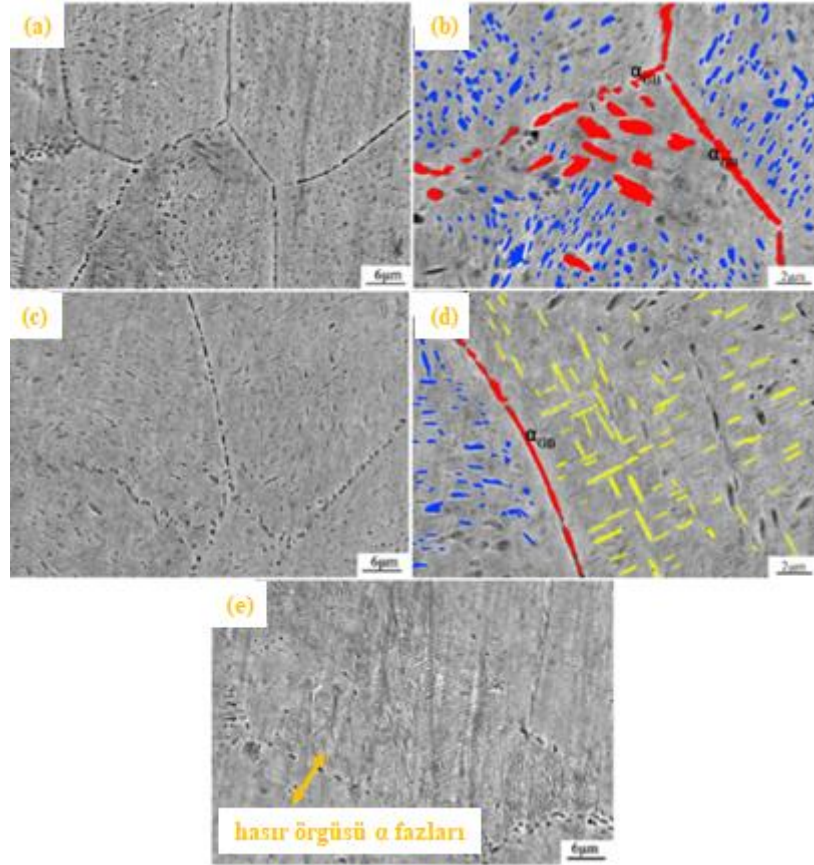
Düşük ısıtma hızları ve düşük sıcaklık ön yaşlandırma işlemleri α fazlarının ince, yüksek hacimsel oranda ve uniform oluşmasını sağlamaktadır (Xiao vd. 2020). Settefrati vd. (2011) tarafından yapılan çalışmada ısıtma hızına bağlı olarak α fazı çökme mekanizmasının farklılaştığı görülmüştür. Düşük ısıtma hızlarında, çökme sıralaması $\beta \rightarrow \beta + \omega_{iso} \rightarrow \beta + \alpha'' \rightarrow \beta + \alpha'' + \alpha \rightarrow \beta + \alpha$ şeklinde oluşurken, ısıtma hızının artmasıyla, $\beta \rightarrow \beta + \alpha'' \rightarrow \beta + \alpha'' + \alpha \rightarrow \beta + \alpha$ şeklinde oluşmuştur. Düşük ısıtma hızlarında, ω_{iso} metastabil ara fazları martenzit α'' fazlarından önce oluşarak α fazlarının ince yapılar şeklinde oluşmasını sağlamaktadır.

Yaşlandırma işlemlerinde mekanik özellikleri çökeltiden yoksun alanlar, α_{TS} , tane boyutları, metastabil ω_{iso} fazları, α fazın boyutları, dağılımları ve hacimsel oranları belirlemektedir (Miyazaki ve Sachdeva 2009). Li vd. (2014) metastabil β titanyum alaşımlarında tane sınırında oluşan α_{TS} fazlarının, β tane sınırına doğru sürekli tabaka şeklinde oluştuğunu gözlemlemiştir. α_{TS} fazlarının oluşmasıyla birlikte α fazı sabitleyici

elementler (O, Al) difüzyonla tane sınırına doğru β fazının stabil olduğu bölgelerden taşınırlar. Bu elementlerin taşındığı bölgelerde α fazları yerine yumuşak çökeltiden yoksun alanlar oluşur. Çökeltiden yoksun alanlar, sert matriste dislokasyonlar meydana gelmeden önce deformasyonun başladığı yumuşak bölgelerdir. Bu nedenle malzemenin dayanımını, kırılma tokluğunu ve yorulma dayanımını düşürmektedir (Ogura vd. 2010).

3.3 Metastabil Beta Titanyum Alaşımlarına Uygulanan Diğer Isıl İşlemler

Literatür incelendiğinde, metastabil β titanyum alaşımlarının mekanik özelliklerini geliştirmek için sıklıkla ısıl işlemlere başvurulduğu görülmüştür. Bu ısıl işlemlerden bir tanesi olan kriyojenik işlem yüksek verimlilikle metastabil β titanyum alaşımlarına uygulanabilmektedir (Gu vd. 2018). Kriyojenik işlem uzun yıllardır takım çeliklerinde kalıntı östenitin giderilmesi için uygulanan geleneksel bir yöntemdir. Kriyojenik işlem uygulanan takım çeliklerinde, martenzit geçiş sıcaklığının altına soğutulan çelikte kalıntı östenit martenzite dönüşmektedir. Takım çeliklerinin kriyojenik işlem sırasındaki faz dönüşümleri, titanyum alaşımlarıyla oldukça benzerdir. Metastabil β titanyum alaşımlarında da martenzitik dönüşüm sıcaklığının altına soğutulan alaşımda martenzitik α'' veya α' fazları oluşmaktadır. Kriyojenik işlem sırasında martenzitik dönüşüm sıcaklığının altına soğutulan alaşımda termal strese bağlı olarak kafeslerde bir çarpılma meydana gelmektedir (Gu vd. 2018). Bu çarpılma mikro yapıda dislokasyonların veya ω_{iso} fazlarının oluşmasına neden olarak kriyojenik işlem ardından uygulanan yaşlandırma işlemleri esnasında yüksek hacimsel oranda α fazının çökmesini sağlamaktadır. Metastabil β titanyum alaşımlarından olan Ti-15Mo-3Al-2,7Nb-0,2Si (TB8) alaşımına kriyojenik işlem uygulanmasıyla ilgili yapılan bir diğer çalışmada, α fazlarının hacimsel oranının kriyojenik işlem ve tek basamaklı yaşlandırma işlemleriyle %27 oranında arttığı ifade edilmiştir (Gu vd. 2018). Yine aynı çalışmada, kriyojenik işlem ardından yaşlandırma işlemi uygulanan numunede çekme mukavemetinin %5 ve mikro sertliğin ise %15 arttığı görülmüştür. Ayrıca yapılan çalışmada uygulanan ısıl işlemlerin α fazının oluşum karakteristiğine de etki ettiği görülmüştür. α fazları geleneksel yaşlandırma işlemleri sırasında daha büyük ve küresel şekilde oluşmuştur (Şekil 3.4a-b). Fakat kriyojenik işlem uygulanan numunelerde α fazları ince ve iğnemsî yapıda oluşmuştur (Şekil 3.4c-e).



Şekil 3.4 Ti-15Mo-3Al-2,7Nb-0,2Si (TB8) alaşımına uygulanan ısı işlemlerin α faz çökmesine etkisi, a-b) Yaşlandırma işlemi uygulanmış numune, c-e) Kriyojenik işlem ardından yaşlandırma işlemi uygulanmış numune (Gu vd. 2018).

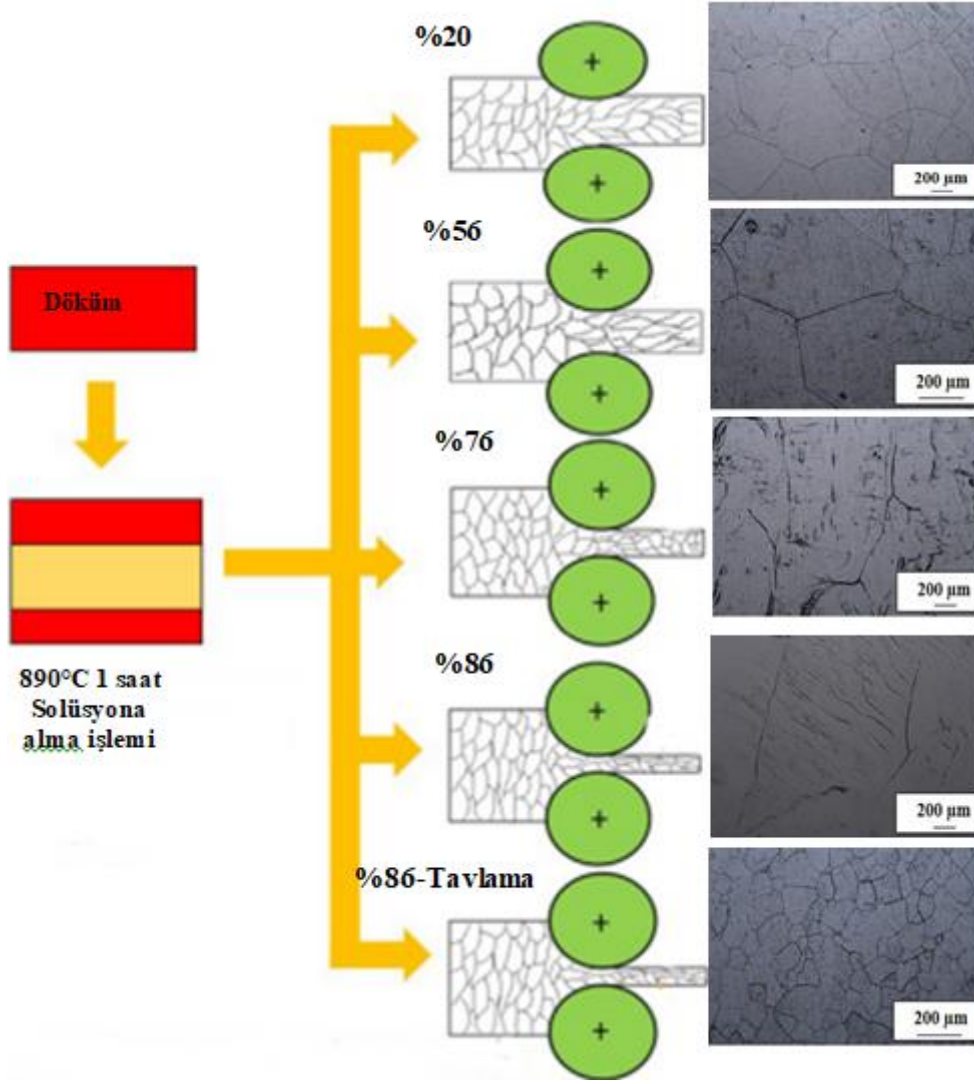
Metastabil β titanyum alaşımlarına uygulanan bir diğer ısı işlem grubu ise termomekanik işlemlerdir (Kolli ve Devaraj 2018, Lenain vd. 2005, Fan vd. 2017). Termomekanik işlemler metastabil β titanyum alaşımlarına üretim şekillerini çeşitlendirmek, mekanik özellikleri optimize edebilmek, kırılgen ω_{iso} fazının oluşumunu geciktirmek ve α_{TS} fazlarının oluşumunu azaltmak için uygulanmaktadır (Kolli ve Devaraj 2018). Bu konuda yapılan çalışmada, termomekanik işlemlerin α fazının oluşumu ve büyümesine etkisi incelenmiştir (Lenain vd. 2005). Yapılan çalışmada Ti-6,62Mo-4,53Fe-1,45Al-0,14O (LCB Ti) alaşımına soğuk haddeleme veya tavlama işlemi uygulanmış, ortaya çıkan mikro yapı, Taramalı Elektron Mikroskopu, Transmisyon Elektron Mikroskopu, X Işını Kırınımı analizi kullanılarak incelenmiştir. Çalışma sonucunda α fazının morfolojisinin ve hacimsel oranının tavlama sıcaklığına, ısıtma veya soğutma hızına ve β tane boyutuna büyük ölçüde bağlı olduğu görülmüştür. Termomekanik işlemlerin Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr (Ti-5553) alaşımının α faz oluşumuna

etkisinin incelendiği bir başka çalışmada ise sıcak bası altında α/β fazları arasındaki Burgers dönüşüm ilişkisinin ortadan kalktığı görülmüştür (Fan vd. 2017). β ve α/β bölgesinde solüsyona alınmış Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr (Ti-5553) alaşımına Sürtünme Karıştırma Prosesi uygulanmıştır (Balachandran vd. 2020). Böylelikle Sürtünme Karıştırma Prosesi uygulanan numunelerde optimum süneklik ve mukavemet elde edilmiştir. Termomekanik işlemlerin metastabil β titanyum alaşımlarına etkileri değerlendirilirken incelenen bir diğer konuda tane boyutunun alaşımın mekanik özelliklerine ve faz dönüşümüne etkisidir. Bu konuda yapılan araştırmada metastabil β titanyum alaşımına yüksek basınçlı burulma uygulanmış ve tane boyutu 200 nm'ye kadar küçülmüştür (Václavová vd. 2017). Diğer bir çalışmada ise β tane boyutunun Ti-10V-2Fe-3Al alaşımının çekme dayanımı ve kırılma tokluğuna etkisi araştırılmıştır (Bhattacharjee vd. 2006). Alaşımın tane boyutunun uygulanan gerilmeye bağlı olarak değişimi ve martenzitik faz dönüşümleri incelenmiştir. Hall-Petch eşitliğine göre tane boyutunun azalmasıyla akma dayanımı ve kırılma tokluğu artmıştır. Diğer bir çalışmada ise yüksek basınçta burulma uygulanarak Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr (Ti-5553) alaşımının β tane boyutu 1mm'den 50nm'ye azaltılmıştır (Zafari vd. 2015). Böylelikle gerilmeye bağlı oluşan α'' fazları β tanelerinin içinde küçük yapılar şeklinde dağılmıştır. Diğer bir çalışmada ise Ti-24Nb-4Zr-8Sn alaşımında deformasyona bağlı $\beta-\alpha''$ faz dönüşümü incelenmiştir. Yapılan çalışmada bu faz dönüşümünün plato stress bölgesinde 200 MPa'da gerçekleştiği görülmüştür. Deformasyon ikizlenmeleri ise deformasyon sertleşmesi sonrası gerçekleşmiştir (Yao vd. 2017).

Ti-3,5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0,5Fe yakın β alaşımının mikro yapı ve mekanik özelliklerine soğuk haddemele ve tavlama sıcaklığının etkisi incelenmiştir (Du vd. 2019). Soğuk haddemele sonrası deformasyona bağlı dislokasyonlar görülürken, ikizlenme ve martenzit faz oluşumu gözlemlenmemiştir. Ayrıca α/β bölgesinde tavlanan numune β bölgesinde tavlanan numuneye kıyasla optimum mekanik özellikler göstermiştir. Ti-10Mo-8V-1Fe-3,5Al metastabil β titanyum alaşımı bası yükü altında yaşlandırılmıştır (Song vd. 2011). Transmisyon Elektron Mikroskobu (TEM) incelemeleri, bası yükü altında yaşlandırılan numunelerde α fazlarının birbirine paralel olarak çökeldiğini göstermiştir. Bununla birlikte, geleneksel olarak yaşlandırılan numunelerde, α fazları birbirleriyle kesişmiş şekilde çökelmiştir. Çekme testleri, bası

yükü altında yaşlandırılan numunelerde geleneksel yöntemlerle yaşlandırılan numunelere kıyasla daha yüksek süneklik elde edildiğini göstermiştir.

Ozan vd. (2020) ise Ti-34Nb-25Zr metastabil β titanyum alaşımına farklı oranlarda haddeleme işlemi uygulayarak alaşımın mikro yapısına ve mekanik özelliklerine deformasyonun etkisini incelemiştir (Şekil 3.5). Yapılan haddeleme işlemi sonrasında çekme dayanımı solüsyona alınmış numuneye kıyasla 1,4 kat artmış ve 1071 MPa olarak bulunmuştur. Ayrıca deformasyon mekanizmaları yapılan haddeleme oranlarından etkilenmiştir. %20 ve %56 oranında haddeleme uygulanan numunede α'' martenzit fazlarına ve kink bantlarına bağlı bir deformasyon mekanizması oluşurken, haddeleme oranının %76'ya artmasıyla kayma bantlarına, α'' martenzit fazlarına ve $\{332\} \langle 113 \rangle$ β ikizlenmelerine bağlı bir deformasyon oluşmuştur. Deformasyon oranının %86'ya artmasıyla ise %18 kopma uzaması, 871 MPa çekme dayanımı ve 66 GPa Elastisite Modülüyle biyomedikal uygulamalarda kullanılmaya oldukça uygun bir malzeme elde edilmiştir. Nunes vd. (2020) Ti-29Mo-2Nb-6Zr metastabil β titanyum alaşımına haddeleme işlemi uygulamış ve mikro yapıda α'' fazlarının oluştuğunu gözlemlemiştir. Alaşımda deformasyon derecesinin artmasına bağlı olarak Elastisite Modülü ve mikro sertlik artmıştır.

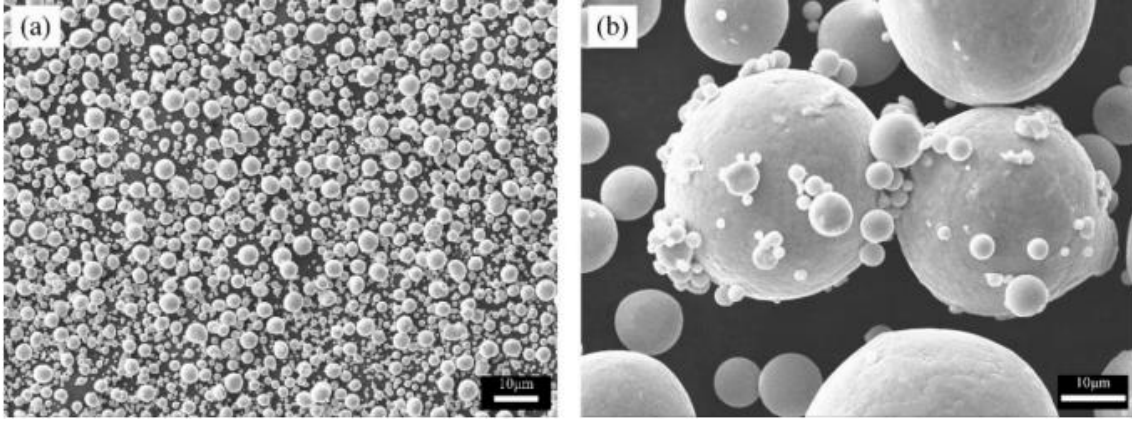


Şekil 3.5 Ti-34Nb-25Zr metastabil β titanyum alaşımına uygulanan haddeleme işleminin alaşımın mikro yapısına etkisi (Ozan vd. 2020).

Metastabil β titanyum alaşımları hakkında yapılan bir diğer çalışmada ise Ti-10V-2Fe-3Al alaşımına bor ve karbon takviye edilerek alaşımın aşınma direnci araştırılmıştır (Banoth vd. 2019). Bor ve karbon ilavesi, β tane büyüklüğü azalmasına ve α fazı çökeltilerinin küçülmesine neden olmuş ve aşınma direncini arttırmıştır. Ayrıca bor ve karbon ilavesi ile sertlik ve çekme mukavemeti artmıştır. Çekme mukavemetindeki artış bor ve karbon eklenmesiyle oluşan tane küçülmesi ve bu sert partiküllerin artmasıyla açıklanmıştır. Benzer bir sonuç Cherukuri vd. (2009) tarafından yapılan çalışmada da elde edilmiştir. Ti-15Mo-2,6Nb-3Al-0,2Si metastabil β titanyum alaşımına bor eklemesiyle birlikte tane sınırlarına TiB fazlarının çökmesi sonucu tane boyutu

küçülmüştür. Wain vd. (2010) ise yapmış oldukları çalışmalarında β bölgesinde solüsyona alınmış ve 500-600°C'de yaşlandırma işlemi uygulanmış Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr metastabil β titanyum alaşımına karbon ilave ederek α faz oluşumunu incelemiştir. Yapılan incelemeler karbon ilavesiyle birlikte α_{TS} fazlarının oluşumunun azaldığını göstermiştir. Chen vd. (2018) ise yaptıkları çalışmalarında biyomedikal uygulamalarda çokça kullanılan Ti-37Nb-6Sn alaşımına Seçici Lazer Eritme (SLM) yöntemi uygulayarak alaşımın mekanik ve mikro yapısal özelliklerini araştırmıştır. Yüksek enerji yoğunluğu, Kalay (Sn) elementinin tane sınırlarından β matrisine difüzyonunu arttırmıştır. Böylece β matrisinin kafes sabiti artmış, Ti-37Nb-6Sn alaşımının Elastisite Modülü azalmış ve alaşım biyomedikal uygulamalar için kullanışlı hale gelmiştir.

Bu çalışmaların yanında literatürde son yıllarda metastabil β titanyum alaşımlarının eklemeli imalat yöntemiyle üretilebilmesi içinde çokça araştırma yapıldığı görülmüştür (Hafeez vd. 2019, Pellizzari vd. 2020, Li vd. 2018). Bunlardan Pellizzari vd. (2020) tarafından yapılan çalışmada, Ti-15Mo-3Nb-3Al-0,2Si (β -Ti21S) alaşımı eklemeli imalat yöntemi kullanılarak üretilmiştir. Böylece alaşımın Elastisite Modülü, çekme, akma mukavemeti ve kopma uzaması sıralı olarak $52 \pm 0,3$ GPa, 831 ± 3 MPa, 709 ± 6 MPa ve %21 olarak elde edilmiştir. β -Ti21S alaşımının mikro yapısı Şekil 3.6'da verilmiştir. Görüldüğü gibi mikro yapıda 10 μ m ve 40 μ m olmak üzere iki farklı büyüklükte tanecik oluşmuştur. Ayrıca yapılan testlerde alaşımın toksik salınımının çok düşük olduğu bu nedenle biyomedikal uygulamalarda kullanılabilceği görülmüştür. Wen vd. (2021) tarafından β -21S metastabil β titanyum alaşımına yapılan bir diğer çalışmada ise hidrojen konsantrasyonu ile faz yapısı arasındaki ilişki araştırılmıştır. Düşük hidrojen konsantrasyonunda mikro yapı sadece β fazından oluşurken, hidrojen oranının artması mikro yapıda bir iç gerilme oluşturarak α'' ve ω_{iso} metastabil fazlarının çökmesine neden olmuştur.



Şekil 3.6 Ti-15Mo-3Nb-3Al-0,2Si (β -Ti21S) alaşımının, a) Mikro yapısının SEM analizi, b) Yüksek büyütme altında büyük ve küçük kürelerin görünümü (Pellizzari vd. 2020).

4. YORULMA

Yorulma kelimesi ilk olarak 1840'lı yıllarda, hızla gelişen demiryolu endüstrisinde meydana gelen hasarlarla bağıntılı olarak kullanılmaya başlanmıştır. Yorulma kavramının kurucusu olarak kabul edilen Wöhler demir yollarında kullanılan aksların dayanım sınırlarının daha altındaki değerlerde kırıldığını gözlemlemiştir. Bu sorunu derinlemesine araştırabilmek için bir deney sistemi ortaya koymuş ve bu deneylerden elde ettiği verileri kendi adını verdiği Wöhler Eğrisi ile yorumlamıştır. Böylelikle metallerin yorulması kavramı ortaya çıkmıştır.

Metal yorulması bir metalik bileşenin statik mukavemetinden daha düşük olan ve zamanla tekrarlanan yükler altında zamana bağlı deformasyonu veya nihai hasarı anlamına gelmektedir. Metal yorulması, üzerinde yük taşıyan kritik parçaların, önceden haber vermeden ani hasarıyla sonuçlandığı için mühendislik açısından önemlidir.

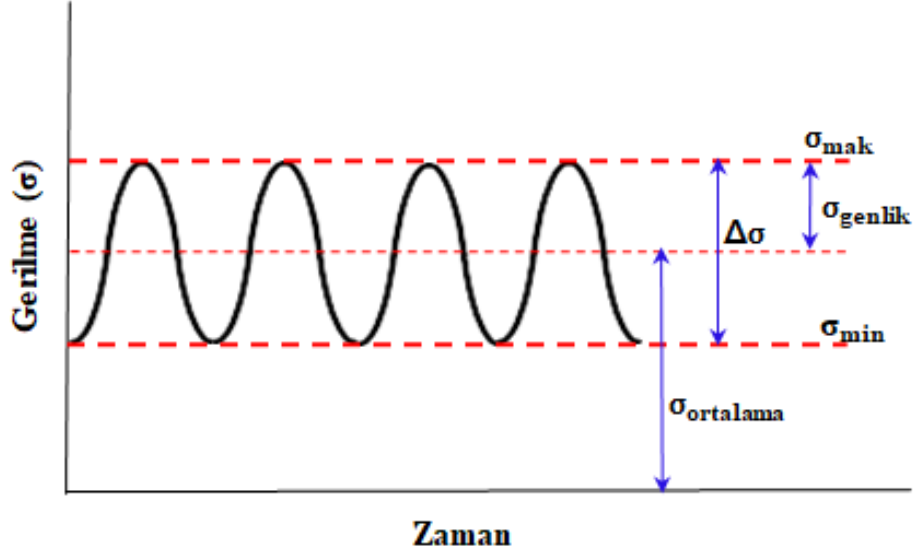
Bir malzemede meydana gelen yorulma hasarı 3 aşamada gerçekleşir. Çok sayıda çevrimsel yüklemeyle birlikte hasar mikroskopik seviyede gelişir ve makroskopik bir çatlak oluşana kadar büyür. Makroskopik boyutlara ulaşan çatlak, kritik bir uzunluğa ulaşıncaya kadar her çevrimle birlikte büyümeye devam eder. Çatlak boyunun kritik bir uzunluğa ulaştığı numune bu noktadan sonra uygulanan yük karşısında kırılır.

Yorulma yüklemesiyle ilgili olarak gerilmedeki değişim ($\Delta\sigma$) Eşitlik 4.1, gerilme genliği (σ_{genlik}) Eşitlik 4.2 ve ortalama gerilme ($\sigma_{ortalama}$) Eşitlik 4.3'de verilen ifade ile hesaplanmaktadır. Bu ifadelerin bir yorulma yüklemesi grafiğinde gösterimi Şekil 4.1'de verilmiştir. Gerilmedeki değişim maksimum gerilmeden minimum gerilmenin çıkarılmasıyla (Eşitlik 4.1), gerilme genliği gerilme değişiminin yarısı olarak (Eşitlik 4.2) ve ortalama gerilme ise gerilme genliği ve minimum gerilmenin toplanmasıyla elde edilir (Eşitlik 4.3). Yorulma testlerinde, bir çevrim uygulanan bir maksimum yükten bir sonraki maksimum yüke kadarki süredir.

$$\Delta\sigma = \sigma_{mak} - \sigma_{min} \quad (4.1)$$

$$\sigma_{genlik} = \frac{\sigma_{mak} - \sigma_{min}}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (4.2)$$

$$\sigma_{ortalama} = \sigma_{genlik} - \sigma_{min} \quad (4.3)$$

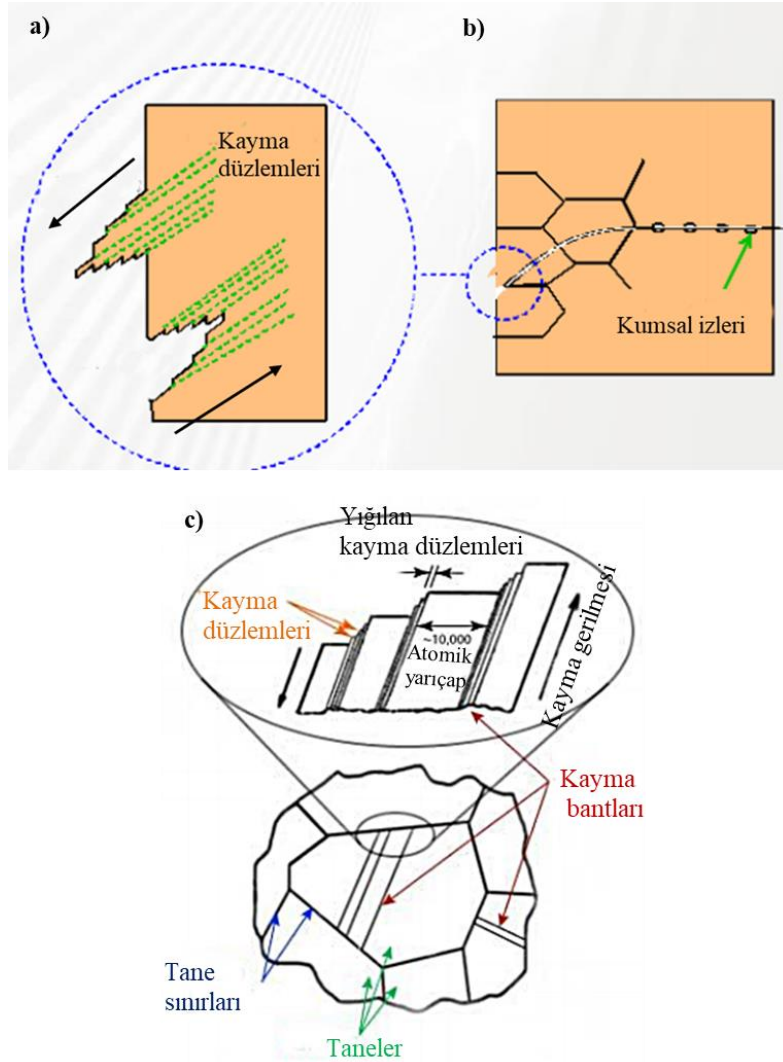


Şekil 4.1 Yorulma yüklemesiyle ilgili temel kavramlar.

Yorulma hasarı ilerleyen, lokal ve kalıcı mikro yapısal değişim olarak tanımlanır. İlerleyen kelimesi bir yapıdaki yorulmaya bağlı hasarın zamanla oluştuğunu, lokal kelimesi yorulma hasarının parçanın belirli bir bölgesinde ortaya çıktığını ve kalıcı mikro deformasyon ise geri çevrilemeyen plastik deformasyonu belirtir (Richard ve Sander).

Yorulma hasarı çatlak oluşumu, ilerlemesi ve nihai hasar olmak üzere üç aşamada gerçekleşir (İnt 1). Yorulma çatlak oluşumu ve ilerlemesi çevrimsel kaymanın bir sonucudur. Çevrimsel kayma, çevrimsel plastik deformasyon hareketini başlatır. Buna bağlı olarak yorulma çatlak oluşumu akma mukavemetinin altındaki gerilme değerlerinde oluşur. Gerilmenin yön değiştirmesi ile kayma bantları bir takım yan etkilerden dolayı tam anlamıyla geri dönemez. Böylece Şekil 4.2a ve 4.2c' de görülen kayma düzlemleri oluşur. Çatlak oluşumundan sonraki aşama çatlak ilerlemesidir (İnt 1). Çatlak oluşuktan sonra, çatlak ucunda gerilme yığılması oluşur ve bu gerilme yığılmasıyla birlikte, birden fazla kayma bandı aktif hale gelir. Çatlak, malzemenin

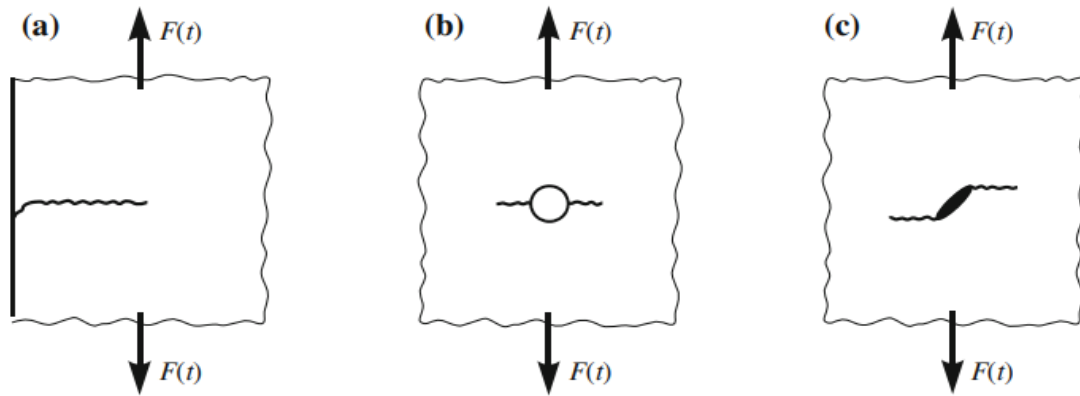
içine doğru komşu tanelerden geçerek büyüdükçe, bu taneler kayma yer değiştirmelerine karşı bir direnç gösterirler. Benzer şekilde, kayma yer değiştirmelerini tek bir kayma düzlemi ile kısıtlamak da giderek zorlaşır ve kayma düzlemlerinin sayısı giderek artar. Bu durumda mikro çatlakın büyüme yönü başlangıçtaki kayma bandı oryantasyonundan sapma gösterir ve genelde de yüklemeye yönüne dik yönde büyüme eğilimi gösterir. Mikro çatlakın ilerlemesi çevrimsel plastisiteye dayandığı için kaymaya karşı koyan bariyerler çatlak büyümesi için bir eşik oluşturlar. Çatlak bu evrede yorulma izleri veya kumsal izleri olarak bilinen yorulma çatlakının karakteristik izlerini oluşturarak ilerler (Şekil 4.2b).



Şekil 4.2 Yorulma çatlak oluşumu ve ilerlemesinin şematik gösterimi, a) Kayma bantlarının oluşumu, b) Kumsal izlerinin (yorulma izlerinin) oluşumu, c) Mikro seviyede yorulma hasarının oluşumu (İnt 1).

Makine elemanlarında kullanılan sünek malzemelerin, statik yükleme altındaki hasar davranışlarıyla, yorulma hasar davranışları birbirinden oldukça farklıdır. Statik çekme testinde, kırılmadan önce büyük miktarda plastik deformasyon meydana gelir ve kırılma yüzeyinin karakteristik lifli bir görüntüsü vardır. Yorulma hasarı ise bundan tamamen farklıdır. Çatlak mutlaka yüzeyde (iç veya dış), gerilme yığılmasının yüksek olduğu bir noktada başlar. Çatlak bir kez oluştuktan sonra çatlağın kendisi daha da yüksek bir gerilme yığılma alanı oluşturur ve her bir yük tekrarı ile büyür. Giderek küçülen çatlaksız alan üzerine etkileyen yükü taşıyamayacak duruma gelince ani kırılma meydana gelir. Çatlağın ne kadar hızlı büyüyeceği malzemenin çatlak büyümesine gösterdiği dirence bağlıdır.

Çatlak başlangıcı bir makine bileşeninde malzeme kusurları, parça geometrisi, üretim hataları, işleme, ısıl işlem sonucu ortaya çıkan kusurlardan dolayı veya daha sonrasında servis ömrü sırasında oluşabilir (Richard ve Sander 2016). Pürüzsüz bir yüzeyde çatlak başlangıcı mikro yapısal etkiyle oluşur (Şekil 4.3a). Bu şekilde oluşan çatlak kayma gerilmelerinin kontrolünde belli bir uzunluğu kadar yükleme yönüne 45° açıyla büyür bundan sonra ise yükleme yönüne dik doğrultuda ilerler (Tokaji ve Ogawa 1992). Şekil 4.3b de ise en yüksek gerilme yığılmasının olduğu çentik normal gerilme etkisiyle yükleme yönüne dik doğrultuda ilerleme gösterir. Malzeme içindeki çeşitli üretim hataları yükleme altında bir çatlak başlangıcı gibi davranır ve bu durumda çatlak ilerlemesi yükleme doğrultusuna dik doğrultuda oluşur (Şekil 4.3c).

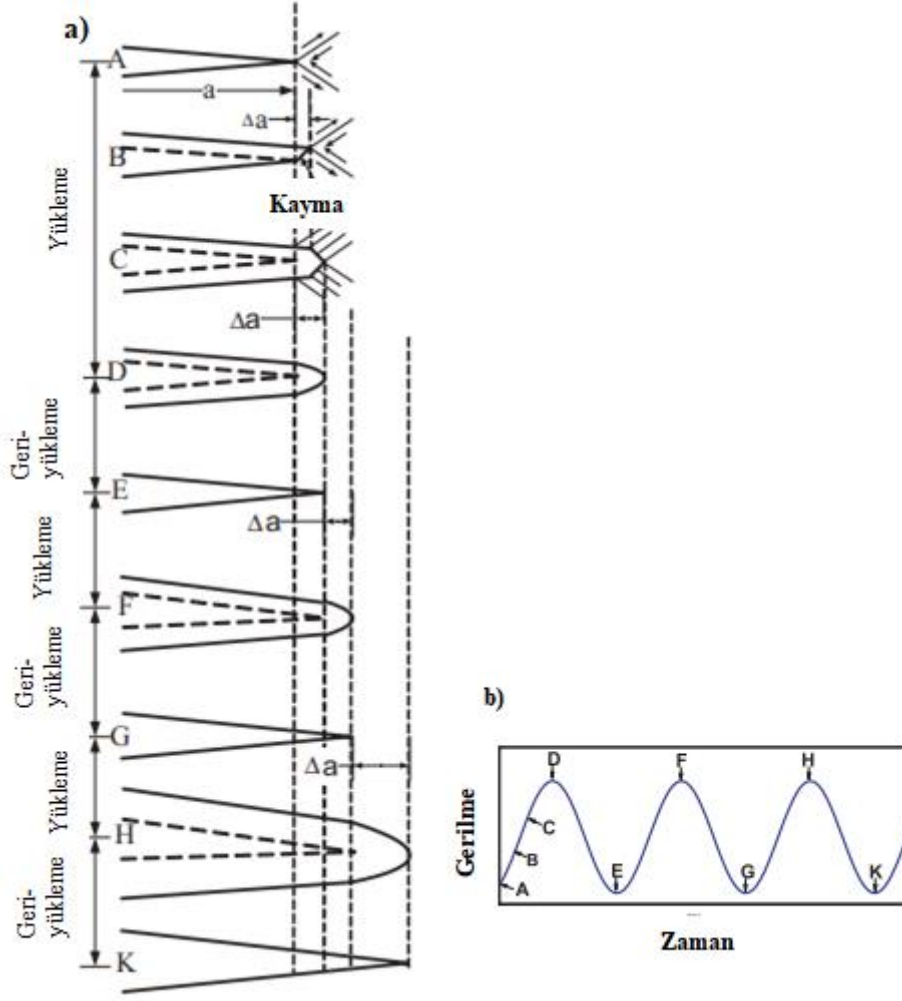


Şekil 4.3 Çeşitli çatlak başlangıcı ve ilerlemesi tipleri, a) Düz bir yüzeyden çatlak başlangıcı, b) Çentik etrafında çatlak başlangıcı, c) Malzeme kusuru nedeniyle çatlak başlangıcı (Richard ve Sander 2016).

4.1 Sabit Genlikli Yorulma Çatlak İlerlemesi Testleri

Makine parçalarının tasarım ve imalatında test şartlarındaki toplam ömürleri dikkate alınmaktadır. Fakat makine parçasının kullanıldığı çalışma koşullarında maruz kaldığı yükler altında ömrünün belirlenebilmesi için çatlak oluşumu ve ilerlemesi davranışlarının bilinmesi gerekmektedir. Bu nedenle havacılık, uzay ve otomotiv gibi spesifik alanlarda kullanılan bir malzemenin yorulma dayanımı incelenirken, yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçlarının incelenmesi daha gerçekçi ve doğru sonuç verecektir. Bu durumda yorulma çatlak ilerlemesi, yükleme parametrelerinin kombinasyonları, parça geometrisi, malzeme özellikleri, çevresel ve mikro yapısal özellikler sebebiyle değişkenlik gösterir (Pommier ve De Freitas 2002). Fakat diğer yükleme tipleri düşünüldüğünde, sabit genlikli yorulma çatlak ilerlemesi testlerinin analiz edilmesi en kolaydır. Çünkü bu yükleme tipinde test sonuçları yükleme geçmişinden bağımsız olarak değerlendirilir.

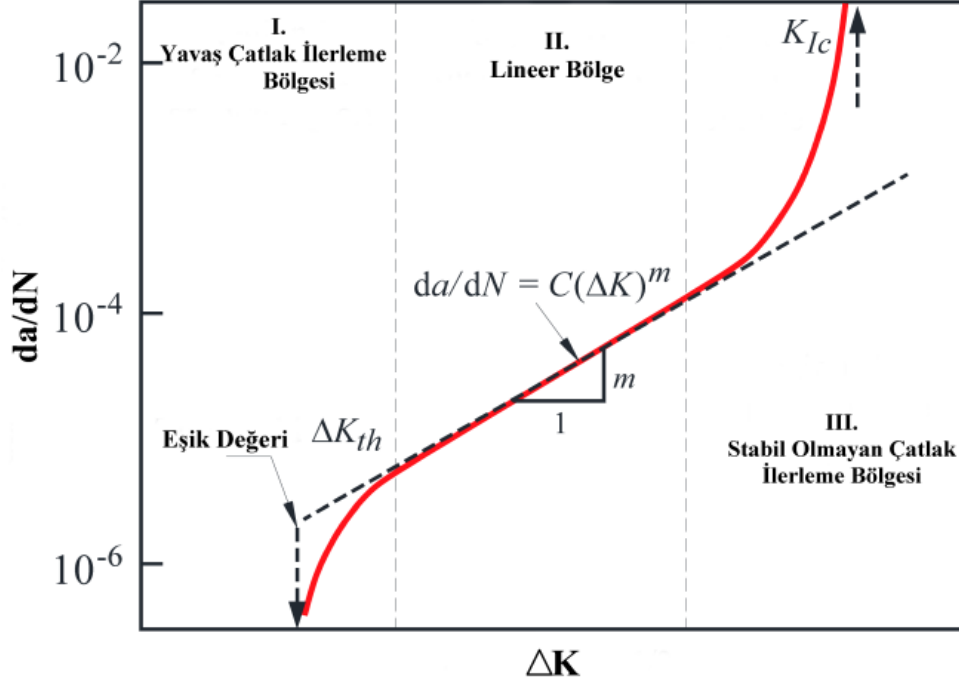
Sabit genlikli yükleme altında düşük yüklerde dahi çentik önündeki yüksek gerilme konsantrasyonu nedeniyle plastik deformasyon oluşur. Plastik deformasyon atomik düzlemlerin kayması sonucu Şekil 4.4'de gösterildiği şekilde oluşur (Broek 1989). Bu şekilde oluşan düzlemsel kayma çatlak önünde kütleşmeye neden olur (Şekil 4.4a). Bu kütleşme geri-yükleme aşamasında Şekil 4.4a'da görüldüğü gibi Δa büyüklüğünde bir çatlak oluşmasına neden olur. Geri yükleme işlemi sonunda çatlak Δa büyüklüğünde bir çatlak uzunluğunda artışla birlikte tekrar A noktasındaki aşamaya geri döner (Şekil 4.4b). Bu noktadan sonra F, G, H ve K aşamalarını takip ederek çatlak ilerler.



Şekil 4.4 Sabit genlikli yüklemeye altında yorulma çatlak ilerlemesinin oluşumu (Broek 1989).

Yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde, çatlak ilerlemesi üç aşamada gerçekleşir. Şekil 4.5’de gösterilen I. Bölge çatlak oluşumunun başladığı bölgedir (Richard ve Sander 2016). Bu bölgede bir çatlak ilerlemesi gözlemlenmezken, ilk çatlak başlangıcının meydana geldiği gerilme şiddeti faktörünün değişimi (ΔK), eşik gerilme şiddet faktörünün değişimi (ΔK_{th}) olarak kabul edilir. Bu bölgede çatlak oluşumu tane boyutu, ortalama gerilme, malzemenin mikro yapısal özellikleri, çalışma sıcaklığı ve koşullarına karşı oldukça hassastır (Beden vd. 2009). Bu faktörlerin yanında, yapılan bazı çalışmalarda ΔK_{th} değerine gerilme oranının da etki ettiği görülmüştür (Dowling 2012). II. Bölge lineer çatlak ilerlemesinin gözlemlendiği bölgedir. Bu bölgede Linear Elastik Kırılma Mekaniği (LEFM) kavramlarının kullanımı kabul edilir ve $\log da/dN$ - $\log \Delta K$ verileri arasında doğrusal bir ilişki vardır. Çatlak bu bölgede istikrarlı bir ilerleme gösterirken, bu bölgenin sonunda istikrar bozulur ve çatlak ilerleme davranışları tahmin

edilemez hale gelir. Bu bölge ani hasarın gerçekleşeceği III. Bölge'dir. $\log da/dN$ - $\log \Delta K$ eğrisi dikleşir ve asimptotik olarak malzeme kırılma tokluğuna (K_{Ic}) yaklaşır. Bu bölgede uygulanan gerilme değerleri oldukça yüksektir ve çatlak önünde büyük plastik deformasyonlara neden olur. Bu nedenle, LEFM kullanımını uygun değildir ve bu aşamada Non-Linear Kırılma Mekaniği yaklaşımları geçerlidir.



Şekil 4.5 Çatlak ilerleme hızının-gerilme şiddet faktörüne oranı (Richard ve Sander 2016).

Yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçlarını değerlendirmek için en basit ve iyi bilinen model Paris ve Erdoğan tarafından 1963 yılında geliştirilen Paris-Erdoğan Modelidir (Paris ve Erdoğan 1963). Bu model $\log da/dN$ - $\log \Delta K$ eğrisinde LEFM kavramlarının geçerli olduğu II. Bölgede uygulanmaktadır. Bu bölgedeki yorulma çatlak ilerlemesi davranışları, Eşitlik 4.4'de verilen Paris-Erdoğan eşitliği ile karakterize edilir. Paris-Erdoğan modeliyle elde edilen C ve m malzemeye bağlı sabitlerdir ve C aynı zamanda gerilme oranına (R) da bağlıdır (Richard ve Sander 2016).

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (4.4)$$

$\frac{da}{dN}$: Yorulma çatlak ilerlemesi hızı (m/çevrim)

ΔK : Gerilme şiddeti faktörünün değişimi (MPa (m)^{1/2})

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$$

C: Malzeme sabiti

m: Malzeme sabiti

4.2 Değişken Genlikli Yorulma Çatlak İlerlemesi Testleri

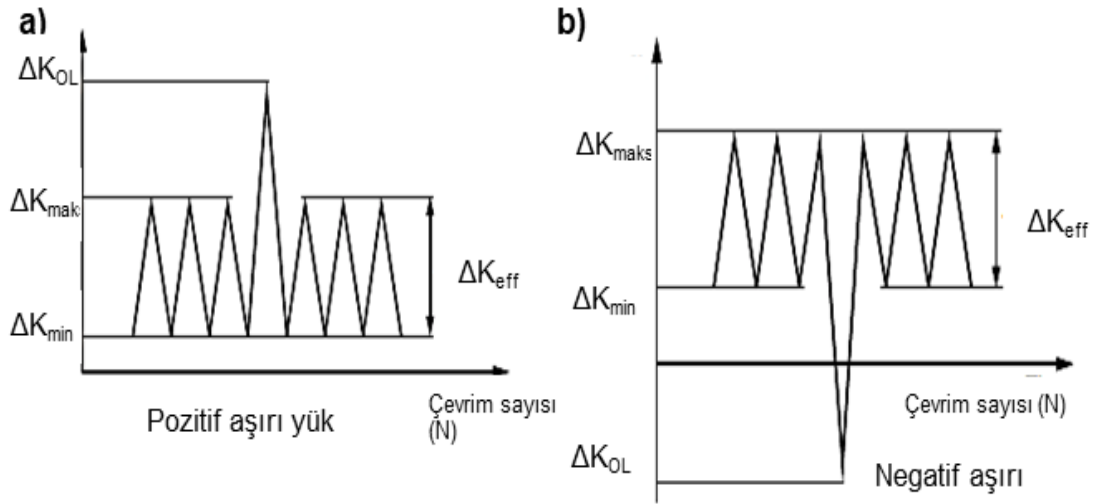
Yorulma nedeniyle hasara uğrayan makine ve yapısal parçaların çoğunluğu, gerçek çalışma şartlarında sabit genlikli yüklemeler dışında, çok değişken aşırı yüklere maruz kalmaktadır. Malzemenin çalışma şartlarında, aşırı yükler altında çatlak ilerleme karakteristiğinin farklılaşabileceği literatürde daha önce yapılmış çalışmalardan bilinmektedir (Borrego vd. 2003, Silva 2007). Fakat aşırı yükleme sonrası çatlak ilerlemesinin nasıl bir karakteristik göstereceği tamamen malzeme özelliklerine, yükleme koşullarına ve çalışma şartlarına bağlıdır.

Tasarımın bu çalışma şartlarındaki güvenliğinin sağlanabilmesi için malzemenin bu yüklerle etkileşiminin iyi bilinmesi gerekmektedir. Bu yük etkileşimlerini anlayabilmek için sabit genlikli testler esnasında Şekil 4.6'da görüldüğü gibi negatif/pozitif aşırı yükler tek bir çevrim veya çok sayıda ardışık olarak uygulanarak çatlak ilerleme mekanizmaları belirlenmeye çalışılmaktadır (Laseure vd. 2015). Çalışmada gerilme şiddeti faktörü değişimi (ΔK) Eşitlik 4.6'da verilen ifade ile hesaplanırken, pozitif ve negatif aşırı yük oranları sırasıyla Eşitlik 4.6 ve 4.7 ile hesaplanmaktadır.

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\min} \quad (4.5)$$

$$R_{OL} = (K_{OL} - K_{\min}) / \Delta K_{\text{eff}} \quad (\text{Pozitif aşırı yük}) \quad (4.6)$$

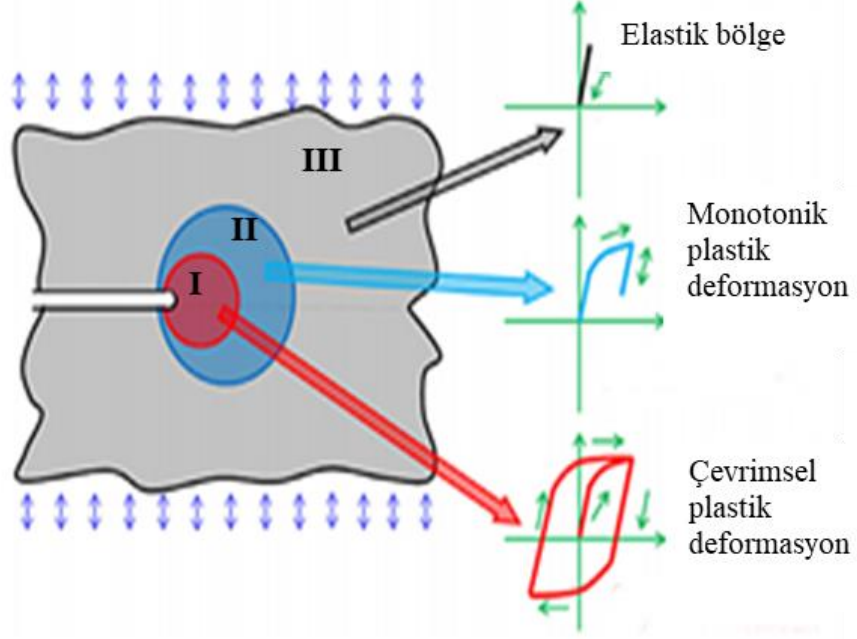
$$R_{OL} = (K_{\max} - K_{OL}) / \Delta K_{\text{eff}} \quad (\text{Negatif aşırı yük}) \quad (4.7)$$



Şekil 4.6 Aşırı yük tipleri, a) Pozitif aşırı yük, b) Negatif aşırı yük (Laseure vd. 2015).

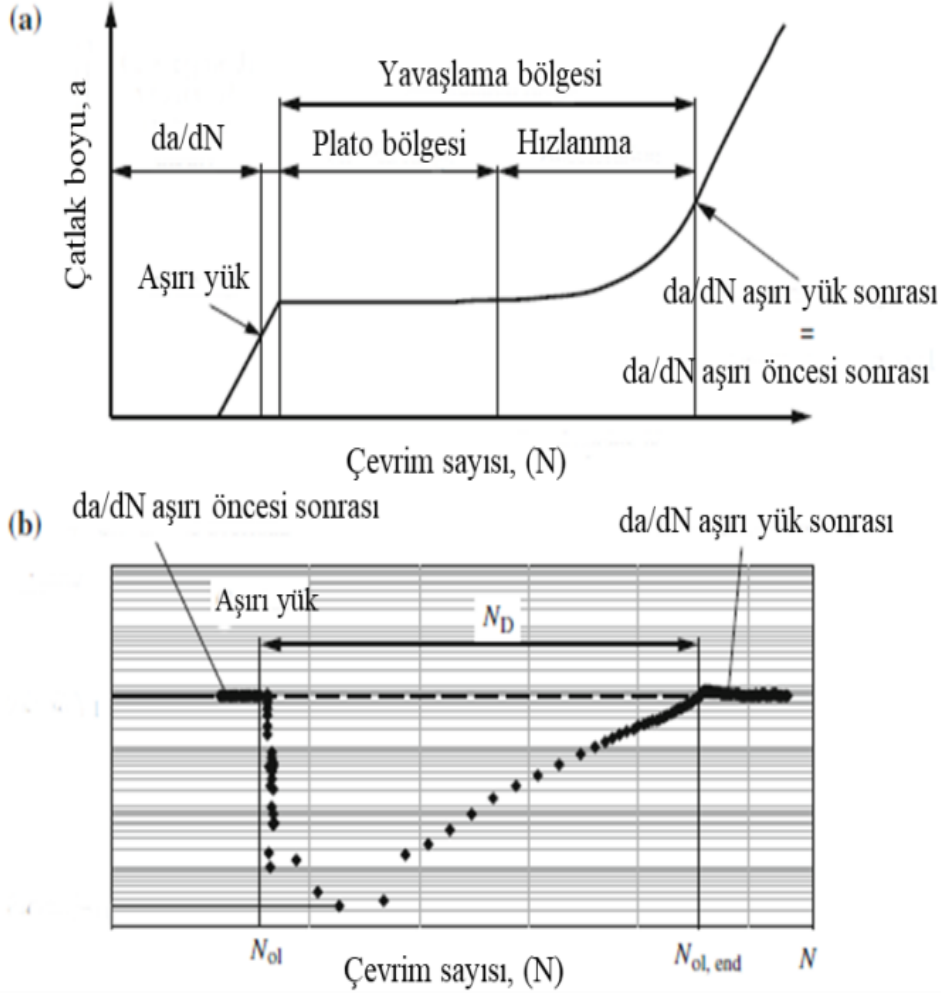
Bu şekilde aşırı yük uygulanmış malzemede çatlak önünde oluşan bölgelerin şematik gösterimi Şekil 4.7’de verilmiştir. I. Bölge çevrimsel yükleme sonrasında meydana gelen plastik deformasyon bölgesidir. Bu bölgede histerizis eğrisi oldukça ayırt edilebilirdir. Ayrıca bu bölgenin büyüklüğünde gerilme şiddet faktörü ve gerilme oranı oldukça belirleyicidir. II. Bölge monotonik yükleme esnasında oluşan monotonik plastik deformasyon bölgesidir. III. Bölge ise tamamıyla elastik deformasyondan oluşan elastik bölgedir (Paul ve Tarafder 2013).

Aşırı yük sonrasında oluşan yavaşlama etkisi yükleme çeşidine, gerilme şiddeti faktörüne, aşırı yükün büyüklüğüne, aşırı yükün sayısına, sabit genlikli yükleme oranına, numune kalınlığına, malzemenin akma dayanımına, gerilme sertleşmesi katsayısına ve kırılma tokluğuna bağlıdır (Dai vd. 2013). Bu değişkenlere bağlı olarak aşırı yük sonrasında çatlak önünde çeşitli mekanizmalar oluşabilmektedir. Bu mekanizmalar plastik bölgeye bağlı kapanma, çatlak uç bölgesindeki bası artı gerilmeleri, çatlak ucundaki kütleşme, çatlak dallanması ve çatlak ucundaki pekleşmedir (Beden vd. 2009, Bettaleb vd. 2013).



Şekil 4.7 Aşırı yük sonrası çatlak önündeki farklı bölgelerin şematik gösterimi (Paul ve Tarafder 2013).

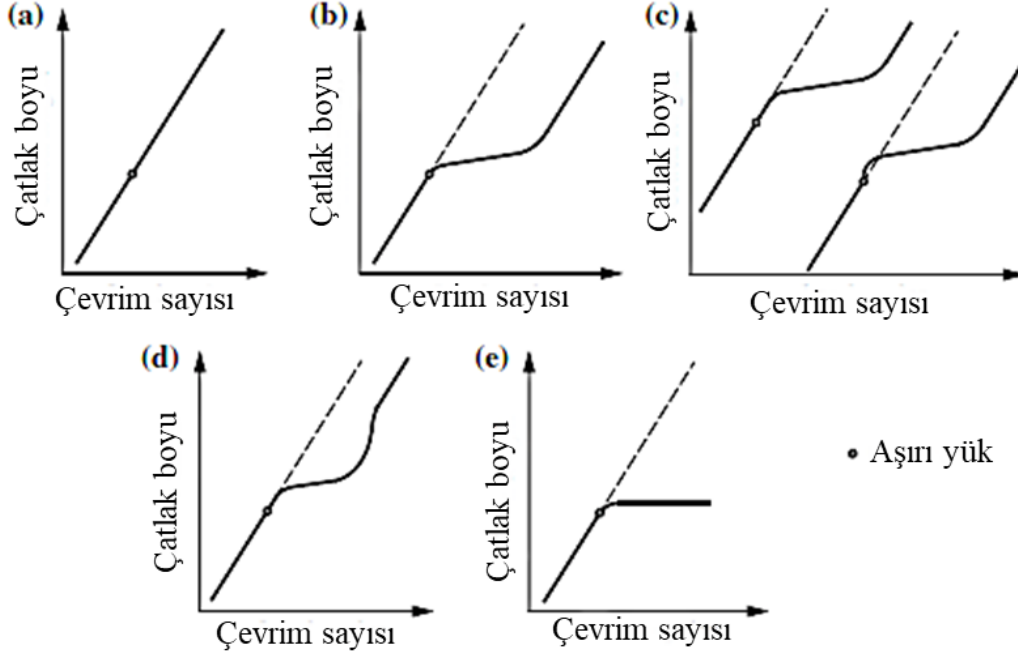
Aşırı yük sonrası yorulma çatlak ilerleme grafiği iki bölgeden oluşur (Şekil 4.8). Bunlar yorulma çatlak ilerlemesinin minimum seviyede olduğu veya tamamen durduğu plato bölgesi ve bu bölgeyi takip eden çatlak hızlandığı bölgedir. I. Bölgede çatlak, çatlak önünde meydana gelen yorulma çatlaklarını yavaşlatıcı mekanizmalar nedeniyle yavaşlar ve bir süre bu şekilde devam eder. II. Bölge ise hızlanma bölgesidir ve çatlak önündeki yorulma çatlaklarının yavaşlamasına neden olan mekanizmaların etkisi kaybolur ve çatlak hızında artış gözlemlenir. Bu evredeki çatlak ilerleme hızındaki artış sabit genlikli yüklemeye durumdaki yorulma çatlak ilerleme hızına ulaşıncaya kadar devam eder (Richard ve Sander 2016). Bu durumun gerçekleşmesiyle aşırı yüklemenin yorulma çatlak ilerlemesine etkisi ortadan kalkmış olur.



Şekil 4.8 Aşırı yük sonrası yorulma çatlak ilerleme aşamaları (Richard ve Sander 2016).

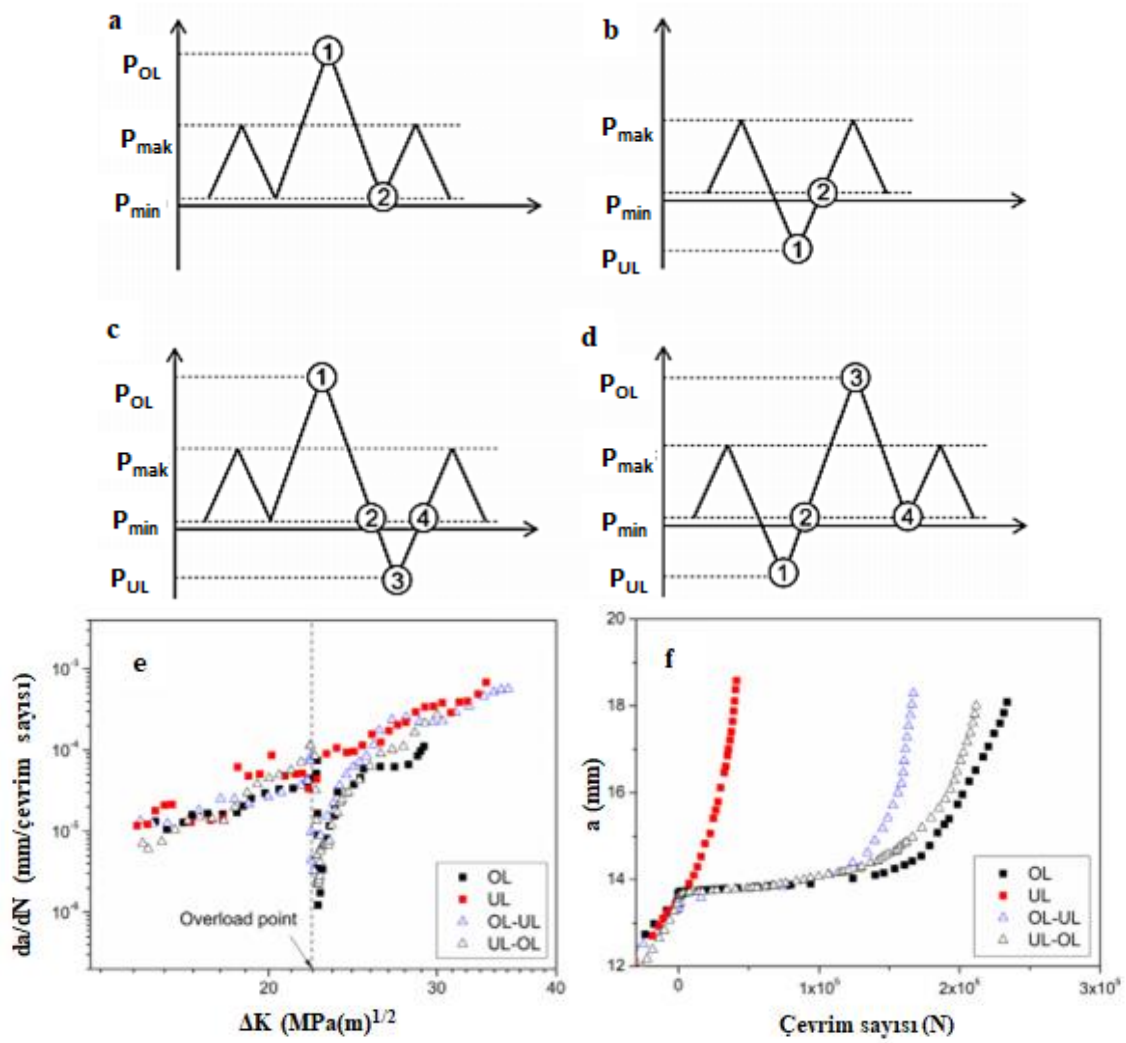
Yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde, aşırı yük uygulanmasından sonra çatlak ilerlemesi davranışları Şekil 4.9'da verilen tiplerde oluşabilmektedir (Richard ve Sander 2016). Aşırı yük uygulanmasından sonra yorulma çatlak ilerleme hızında bir değişim oluşmayabileceği (Şekil 4.9a) gibi aşırı yük sonrasında çatlak ilerlemesi yavaşlayabilmektedir (Şekil 4.9b). Şekil 4.9c'de görüldüğü çatlak ilerlemesi belli bir çevrim aynı hızda devam ederek daha sonra yavaşlayabilir veya aşırı yük sonrası hızlanarak daha sonra yavaşlayabilir. Literatürde birçok sünek malzemede çekme aşırı yükünden sonra yorulma çatlak ilerlemesi davranışının Şekil 4.9c'de görüldüğü şekilde gerçekleştiği görülmektedir (Yumak ve Aslantas 2019). Şekil 4.9d'de görüldüğü gibi aşırı yük sonrası yavaşlama ardından tekrar hızlanarak aşırı yük öncesi çatlak ilerleme hızına ulaşabilir. Bazı durumlarda ise aşırı yük oranına bağlı olarak aşırı yük uygulanan

bölgede oluşan plastik deformasyon bölgesinin etkisiyle çatlak ilerlemesi 10^7 çevrim sonrasında dahi ilerleme göstermez ve çatlak ilerlemesi tamamen durur (Şekil 4.9e).



Şekil 4.9 Aşırı yük sonrası yorulma çatlak ilerleme tipleri (Richard ve Sander 2016).

Bu konuyla ilgili olarak Chen vd. (2018) Ti-6Al-4V alaşımına çeşitli tiplerde aşırı yük uygulamış ve aşırı yük sonrası yorulma çatlak ilerlemesi davranışlarını incelenmiştir. Aşırı yükler negatif aşırı yük (UL), pozitif aşırı yük (OL), pozitif-negatif ardışık aşırı yük (OL-UL) ve negatif-pozitif aşırı yük (UL-OL) olarak uygulanmıştır. Negatif aşırı yük sonrasında hemen hemen hiçbir etki görülmezken, pozitif aşırı yük uygulanan numunede aşırı yük sonrası yorulma çatlak ilerlemesi belirgin şekilde yavaşlamıştır. Böylelikle negatif aşırı yük sonrası Şekil 4.9a'da görülen ve pozitif aşırı yük sonrasında Şekil 4.9c'de görülen tipte yorulma çatlak ilerlemesi elde edilmiştir. Ayrıca yine ardışık olarak uygulanan negatif ve pozitif aşırı yüklerinde de Şekil 4.9c'de görülen yorulma çatlak ilerlemesi gözlemlenmiştir. Yorulma çatlak ilerlemesi oranları kıyaslanacak olursa, Şekil 4.10(a-d)'da görüldüğü gibi 4 farklı tür aşırı yük uygulanmasıyla en fazla aşırı yük sonrası yavaşlama etkisi pozitif aşırı yükünün uygulandığı numunede görülmüştür. Aşırı yük sonrası en az yavaşlama ise negatif aşırı yükünün uygulandığı numunede elde edilmiştir.



Şekil 4.10 Aşırı yük tipleri, a) Pozitif aşırı yük (OL), b) Negatif aşırı yük (UL), c) Pozitif-negatif aşırı yük (OL-UL), d) Negatif-pozitif aşırı yük (UL-OL), e) Farklı aşırı yüklemeye tiplerinin da/dN - ΔK grafiği, f) Farklı aşırı yüklemeye tiplerinin a - N grafiği Chen vd. (2018).

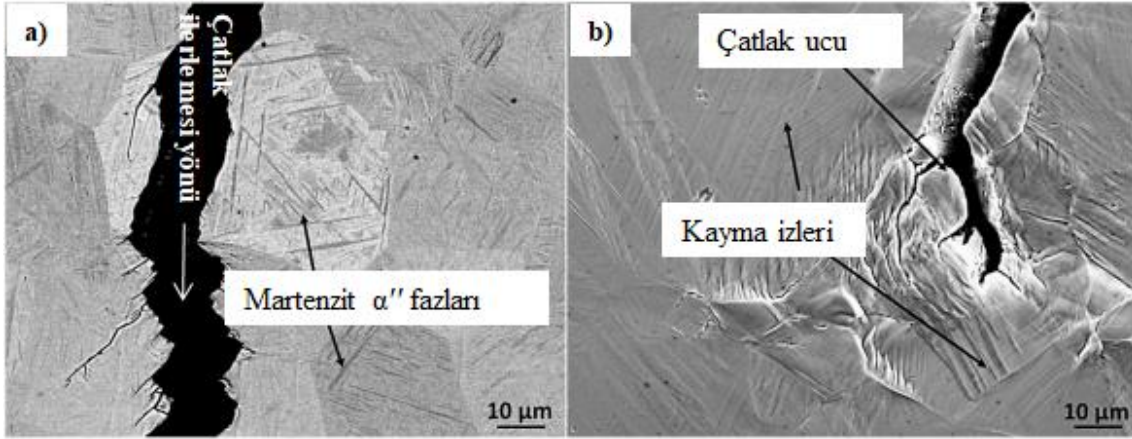
4.3 Metastabil Beta Titanyum Alaşımlarının Yorulma Davranışı

Metastabil β titanyum alaşımlarında yorulma çatlak ilerlemesi hızını tane boyutu, α_{TS} fazları, çökeltiden yoksun bölgeler, ω_{iso} fazları, α fazlarının boyutu, dağılımı ve hacimsel oranı belirlemektedir (Benjamin ve Nageswara Rao 2017). T_{β} sıcaklığının altındaki veya üstündeki sıcaklıklarda solüsyona alınıp yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde yumuşak α_{TS} fazları oluşmaktadır (Santhosh vd. 2017). α_{TS} fazlarının, α fazı çökelmiş matrise göre daha yumuşak yapıda olmaları nedeniyle çatlak öncelikli olarak bu bölgelerde oluşmaktadır (Jha ve Ravichandran 2000). α_{TS} fazları aracılığıyla

oluşan çatlak bu yumuşak bölgeleri takip ederek hızla ilerler ve malzemenin yorulma çatlak ilerlemesi direnci düşer.

Çökeltiden yoksun bölgelerde α_{TS} fazları gibi yumuşak yapıları nedeniyle çatlak başlangıcı direncini azaltır (Schmidt vd. 2011). Reck vd. (2019) yaptıkları çalışmalarında çökeltiden yoksun bölgelerin yüksek oranda plastik deformasyona neden olarak dislokasyon hareketlerini arttırdığını gözlemlemiştir. Tane boyutundaki küçülme ise kayma uzunluğunu azaltarak yorulma çatlak başlangıcına karşı direncin artmasına neden olur (Benjamin ve Nageswara Rao 2017).

Reck vd. (2019), tarafından yapılan çalışmada, Ti-40Nb metastabil β titanyum alaşımına 300°C gibi düşük bir sıcaklıkta tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanarak ω_{iso} fazlarından oluşan bir mikro yapı elde edilmiştir. Ayrıca çalışmada solüsyona alınmış numunenin ve tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunenin yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları karşılaştırılmıştır. Sonuç olarak, Ti-40Nb metastabil β titanyum alaşımının yaşlandırma işlemiyle birlikte yorulma dayanımını %30 arttığı görülmüştür. Yapılan çalışmada solüsyona alınmış numunede çatlak ucunda yüksek yük değerlerinde gerilmeye bağlı olarak α'' martenzit fazı oluşmuştur (Şekil 4.11a). Bu nedenle yüksek gerilme değerlerinde çatlak önündeki deformasyon α'' martenzit fazları ve martenzit faz oluşumunu takip eden kayma bantları tarafından kontrol edilmiştir (Şekil 4.11b). 300°C'de uygulanan yaşlandırma işleminde, ω_{iso} fazlarının çökelme sertleştirici etkisi, gerilmeye bağlı martenzit α'' fazlarının oluşmasını baskılanmış ve ω_{iso} fazları deformasyon ikizlenmelerinin önünde bariyer görevi görmüştür. Fakat ω_{iso} fazları tüm mikro yapıda uniform oluşmamış, özellikle çatlak uç noktasında çökeltiden yoksun bölgeler meydana gelmiştir. Bu bölgeler, dislokasyonların hareketlerini arttırmış ve yüksek plastik deformasyon meydana gelmiştir.



Şekil 4.11 Solüsyona alınmış Ti-40Nb alaşımında yorulma hasarı oluşumu, a) Çatlak ilerleme doğrultusu, b) Çatlak uç noktası (Reck vd. 2019).

Santhosh vd. (2015) tarafından yapılan çalışmada ise Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımına dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla, deformasyon sertleşmesi artmış, daha iyi mukavemet-süneklik kombinasyonu elde edilmiştir. Ayrıca dubleks yaşlandırma işleminin uygulanmasıyla, ince, yüksek hacimsel oranda ve uniform dağılan α fazlarının oluşumu, α_{TS} ve çökeltiden yoksun alanların ortadan kalkması yüksek çevrim yorulma ömrünü 4 kat artırmıştır. Görüldüğü gibi dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla birlikte, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr metastabil β titanyum alaşımlarının yorulma dayanımı belirgin bir şekilde artmıştır.

Cho vd. (2019) tarafından yapılan bir diğer çalışmada ise metastabil β titanyum alaşımlarında yorulma hasarının oluşumu ve deformasyon ikizlenmelerinin yorulma dayanımına etkisi araştırılmıştır. Çalışma sonucunda, $\{332\}\langle 113 \rangle$ deformasyon ikizlenmesinin döngüsel deformasyon sırasında dislokasyonların birikmesini önlediği ve böylece yorulma çatlaklarının oluşmasını geciktirdiği görülmüştür. Ayrıca, çatlak ucu çevresinde $\{332\}\langle 113 \rangle$ deformasyon ikizlerinin oluşması, çatlak ucundaki gerilme konsantrasyonunu azaltmış ve çatlak yayılma yönünü değiştirerek çatlak ilerleme hızını azaltmıştır.

Schmidt vd. (2011) ise çalışmalarında tek basamaklı yaşlandırma işleminin çökeltiden yoksun alanlara neden olarak yorulma çatlakları oluşumunu hızlandırdığı gözlemlemiştir. Dubleks yaşlandırma işlemi bu alanların oluşumunu ortadan kaldırarak yorulma çatlak

oluşumunu geciktirmiştir. Yaşlandırma işlem sıcaklığının yorulma çatlak ilerlemesi davranışlarına etkisi incelendiği çalışmada Ti-10V-2Fe-3Al alaşımına α yaşlandırma (yüksek sıcaklıkta) ve ω yaşlandırma (düşük sıcaklıkta) işlemi uygulanmıştır. Bu çalışmada α yaşlandırma işlemi uygulanan numunede pürüzlülüğe bağlı çatlak kapanması, ω yaşlandırma işlemi uygulanan numuneye kıyasla oldukça küçük bulunmuştur (Jha ve Ravichandran 2000). Diğer bir çalışmada ise Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr alaşımının yüksek çevrim yorulma davranışları α çökelti tiplerinin oluşumu açısından incelenmiştir (Campanelli vd. 2016). Çalışmada ince ve homojen dağılan α fazlarının matrisi sertleştirerek yorulma dayanımını arttırdığı görülmüştür. Çalışmada elde edilen bir diğer sonuçta yüzeyde ve yüzey altında meydana gelen çatlak oluşumunun α_{TS} ile doğrudan alakalı olduğudur. Sasaki vd. (2017) tarafından yapılan çalışmada ise düşük sıcaklıklarda uzun sürelerde uygulanan yaşlandırma işleminin Ti-17 (Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr) alaşımının yorulma çatlak ilerlemesi hızına etkisi incelenmiştir. Çalışmada Ti-17 alaşımına 450°C’de 1000 saat ve 10.000 saat yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Yaşlandırma işlem süresinin artmasıyla birlikte alaşım gevrekleşmiş ve yorulma çatlak ilerlemesi hızı artmıştır. Ayrıca bu çalışmada da α_{TS} ve çökeltiden yoksun bölgelerin alaşımın yorulma çatlak ilerlemesi direncini düşürdüğü gözlemlenmiştir. Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al yüksek çevrim yorulma dayanımına tane boyutunun etkisi incelenmiştir (Chait ve De Sisto 1977). Çatlakların, döküm boşlukları ve birleşme noktaları nedeniyle β tane sınırında başladığı ve büyüdüğü gözlemlenmiştir. Farklı tane büyüklüğüne sahip malzemelerin S-N yorulma eğrilerinin karşılaştırılması, β tane büyüklüğünün, metastabil β titanyum alaşımlarının yorulma mukavemetinin belirlenmesinde oldukça etkili olduğunu göstermiştir. Çökeltme sertleşmesi işlemi uygulanmış Ti-7Mo-3Nb-3Cr-3Al alaşımının yorulma dayanımı araştırılmıştır (Wu vd. 2020). Yapılan testlerde gerilme değerinin azalmasıyla yorulma ömrünün arttığı ve yorulma çatlaklarının solüsyona alınmış β fazlarından oluşan numunede β tane sınırlarında ilerlediği görülmüştür.

Peters ve Lütjering (2001) yapmış oldukları çalışmalarında, α - β Ti-6Al-4V alaşımın ve Ti-5Al-2Sn-4Zr-4Mo-2Cr-1Fe (β -Cez) metastabil β titanyum alaşımının yorulma çatlak ilerlemesi davranışlarını kıyaslamıştır. Yapılan çalışmada Ti-5Al-2Sn-4Zr-4Mo-2Cr-1Fe alaşımının yüksek çevrim yorulma dayanımının Ti-6Al-4V alaşımından daha yüksek olduğu görülmüştür.

Lee vd. (1984) ise metastabil β titanyum alaşımlarında, tek bir aşırı yük ve çoklu aşırı yük durumunda çatlak önünde meydana gelen plastik deformasyon bölgelerini incelemiştir. Aşırı yük sonrasında çatlak ilerlemesi hızındaki değişimler çatlak önünde meydana gelen plastik deformasyon bölgesi ve bu bölgenin ilerleyen çevrimlerde ortadan kalkmasıyla açıklanmıştır.

Stephens vd. (1998) tarafından yapılan çalışmada ise Ti-15Mo-2,7Nb-3Al-0,2Si (β -21S) ve Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo-2Cr (Ti-62222) metastabil β titanyum alaşımlarına sabit genlikli ve aşırı yüklemeli yorulma çatlak ilerlemesi testleri oda sıcaklığında ve 175°C'de uygulanmıştır. Her iki sıcaklıkta da yorulma çatlak ilerlemesi direnci Ti-62222 alaşımında daha yüksek bulunmuştur. Aşırı yük uygulanmış yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları incelendiğinde, 175°C'de tek bir aşırı yük uygulanmış Ti-62222 numunesinde, aşırı yük sonrası üç kat daha fazla yavaşlama görülmüştür.

5. MATERYAL ve METOT

5.1 Isıl İşlem Basamaklarının Uygulanması

Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımı Baoji Litail adlı firmadan solüsyona alınmış olarak temin edilmiş, malzemeye ait sertifika Ek-1’de verilmiştir. Malzeme sertifikasında belirtilen değerler Atomik Emisyon Spektroskopisi analizinden elde edilen değerlerle karşılaştırılarak, alaşımın kimyasal kompozisyonundan emin olunmuştur. Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr metastabil β titanyum alaşımının kimyasal kompozisyonu Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1 Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının kimyasal kompozisyonu.

Ti	V	Al	Sn	Cr	Fe	C	N	H	O
Kalan	15,79	2,74	3,03	3,12	0,008	0,01	0,008	0,001	0,096

Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının β geçiş sıcaklığı (T_β) sertifika değerleri referans alınarak Eşitlik 5.1’de verilen ifade ile hesaplanmış, 740°C’e olarak bulunmuştur (Sha ve Malinov 2009).

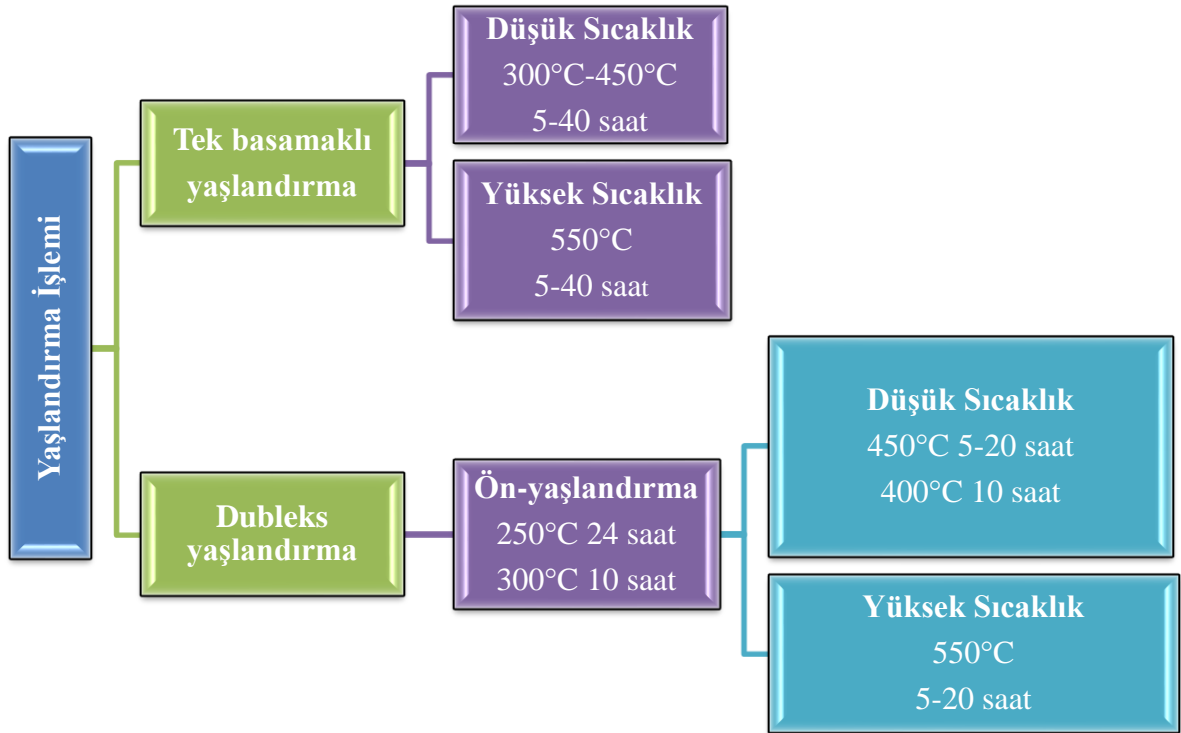
$$T_\beta(^{\circ}C) = 882 + 21,1[Al\%ağ.] - 9,5[Mo\%ağ.] + 4,2[Sn\%ağ.] - 6,9[Zr\%ağ.] - 11,8[V\%ağ.] - 12,1[Cr\%ağ.] - 15,4[Fe\%ağ.] + 23,3[Si\%ağ.] + 123[O\%ağ.] \quad (5.1)$$

Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımı T_β sıcaklığının (740°C) üzerinde 860°C’de 1,5 saat solüsyona alınarak, sadece β matristen oluşan bir mikro yapının elde edilmesi amaçlanmıştır. Solüsyona alma işlemi argon atmosferinde gerçekleştirilmiş, solüsyona alma işlemi ardından numune oda sıcaklığına hızla soğutulmuştur. Malzeme 100 mm çapında ve 1000 mm boyunda çubuk halinde tedarik edilmiştir. Isıl işlem uygulanacak çekme ve yorulma çatlak ilerlemesi testi numuneleri, 100 mm çapında ve 4 mm kalınlığındaki parçalardan tel erezyon ile kesilerek hazırlanmıştır.

Tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemleri, düşük sıcaklık (200-450°C) ve yüksek sıcaklık (550-700°C) olmak üzere iki farklı aralıkta uygulanmaktadır (Furuhara vd.

2001). Bu çalışmada tek basamaklı yaşlandırma işlemi 50°C aralıkla 300-550°C arasında 5, 10, 20 ve 40 saat uygulanmıştır.

Dubleks yaşlandırma işlemlerinde ise düşük sıcaklık ön yaşlandırma işlemi ardından, düşük ve yüksek sıcaklık ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Dupleks yaşlandırma işlemlerinde ön yaşlandırma işleminin alayımın mikro yapısal ve mekanik özelliklerine etkisinin incelenebilmesi için iki farklı sıcaklık ve süre belirlenmiştir. Dupleks yaşlandırma işlemlerinde ön-yaşlandırma işlemi α faz oluşumları için ara fazların oluşumlarını sağlayarak, ikinci basamakta oluşacak fazların daha ince, yüksek hacimsel oranda ve uniform dağılmasını sağlamaktadır. Bu nedenle ön yaşlandırma işlem sıcaklıkları seçilirken ara faz oluşumlarının en yoğun elde edilebileceği 250°C’de 24 saat ve 300°C’de 10 saat tercih edilmiştir (Furuhara vd. 2001, Santhosh vd. 2014). Uygulanan tüm yaşlandırma işlem basamaklarının şematik gösterimi Şekil 5.1’de verilmiştir.



Şekil 5.1 Tek basamaklı ve dupleks yaşlandırma işlem basamaklarının şematik gösterimi.

Yaşlandırma işlemlerinde sıcaklık ve sürenin yanında ısıtma hızı da metastabil β

titanyum alaşımlarının mekanik özelliklerini belirlemektedir. Contrepois vd. (2011) tarafından yapılan çalışmada, düşük ısıtma hızlarında ($<10^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$) α fazlarının küçük boyutta ve uniform olduğu ayrıca nano boyutta ω_{iso} fazlarının olduğu görülmüştür. Yapılan bir diğer çalışmada ise düşük ısıtma hızının α fazlarının hacimsel oranını arttırdığı gözlemlenmiştir (Ivasishin vd. 2008). Bu nedenle tez çalışmasında, alaşım $5^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$ düşük hızla yaşlandırma sıcaklığına ısıtılmış, bu sıcaklıkta işlem süresi kadar bekletilmiş ve fırın ortamında soğutulmuştur. Tüm yaşlandırma işlem basamakları argon atmosferinde gerçekleştirilmiştir.

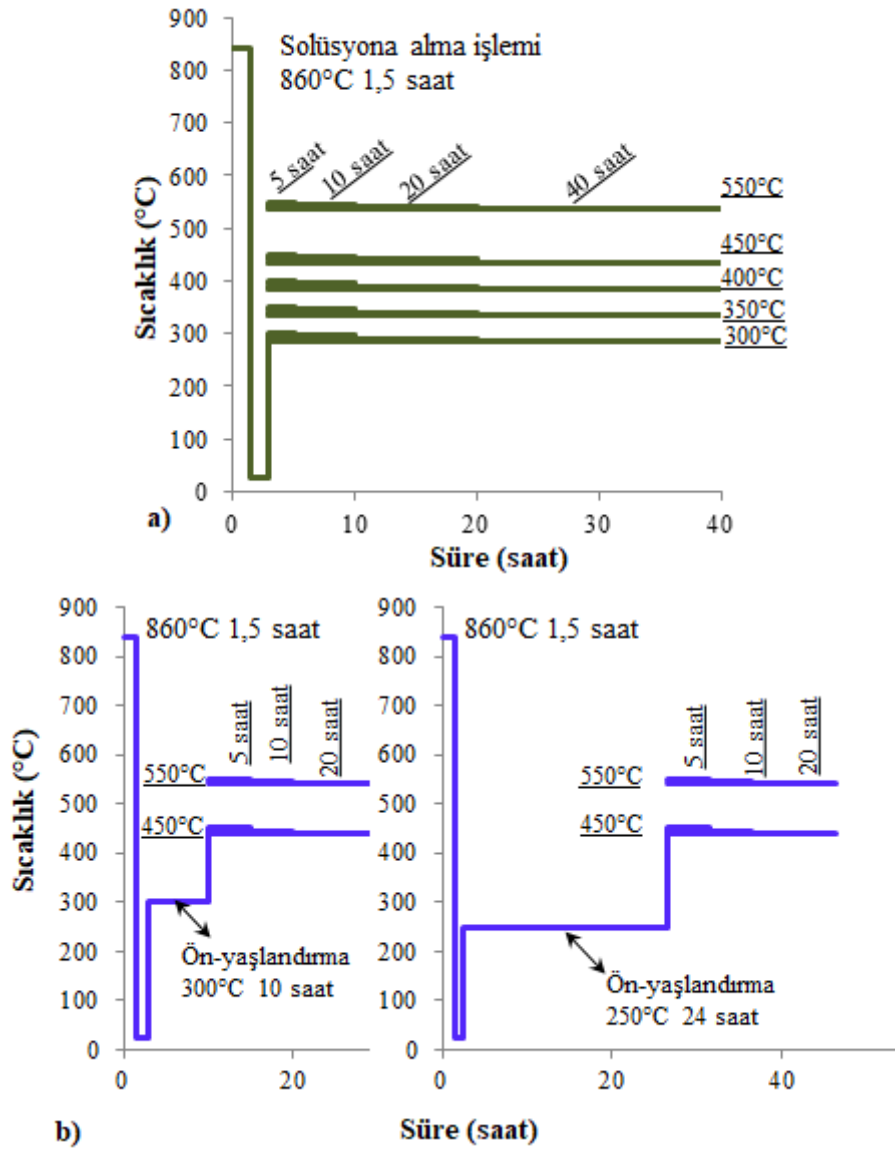
Test sonuçları incelenirken olası karışıklıkların giderilebilmesi için Çizelge 5.2’de verilen kodlama sistemi kullanılmıştır. Solüsyona alınmış numune “SA” olarak kodlanmıştır. Tek basamaklı yaşlandırma işlemlerinde, önce yaşlandırma sıcaklığı, ardından yaşlandırma süresi yazılarak kodlama yapılmıştır. Örneğin 550°C ’de 10 saat tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numune 550/10 olarak kodlanmıştır.

Dubleks yaşlandırma işlemlerinde ise kodlamalar yapılırken, ısıl işlemlerin uygulanma sırası dikkate alınmıştır. Ön yaşlandırma işlemleri 250°C 24 saat “I” şeklinde, 300°C 10 saat ise “II” şeklinde kısaltılmıştır. 250°C 24 saat ön yaşlandırma ardından 550°C ’de 10 saat dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan numune, I-550/10 olarak kodlanmıştır. Aynı şekilde 300°C 10 saat ön yaşlandırma işlemi ardından 550°C ’de 10 saat ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numune ise II-550/10 olarak kodlanmıştır. Dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan numuneler değerlendirilirken, tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numuneler referans alınmıştır. Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numune ve aynı sıcaklık ve sürede ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numune kıyaslanmıştır. Böylece ön yaşlandırma işlemlerinin alaşımın çekme, sertlik, mikro yapısal ve yorulma özelliklerine etkisi belirlenmiştir.

Çizelge 5.2 Isıl işlem uygulanmış numune gruplarının kodlaması.

Isıl işlem grupları	Isıl İşlem		Kodlama Sistemi
	Sıcaklık	Süre	
Solüsyona alma işlemi	860°C	1,5 saat	SA
Tek basamaklı yaşlandırma işlemi	300°C	5,10, 20 ve 40 saat	Tek basamaklı yaşlandırma işlemi (Yaşlandırma sıcaklığı/süresi) <i>(550°C'de 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numune, 550/20)</i>
	350°C		
	400°C		
	450°C		
	550°C		
Ön-yaşlandırma	250°C	24 saat	250°C/24 saat (I)-İkinci basamak yaşlandırma işlemi sıcaklığı/süresi
	300°C	10 saat	<i>(250°C'de 24 saat ardından 550°C'de 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numune, I-550/20)</i>
Dubleks yaşlandırma işlemi	İkinci basamak yaşlandırma	400°C	10 saat
		300°C/10 saat (II)- İkinci basamak yaşlandırma işlemi sıcaklığı/süresi	
		450°C	5, 10 ve 20 saat
550°C	<i>(300°C'de 10 saat ardından 550°C'de 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numune, II-550/20)</i>		

Tez çalışmasında uygulanan ısıl işlem basamaklarının şematik bir gösterimi Şekil 5.2'de verilmiştir.



Şekil 5.2 Isıl işlem basamaklarının şematik gösterimi, a) Tek basamaklı yaşlandırma işlemleri, b) Dubleks yaşlandırma işlemleri.

5.2 Yorulma Çatlak İlerlemesi Testlerinin Uygulanması

Yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde, C(T) tipi yorulma numunesi seçilerek E-647 ASTM standardına uygun olarak hazırlanmıştır (ASTM 2008). C(T) kompakt çekme numunesinin çekme-basma testlerinde, çatlak uç noktasında ortaya çıkan düzensizlikler nedeniyle kullanımı tavsiye edilmemektedir (ASTM 2008). Bu nedenle yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde sadece çekme yüklemesi uygulanmıştır.

Numune boyutları, B numune kalınlığı ve W numune genişliği olmak üzere, E-647 ASTM standardında verilen limitler içerisinde birbirinden bağımsız olarak burkulma ve çatlak önünde çeşitli eğriliklerin oluşmamasına dikkat edilerek belirlenmiştir. Bu iki büyüklük arasındaki ilişki standarda uygun olarak $W/20 \leq B \leq W/4$ olarak tayin edilmiştir. Numunelerin geçerli ve doğru bir şekilde test edilebilmesi için sabit genlikli yükleme testlerinde uygulanan tüm yük değerlerinde numunenin elastik davranış gösteriyor olması gerekmektedir. Bu nedenle Eşitlik 5.2’de verilen formülasyonun sağlanması gerekmektedir.

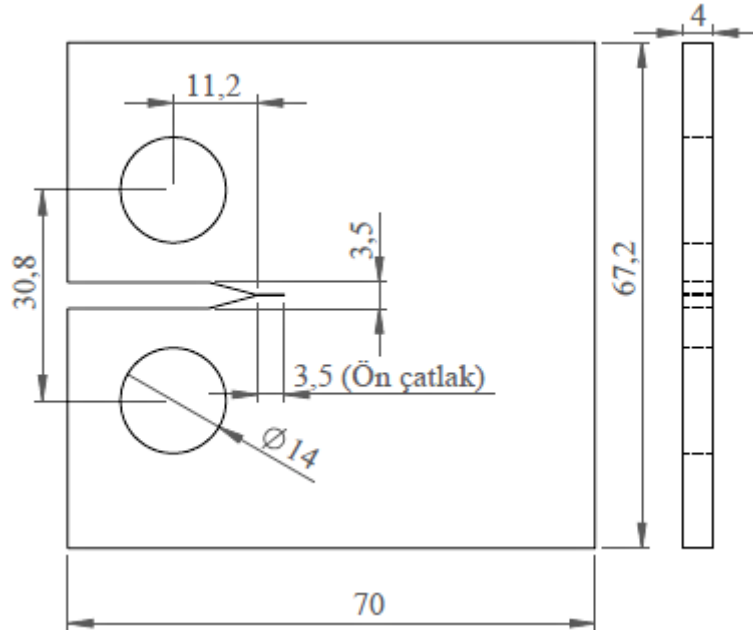
$$(W - a) \geq \left(\frac{4}{\pi}\right) \left(\frac{K_{maks}}{\sigma_{ak}}\right) \quad (5.2)$$

(W-a): Numune üzerinde bulunan çentiksiz bölümün uzunluğu

K_{maks} : Maksimum gerilme şiddeti faktörü

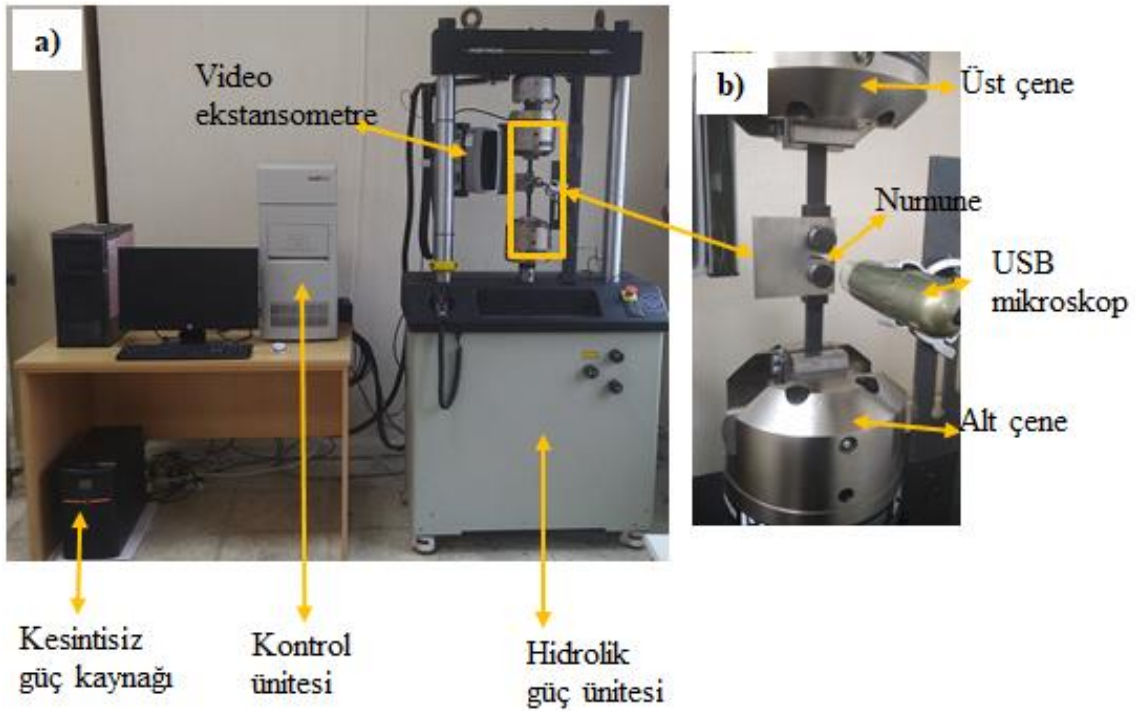
σ_{ak} : Akma dayanımı

Deneyleerde kullanılan C(T) numunesinin ölçüleri Şekil 5.3’de verilmiştir. Standarda uygun olarak hazırlanan numunelerde, çentikler tel erezyonla açılarak hazırlanmıştır.



Şekil 5.3 C(T) tipi yorulma numunesi (Birimler mm cinsinden verilmiştir).

Yorulma testleri, Instron marka 8801 model yorulma test cihazında gerçekleştirilmiştir (Şekil 5.4). Deney cihazı hidrolik bir sistemle desteklenmiş olup bilgisayar kontrollü olarak çalışmaktadır (Şekil 5.4a). Cihazda uygulanacak maksimum ve minimum yüklerin yanı sıra frekans değerleri de girilerek deney başlatılmaktadır. Testler sırasında yorulma çatlaklarının takibi için dijital kontrollü bir gezer USB mikroskop kullanılmıştır (Şekil 5.4b). Elde edilen çatlak uzunluğuna karşılık çevrim sayıları kaydedilmiştir. Numune üzerinde ön ve arka yüzeyden çatlak boyu ölçümü alınmış, bu iki değer ortalaması alınarak nihai çatlak uzunluğu bulunmuştur.



Şekil 5.4 Yorulma test düzeneği, a) Instron 8801 model yorulma test cihazı, b) Alt ve üst çeneler, numunenin çenelere sabitlenmesi ve USB mikroskop.

Elde edilen çatlak boyları ve tekrarlı olarak uygulanan yükler dikkate alınarak çatlak ucunda meydana gelen gerilme şiddeti faktörü (ΔK) Eşitlik 5.3 yardımıyla hesaplanmıştır.

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \left(\frac{2+\alpha}{1-\alpha} \right)^{\frac{3}{2}} (0,886+4,64\alpha-13,32\alpha^2+14,72\alpha^3-5,6\alpha^4) \quad (5.3)$$

Burada $\alpha=a/W$ eşittir. ΔP yükteki değişim, B numunenin kalınlığı, W numunenin genişliği, a ise çatlak boyudur. ΔP 'nin hesaplanması ise R yük oranına bağlı olarak, P_{min} minimum yük ve P_{mak} maksimum yük olmak üzere Eşitlik 5.4 ve Eşitlik 5.5'de verilen ifadelerle hesaplanmıştır. R yük oranı ise Eşitlik 5.6'da verilen ifadeyle hesaplanmıştır.

$$\Delta P = P_{mak} - P_{min} \quad (R > 0 \text{ için}) \quad (5.4)$$

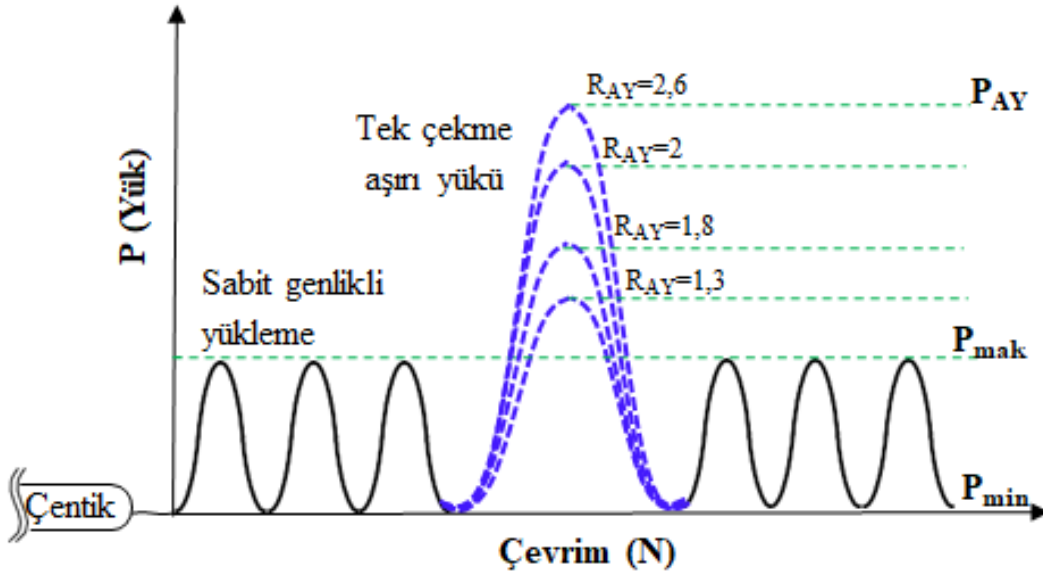
$$\Delta P = P_{mak} \quad (R \leq 0 \text{ için}) \quad (5.5)$$

$$R = \frac{P_{min}}{P_{max}} \quad (5.6)$$

Yorulma çatlak ilerlemesi testlerine başlamadan önce çentik önünde ön çatlak oluşturulmuştur. Tüm numunelerde ön çatlak standarda uygun olarak yük azaltma metodu kullanılarak oluşturulmuştur (ASTM 2008). Eşik gerilme şiddeti faktörünün değişimi (ΔK_{th}) değeri da/dN değerinin 10^{-10} m/çevrim değerine karşılık gelen ΔK değeri olarak hesaplanmıştır. Yorulma çatlak ilerlemesi testleri $R=0,1$ gerilme oranında ve 5 Hz frekansta uygulanmıştır. Ayrıca testler yük kontrollü olarak laboratuvar ortamında ve oda sıcaklığında sinüsoidal dalga formu uygulanarak yapılmıştır.

Aşırı yüklemeli yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde, aşırı yük oranı (R_{AY}) Eşitlik 5.7'de verilen ifade yardımıyla hesaplanmıştır. Şekil 5.5'de aşırı yükleme durumunun şematik gösteriminde, sabit genlikli yükleme durumunda uygulanan maksimum kuvvet P_{mak} ve aşırı yükleme durumundaki maksimum kuvvet P_{AY} olarak gösterilmektedir. Aşırı yüklemeli yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde, ilk olarak sabit genlikli yükleme uygulanmış ardından tek bir aşırı çekme yükü uygulanmıştır. Aşırı yük altında numune kopana kadar testlere sabit genlikli yükleme altında devam edilmiştir.

$$R_{AY} = \frac{P_{AY}}{P_{mak}} \quad (5.7)$$



Şekil 5.5 Aşırı yüklenme durumunun şematik gösterimi.

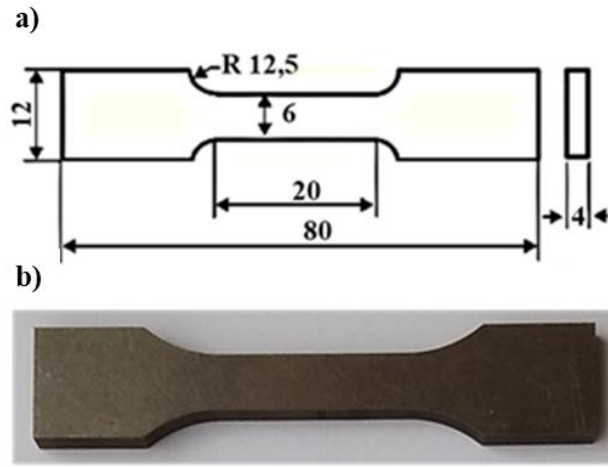
5.3 Mekanik Testler ve Mikro Yapı İncelemeleri

Çekme testleri ASTM E8M standardına uygun olarak hazırlanmıştır (ASTM 2000). Testler 1 mm/dak. yükleme hızıyla Instron marka üniversal 100kN kapasiteli çekme-yorulma test cihazıyla yapılmış, her bir test üç kez tekrarlanmış ortalama sonuçlar dikkate alınmıştır. Çekme testi uygulanan numune ve numune ölçüleri Şekil 5.6'da verilmiştir. Test sonuçlarında tutarsızlık olması durumunda testler tekrarlanmıştır. Deneysel sonuçlarında akma mukavemeti %0,2'lik uzamaya karşılık gelen gerilme değeri olarak hesaplanmıştır. Uzama miktarı ise video ekstansometre kullanılarak test esnasında ölçülmüştür.

Vickers mikrosertlik ölçümleri 50g yük altında, 10 saniye yük uygulayarak gerçekleştirilmiştir. Sertlik değerleri on farklı noktadan ölçülmüş ve ortalamaları alınmıştır.

Mikro yapısal incelemeler ve faz dönüşümleri optik mikroskop, Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) ve X Işınları Kırınımı tekniğiyle incelenmiştir. Numuneler SEM analizi ve optik mikroskop incelemesi için metalografik numune hazırlama tekniklerine uygun olarak hazırlanmış, son aşamada 1µm alümina solüsyonu ile parlatılmıştır.

Dağlayıcı olarak ise 2 ml HF, 2 ml HNO₃ ve 100 ml H₂O solüsyonu kullanılmıştır. Dağlama süresi 15-45 sn arasında değişen sürelerde uygulanmıştır. Çekme testlerinden sonra kopan numunelerin hasar yüzeyleri ve mikro yapı incelemeleri LEO 1430 VP model SEM ile analiz edilmiştir. Faz analizleri X-Işınları Kırınımı (XRD) yöntemi kullanılarak yapılmıştır. XRD analizi Bruker Marka D8 Advance Model difraktometrede kullanılarak ve 1°/dak. tarama hızında, 30-90° aralığındaki 2θ değerlerinde uygulanmıştır.

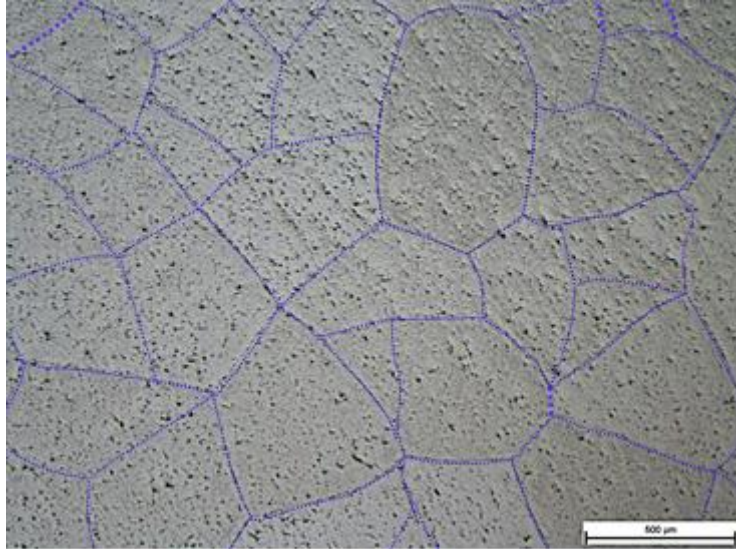


Şekil 5.6 Çekme test numuneleri, a) Çekme test numunesinin ölçüleri, b) Çekme test numunesi (Birimler mm cinsindedir).

6. TARTIŞMA ve SONUÇ

6.1 Mikro Yapı İncelemeleri

Tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanacak numuneler, öncesinde T_{β} sıcaklığının üzerinde β bölgesinde solüsyona alınmıştır. T_{β} sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda solüsyona alınan numunelerde, β tane boyutu büyürken, homojen HMK β matris elde edilmiştir. Solüsyona alınmış numunelerde ortalama tane boyutu $300\mu\text{m}$ olarak bulunmuştur (Şekil 6.1). Tane boyutunun büyümesine bağlı olarak dislokasyon hareketlerini engelleyici tane sınırları azalmakta ve malzemenin mukavemeti düşmektedir (Srinivasu vd. 2013). Aynı zamanda β bölgesinde solüsyona almak daha az stabil bir mikro yapının oluşmasına neden olmaktadır (Li vd. 2013). Bu durum yaşlandırma işlemlerindeki α faz oluşumları için daha büyük bir eğilim oluşmasına neden olarak, yaşlandırma işlem verimliliğini arttırmaktadır.

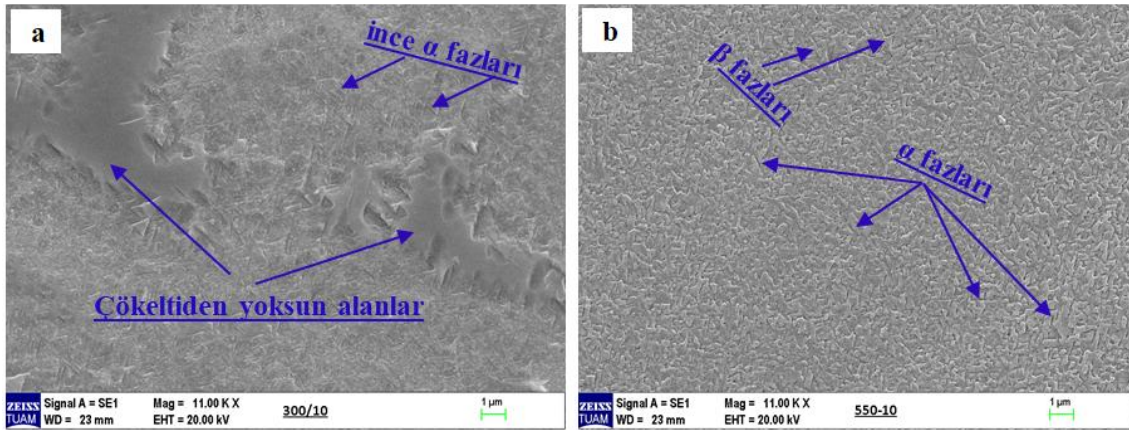


Şekil 6.1 Solüsyona alınmış numunenin mikro yapısı.

Solüsyona alınmış numunelere tek basamaklı yaşlandırma işlemleri, düşük ($300-450^{\circ}\text{C}$) ve yüksek (550°C) sıcaklık olmak üzere iki grupta ve dört farklı sürede (5, 10, 20 ve 40 saat) uygulanmıştır. Böylelikle yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin alaşımın mikro yapısına etkisi detaylı şekilde incelenmiştir.

Metastabil β titanyum alaşımlarına yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla birlikte stabil ve

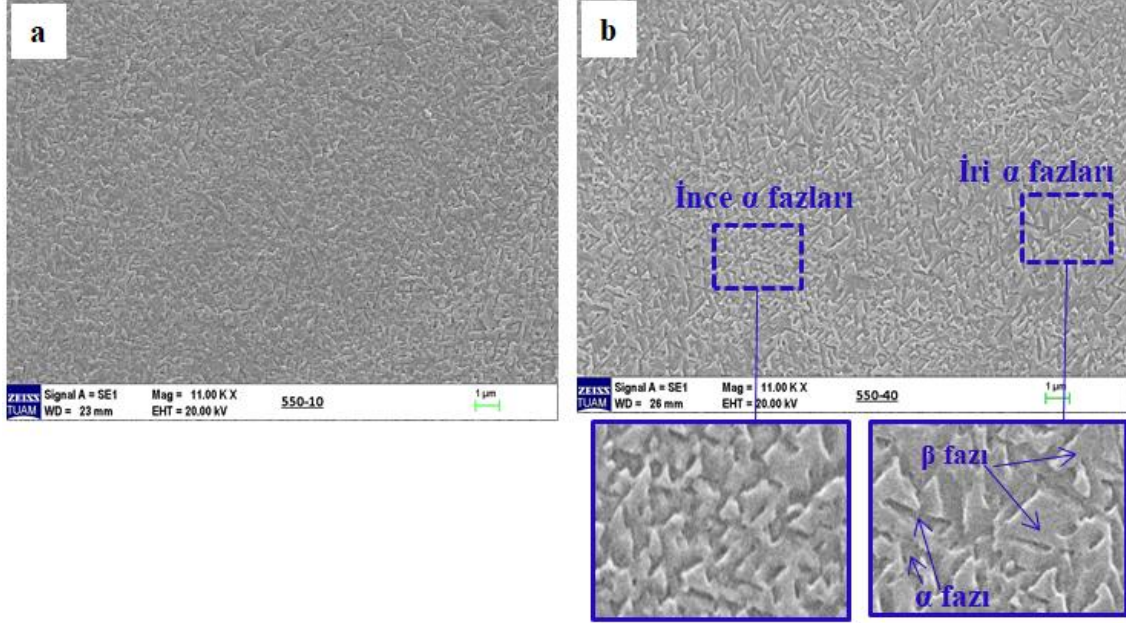
metastabil fazlar β matrise çökelmektedir (Ankem ve Seagle 1984). Düşük yaşlandırma sıcaklıklarında alaşım elementlerinin difüzyon hızı yavaşlar ve fazların büyümesi azalır. Yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında ise α fazlarının büyümesi için bir eğilim oluşur (Chou vd. 2015). Bu nedenle Şekil 6.2a’da görüldüğü gibi düşük sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi uygulanan 300/10 numunesinde, geniş çökeltiden yoksun alanlar oluşmuştur (Şekil 6.2a). Yaşlandırma sıcaklığının artması ve yaşlandırma kinetiğinin hızlanmasına bağlı olarak 550/10 numunesinde bu alanlar tamamen ortadan kalkmıştır (Şekil 6.2b). Ayrıca 300/10 numunesinde α fazları, 550/10 numunesine kıyasla daha küçük boyutta ve düşük hacimsel oranda oluşmuştur. α fazlarının boyutları MIPAR isimli mikro yapı analizi programıyla incelenmiş ve ortalama α fazı boyutları 550/10 numunesinde en ve boy olarak sıralı şekilde ortalama 105 nm ve 460 nm olarak bulunmuştur. 300/10 numunesinde ise en ve boy olarak sıralı şekilde ortalama 30 nm ve 320 nm olarak bulunmuştur.



Şekil 6.2 Yaşlandırma işlem sıcaklığının alaşımın mikro yapısına etkisi, a) 300/10, b) 550/10.

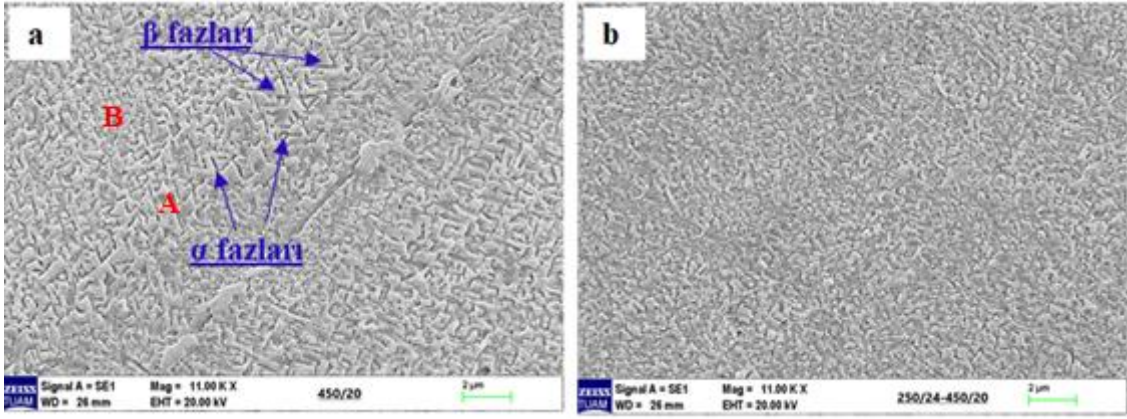
Yaşlandırma işlemlerinde, yaşlandırma sıcaklığı kadar yaşlandırma süreside fazların boyutlarına, oluşumlarına ve dağılımlarına etki etmektedir. Şekil 6.3’de 550°C’de 10 saat ve 40 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin mikro yapı görüntüleri verilmiştir. 10 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numunede α fazları uniform bir şekilde ve daha küçük boyutlarda oluşmuştur (Şekil 6.3a). Fakat yaşlandırma işlem süresinin 40 saate arttırılmasıyla birlikte ise α fazları büyümüş, fazların hacimsel oranı azalmış ve mikro yapıda düzensiz bir şekilde dağılmıştır. Şekil 6.3b’de görüldüğü gibi bazı bölgelerde ince α fazları elde edilirken, bazı bölgelerde α fazları daha büyük

boyutlarda çökelmiştir. 550/40 numunesinde ince α fazlarının gösterildiği bölgede ortalama α faz boyutu en ve boy olacak şekilde sıralı olarak 166 nm ve 488 nm olarak ölçülmüştür. İri α fazlarının çökeldiği bölgede ortalama faz boyutu ise 200 nm ve 980 nm olarak bulunmuştur.



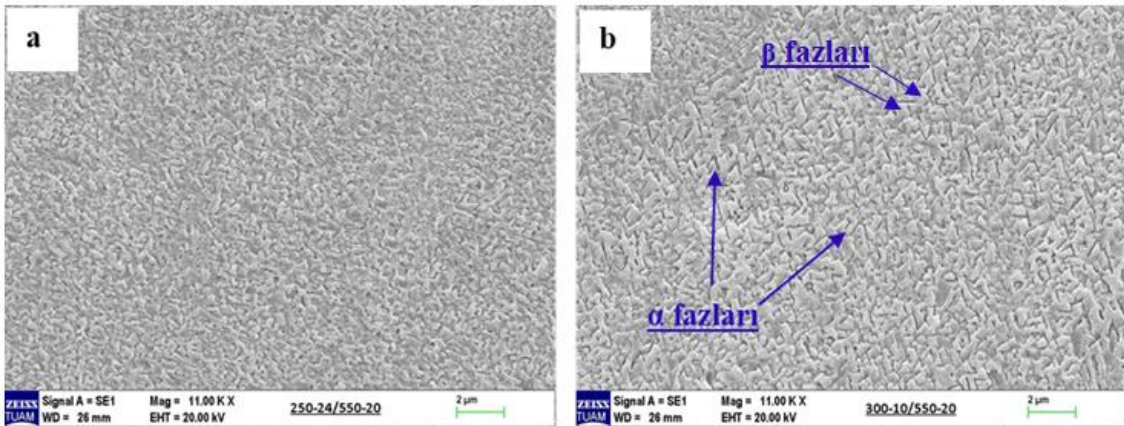
Şekil 6.3 Yaşlandırma işlemi süresinin alaşımın mikro yapısına etkisi, a) 550/10, b) 550/40.

Dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde ise α fazlarının daha ince ve mikro yapıda daha uniform bir dağılım gösterdiği bilinmektedir (Santhosh vd. 2014). Bu çalışmada da benzer sonuçlar elde edilmiştir. Şekil 6.4'de tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan 450/20 numunesinin ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan I-450/20 numunesinin mikro yapı görüntüleri verilmiştir. 450/20 numunesinde α fazları çeşitli bölgelerde farklı büyüklüklerde ve daha büyük boyutlarda oluşmuştur (Şekil 6.4a). Fakat dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla birlikte I-450/20 numunesinde α fazları tüm mikro yapıda daha küçük ve uniform olarak çökelmiştir (Şekil 6.4b). 450/20 numunesinde A noktasında α fazı boyutları en ve boy olacak şekilde 60 nm ve 350 nm ve B noktasında 90 nm ve 400 nm olarak ölçülmüştür. I-450/20 numunesinde ise α fazı boyutları en ve boy olacak şekilde sıralı olarak 50 nm ve 340 nm olarak ölçülmüştür.



Şekil 6.4 Tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin mikro yapı incelemeleri, a) 450/20, b) I-450/20.

Dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerde incelenen bir diğer durum ise ön yaşlandırma işlemlerinin alaşımın mikro yapısal özelliklerine etkisidir. Bunun için 250°C’de 24 saat ve 300°C’de 10 saat olmak üzere iki farklı ön yaşlandırma sıcaklık ve süresi seçilmiştir. Bu ön yaşlandırma işlemlerinin alaşımın mikro yapısal özelliklerine etkileri incelendiğinde, 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunede, α fazlarının daha ince bir şekilde oluştuğu görülmüştür (Şekil 6.5a). Bu durum düşük sıcaklıkta uygulanan ön yaşlandırma işlemi nedeniyle faz oluşumunun yavaşlamasından kaynaklanmaktadır. 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunede ise bu durum değişmiştir. Ön yaşlandırma işlemi sıcaklığının 300°C’ye artmasıyla birlikte faz oluşumları artmış ve α fazları daha büyük boyutlarda oluşmuştur (Şekil 6.5b). I-550/20 numunesinde α fazları en ve boy olarak 128 nm 512 nm ve II-550/20 numunesinde ise 141 nm ve 580 nm olarak bulunmuştur.

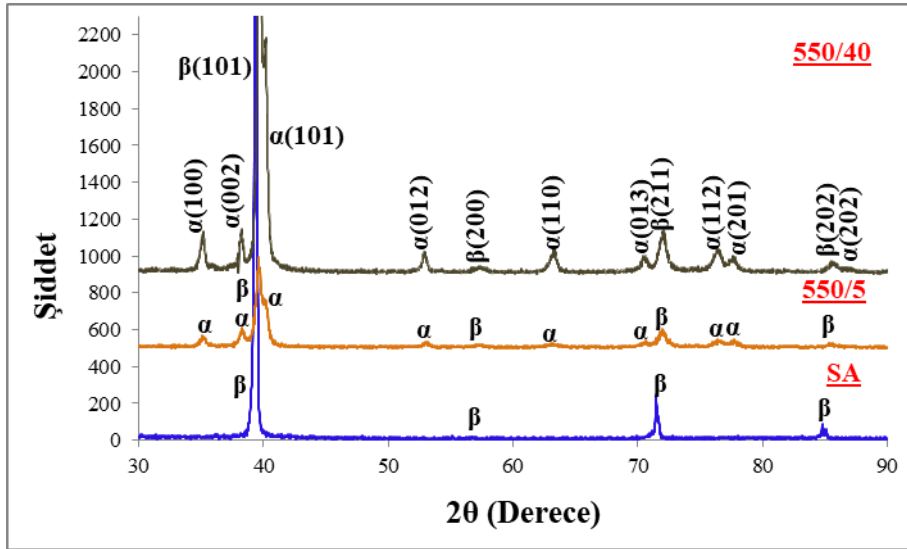


Şekil 6.5 Ön-yaşlandırma işleminin alaşımın mikro yapısına etkisi, a) I-550/20, b) II-550/20.

6.2 X-Işını Kırınımı (XRD) Faz Analizi Sonuçları

Isıl işlem uygulanmış numunelerin faz oluşumları, Cu K α radyasyonu kullanılarak X-Işını Kırınımı (XRD) analiziyle incelenmiştir. XRD analizleri incelendiğinde, solüsyona alınmış numunenin tamamen β fazlarından oluştuğu, yaşlandırma işlemlerinin uygulanmasıyla birlikte ise α ve ω_{iso} fazlarının çökelmeye başladığı görülmektedir.

550°C'de tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde, yaşlandırma süresinin 5 saatten, 40 saate artmasıyla α fazlarının oluşumunda belirgin bir artış meydana gelmiştir (Şekil 6.6). Bu durum yaşlandırma süresinin artmasının α faz çökmesini arttırdığını göstermektedir.

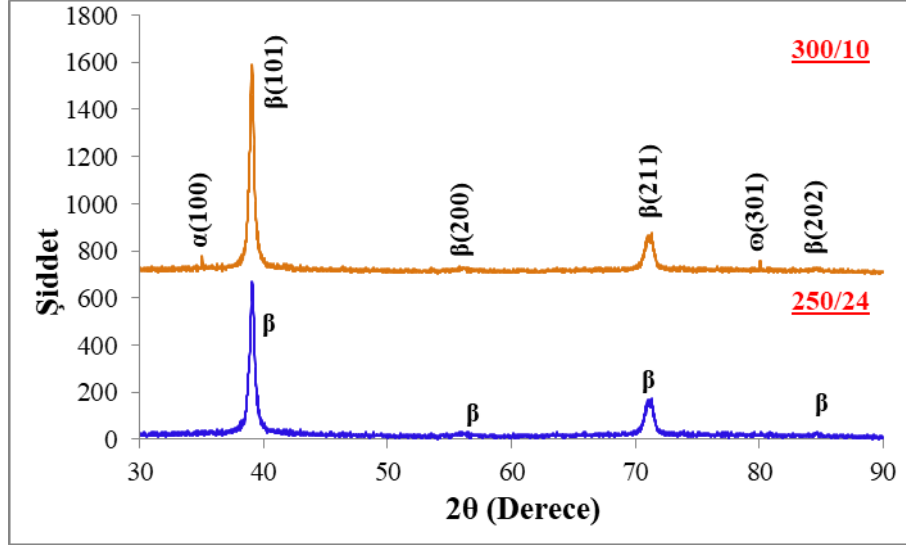


Şekil 6.6 Solüsyona alınmış ve tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin XRD analizi sonuçları.

Dubleks yaşlandırma işlemlerinde, faz oluşumlarını incelemek için ön yaşlandırma işlemi ve ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelere XRD analizleri uygulanmıştır.

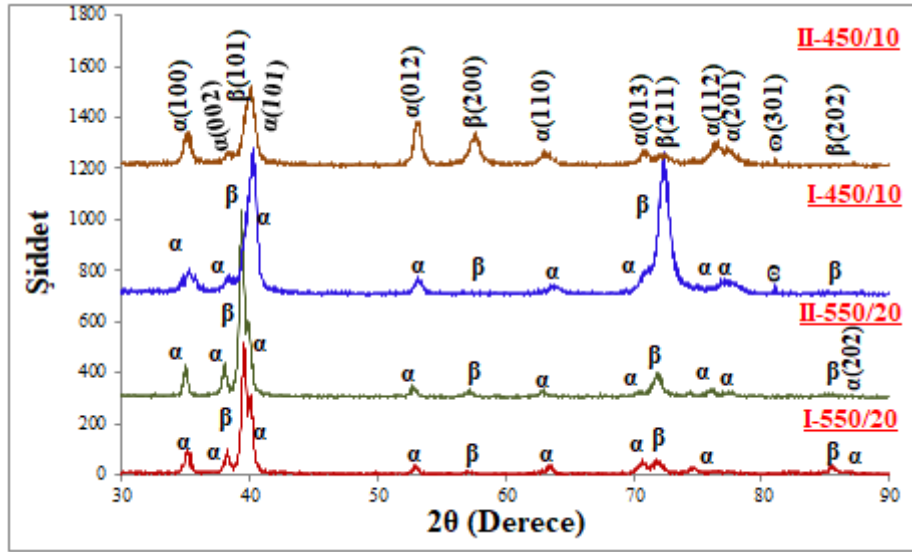
Şekil 6.7'de ön yaşlandırma işlemi uygulanmış 300/10 ve 250/24 numunelerine ait XRD analizi sonuçları verilmiştir. XRD analizi sonuçlarında, 300/10 numunesinde metastabil ω_{iso} fazları ve α fazları gözlemlenirken, 250/24 numunesinde ikincil faz oluşumu tespit edilememiştir. 300/10 numunesinde faz oluşumunun artması artan

yaşlandırma sıcaklığıyla birlikte yaşlandırma kinetiğinin artmasıyla açıklanabilir (Santhosh vd. 2014).



Şekil 6.7 Ön yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin XRD analizi sonuçları.

Ön yaşlandırma işlemleri esnasında oluşan ω_{iso}/β ara yüzeyleri ikinci basamak yaşlandırma işlemleri sırasında α fazlarının öncelikli olarak oluştuğu bölgelerdir (Ivasishin vd. 2008). Bu bölgelerin artması α faz oluşumunu arttırmaktadır. Bu nedenle 300/10 ön yaşlandırma işlemi uygulanan II-450/10 numunesinde α fazları, I-450/10 numunesine kıyasla daha yüksek oranda oluşmuştur (Şekil 6.8). Dubleks yaşlandırma işlemlerinde ikinci basamak yaşlandırma sıcaklığının artması da bu durumu değiştirmemiştir. Ayrıca 450°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde metastabil ω_{iso} fazları gözlemlenmiştir. Fakat 550°C’de yaşlandırma işlemi uygulanan numunede bu fazlara rastlanmamıştır. Yaşlandırma sıcaklığının 450°C’den 550°C’ye artmasıyla birlikte alaşım elementlerinin difüzyon hızı artmış buna bağlı olarak α fazlarının çökme oranı artmıştır (Chou vd. 2015). Bu durumda ω_{iso}/β ara yüzeylerine α fazlarının çökmesi sonucunda, ω_{iso} fazlarına 550°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde rastlanmamıştır.



Şekil 6.8 Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin XRD analizi sonuçları.

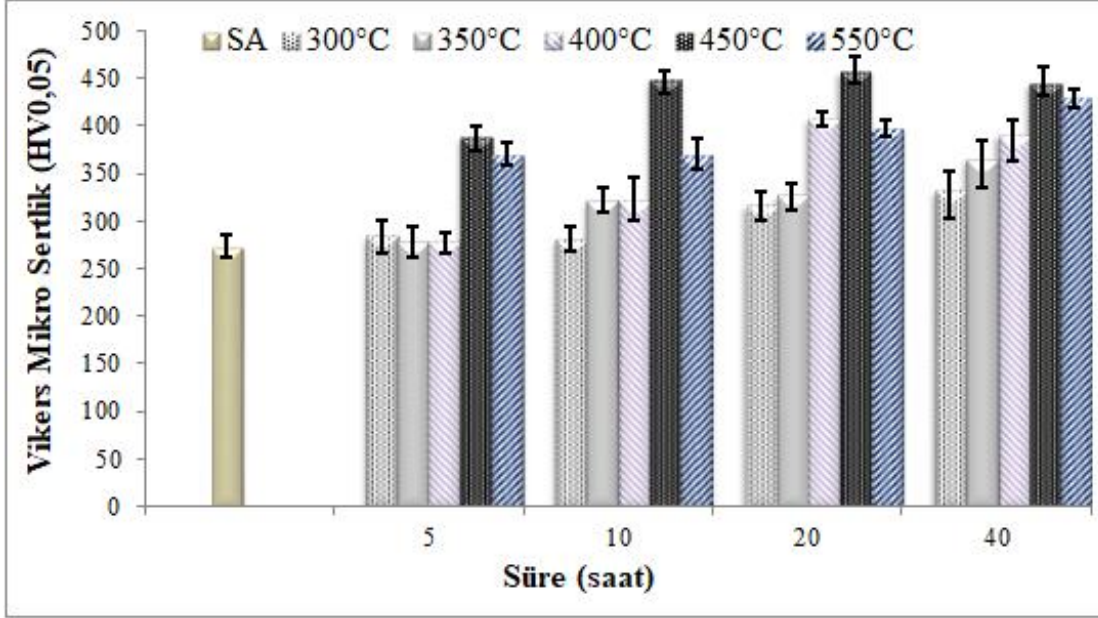
6.3 Mikro Sertlik Test Sonuçları

Metastabil β titanyum alaşımlarına uygulanan yaşlandırma işlemlerinde, yaşlandırma işlem sıcaklığına ve süresine bağlı olarak β matriste α ve ω_{iso} fazları çökelmektedir (Kolli ve Devaraj 2018). Düşük sıcaklıklarda oluşan sert ω_{iso} fazları mikro sertliği arttırsa da, bu sıcaklıklarda faz oluşumunun tamamlanması için uzun süreler gerekmektedir (Prima vd. 2000). Yapılan testlerde de düşük sıcaklıklarda, faz oluşumunun yavaş gerçekleşmesi sonucu sertlikteki ilk belirgin artış 300°C’de 20 saat, 350°C ve 400°C’de 10 saat sonunda gerçekleşmiştir. Yaşlandırma sıcaklığının artmasıyla birlikte ise 450°C ve 550°C’de 5 saat sonrasında gerçekleşmiştir (Şekil 6.9).

Düşük ve yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında, farklı hacimsel oranlarda oluşan ω_{iso} ve α fazları alaşımın mikro sertliğini belirlemektedir. 300°C’de 5 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numunenin mikro sertliği %5 artarken, aynı sürede 550°C’de yaşlandırılan numunenin sertliği %36 artmıştır. Sürenin 40 saate arttırılmasıyla birlikte ise sırasıyla 300°C ve 550°C’de mikro sertlik %14 ve %58 artmıştır.

Yapılan testlerde maksimum sertliğe 450°C’de 20 saat ardından ulaşılmış, bu noktadan sonra sıcaklık ve sürenin artması mikro sertliği azaltmıştır. Yaşlandırma sıcaklığının 550°C’ye artmasıyla birlikte, 550/20 numunesinde mikro sertlik 450/20 numunesine kıyasla %14 azalmıştır. Bu durum α fazlarının artan yaşlandırma sıcaklığı ve süresiyle

birlikte ω_{iso} fazlarının oluştuğu bölgelerde çökmesi ve büyümesi, böylelikle de sert ω_{iso} fazlarının kaybolmasıyla açıklanabilir (Prima vd. 2000).



Şekil 6.9 Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin mikro sertlik değerleri.

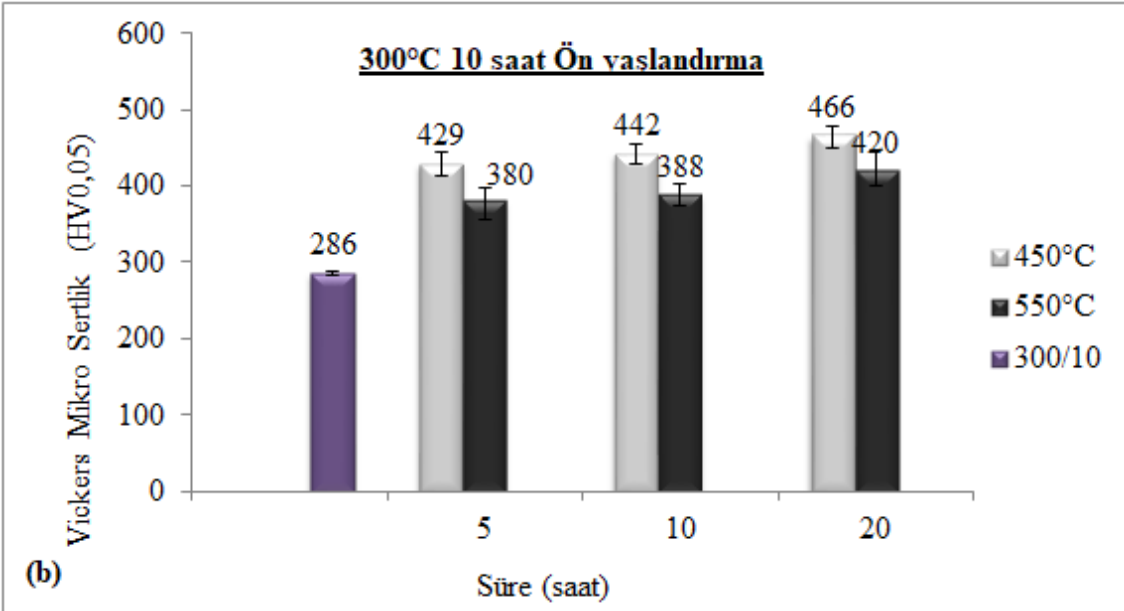
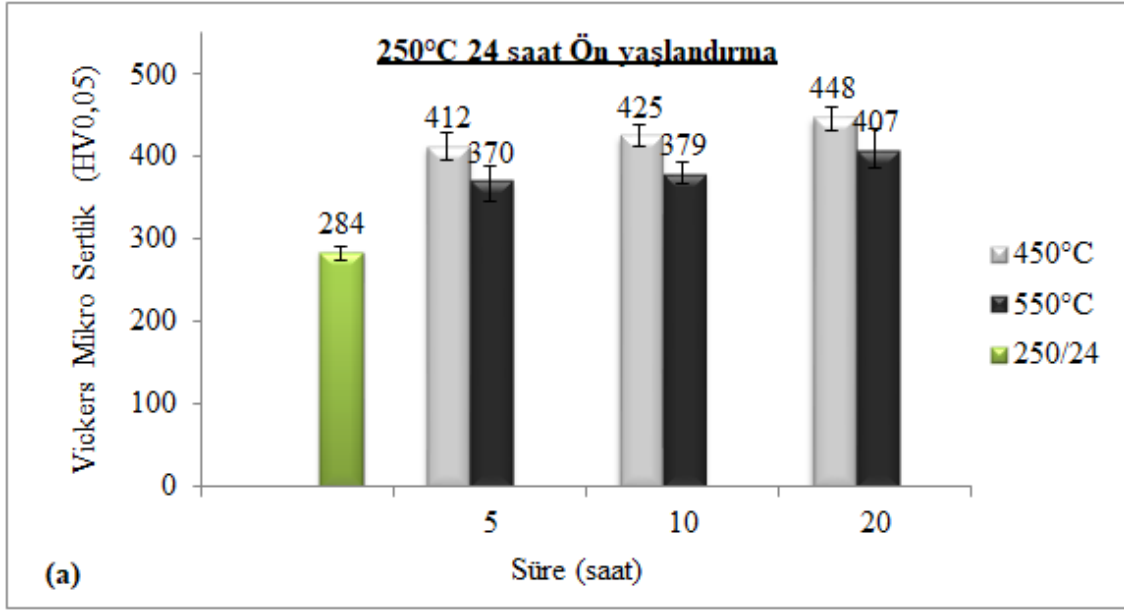
Şekil 6.10’da iki farklı ön yaşlandırma işlemi ardından 450°C ve 550°C’de 5,10 ve 20 saat ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin mikro sertlik testi sonuçları verilmiştir. Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin mikro sertlik değerleri, tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numunelere kıyasla daha yüksek bulunmuştur. Dupleks yaşlandırma işlemlerinde, daha ince yapıda, yüksek hacimsel oranda oluşan α fazları ve ω_{iso} fazları tek basamaklı yaşlandırma işlemine nazaran mikro sertliği arttırmıştır. Örneğin 450/10 tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numuneye kıyasla, II-450/10 numunesinde mikro sertlik %5 artmıştır.

Dupleks yaşlandırma işleminin alaşımın mikro sertliğine etkisi incelenirken ön yaşlandırma ve ikinci basamak yaşlandırma işlemi adımları ayrı ayrı incelenmiştir. Ön yaşlandırma işlemi sonrası 300/10 ve 250/24 numunelerinde görüldüğü gibi mikro sertlik çok düşük ve birbirine yakın değerler olarak bulunmuştur. Dupleks yaşlandırma işlemlerinde, 250°C’de 24 saat ve 300°C’de 10 saat olmak üzere iki farklı ön yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Dupleks yaşlandırma işlemlerinde, ön yaşlandırma işlemi sıcaklığı ve süresinin ara fazların hacimsel oranını belirlediği literatürde yapılan

çalışmalardan bilinmektedir (Furuhara vd. 2001). Yapılan mikro sertlik testlerinde, 250/24 ön yaşlandırma işlemine kıyasla, 300/10 ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde mikro sertlik daha yüksek ölçülmüştür. 250/24 ön yaşlandırma işleminde ω_{iso} faz oluşumu gözlemlenmemesi (Şekil 6.7a) ikinci basamak yaşlandırma işlemlerindeki α faz oluşumlarını yavaşlatmıştır. Bu nedenle 250/24 ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde mikro sertlik daha düşük bulunmuştur. I-450/20 numunesi ve II-450/20 numunesinin mikro sertlik testi sonuçları kıyaslandığında II-450/20 numunesinin mikro sertliğinin %3,86 daha yüksek olduğu görülmüştür. Ayrıca tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan 450/5 numunesine kıyasla I-450/5 numunesinde sertlik %10 daha yüksek bulunmuştur (Şekil 6.10a). 300/10 ön yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla ise II-450/5 numunesinin mikro sertliği 450/5 numunesine kıyasla %13 artmıştır (Şekil 6.10b).

İkinci basamak yaşlandırma işlemleri α fazlarının boyutlarını ve hacimsel oranlarını belirlemektedir (Kolli ve Drevaj 2018). XRD analizlerinden de görüleceği üzere 450°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde α fazlarının yanında metastabil ω_{iso} fazlarına da rastlanmıştır (Şekil 6.8). Sert metastabil ω_{iso} ve ince α fazlarından oluşan mikro yapı nedeniyle mikro sertlik düşük sıcaklıkta (450°C) ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunede daha yüksek ölçülmüştür.

Yüksek sıcaklıklarda uygulanan yaşlandırma işlemlerinde α fazları ω_{iso}/β ara yüzeylerine çökelmekte ve ω_{iso} fazları kaybolmaktadır. Bu nedenle 550°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde mikro sertlik azalmıştır. Bu durum dubleks yaşlandırma işlemlerinde, tek basamaklı yaşlandırma işlemlerinde olduğu gibi 450°C’de en yüksek mikro sertlik elde edilmesine neden olmuştur. İkinci basamak yaşlandırma işlemi süresinin etkisi incelendiğinde ise işlem süresinin artmasıyla tüm sıcaklık değerlerinde mikro sertliğin arttığı görülmüştür.



Şekil 6.10 Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin mikro sertlik değerlerinin incelenmesi, a) 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanmış numuneler, b) 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanmış numuneler.

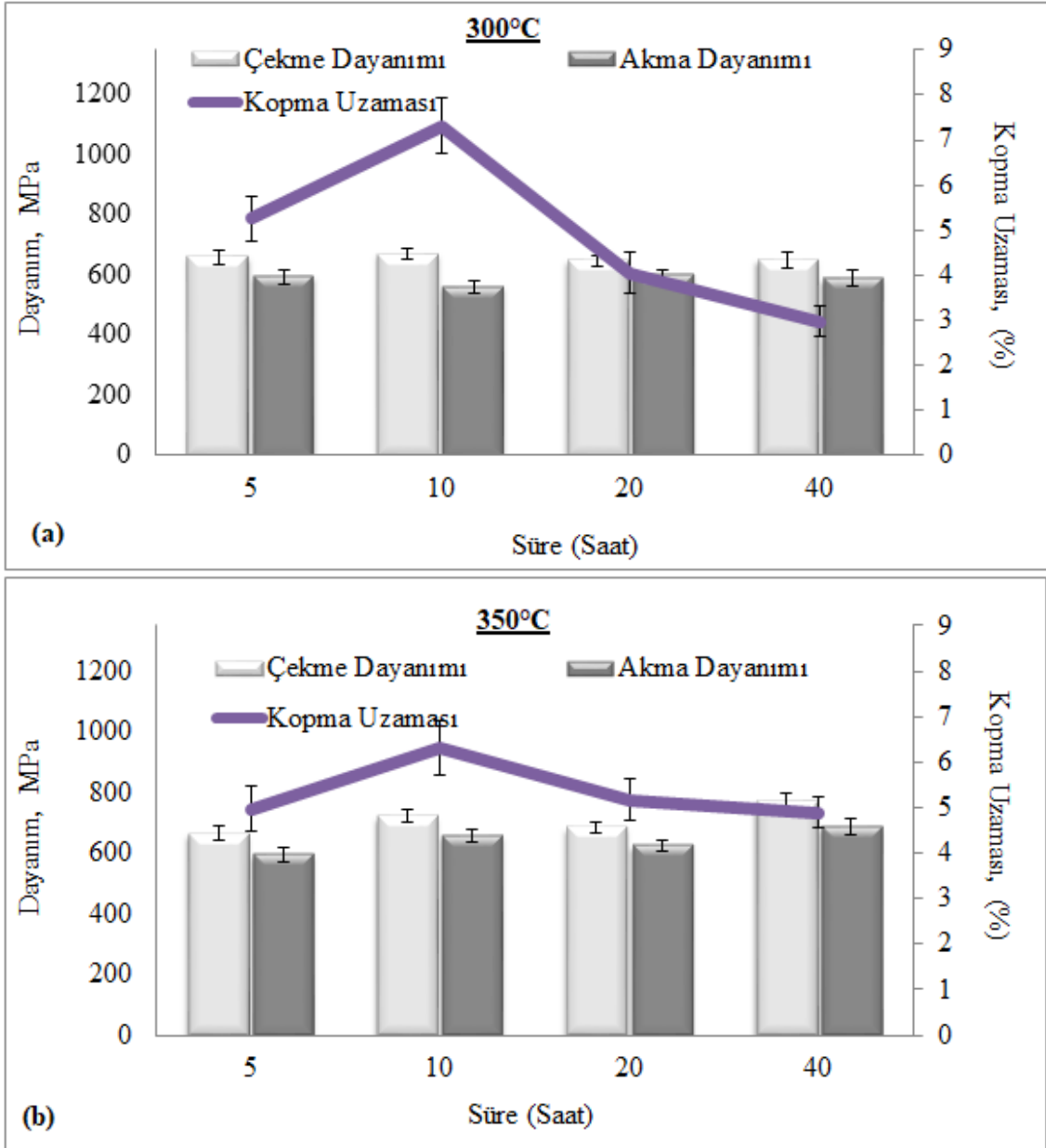
6.4 Çekme Testi Sonuçları

Literatür taraması kısmında da belirtildiği üzere hem yaşlandırma sıcaklığı hem de süresi mekanik özellikleri önemli oranda etkilemektedir. Bu çalışmada alaşımın tokluğundan ve sünekliğinden taviz vermeden mukavemetini arttırmak için en uygun yaşlandırma parametrelerinin tespit edilmesi amaçlanmıştır. Bu nedenle çok sayıda sıcaklık ve süre dikkate alınmıştır.

300°C ve 350°C düşük yaşlandırma sıcaklıklarında yavaş çökme kinetiği nedeniyle faz dönüşümleri tamamlanamamıştır. Bu nedenle bu iki sıcaklıkta mukavemet ve kopma uzamasında belirgin bir artış elde edilememiştir. 300°C’de 5 saat yaşlandırma işlemi uygulanmasının ardından alaşımın çekme ve akma mukavemetinde belirgin bir artış gözlemlenmezken, yüzde uzaması %0,25 oranında artmıştır (Şekil 6.11a). Yaşlandırma süresinin 10 saate arttırılmasıyla ise maksimum mukavemet ve maksimum kopma uzaması değerleri elde edilmiştir. 10 saatin ardından çekme, akma mukavemeti ve yüzde uzama azalmaya devam etmiştir. Bu durum, bu sıcaklık aralığında mikro yapıda oluşan ω_{iso} fazlarıyla açıklanabilir. ω_{iso} fazları düşük sıcaklıklarda hızlı bir şekilde oluşurken, büyümesi zamana bağlı olarak, ω_{iso} fazlarından β elementlerinin matrise taşınmasıyla gerçekleşmektedir (Prima vd. 2000). Bu şekilde uzun yaşlandırma sürelerinde oluşan ω_{iso} fazları alaşımın mukavemetini arttırsa da, β matriste kayma bantlarının boylarının kısalmasına neden olarak alaşımın kopma uzamasını azaltmaktadır. Fakat ω_{iso} fazlarının oluşumlarının ilk evrelerinde metastabil β titanyum alaşımlarının mukavemetlerini kopma uzamasında bir kayıp olmadan arttırmaktadır (Sun vd. 2017). Bu nedenle 300°C ve 350°C’de 10 saate kadar alaşımın mukavemet ve kopma uzaması artmıştır. 10 saatten sonra ise ω_{iso} fazları mukavemette küçük miktarda bir artışa sebep olurken, matrisin sertleşmesine neden olarak kopma uzamasını azaltmıştır.

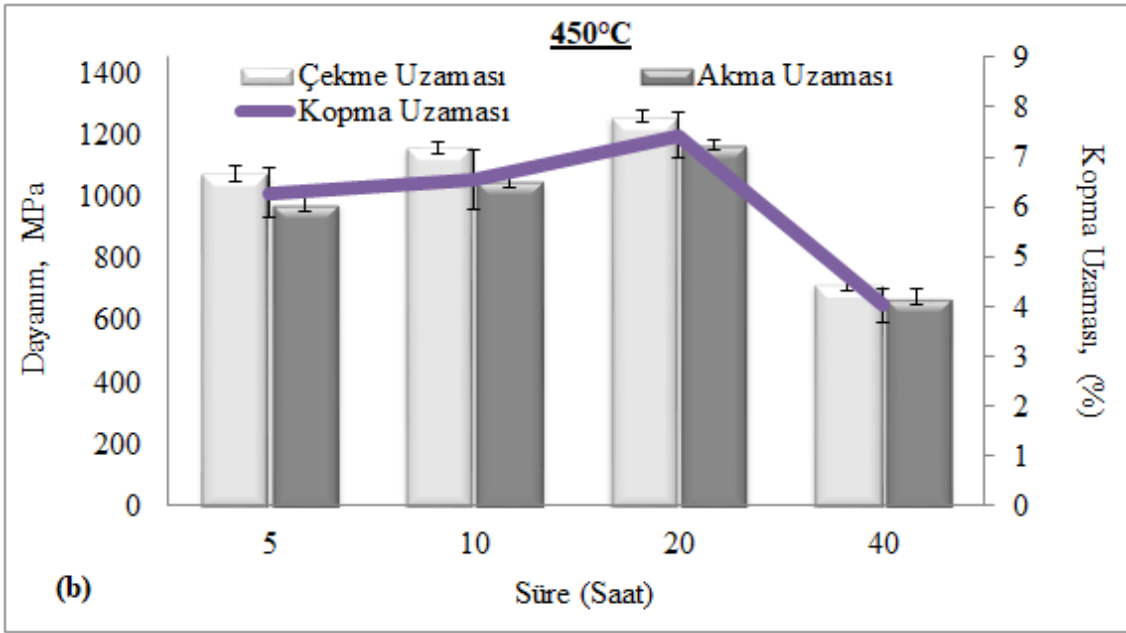
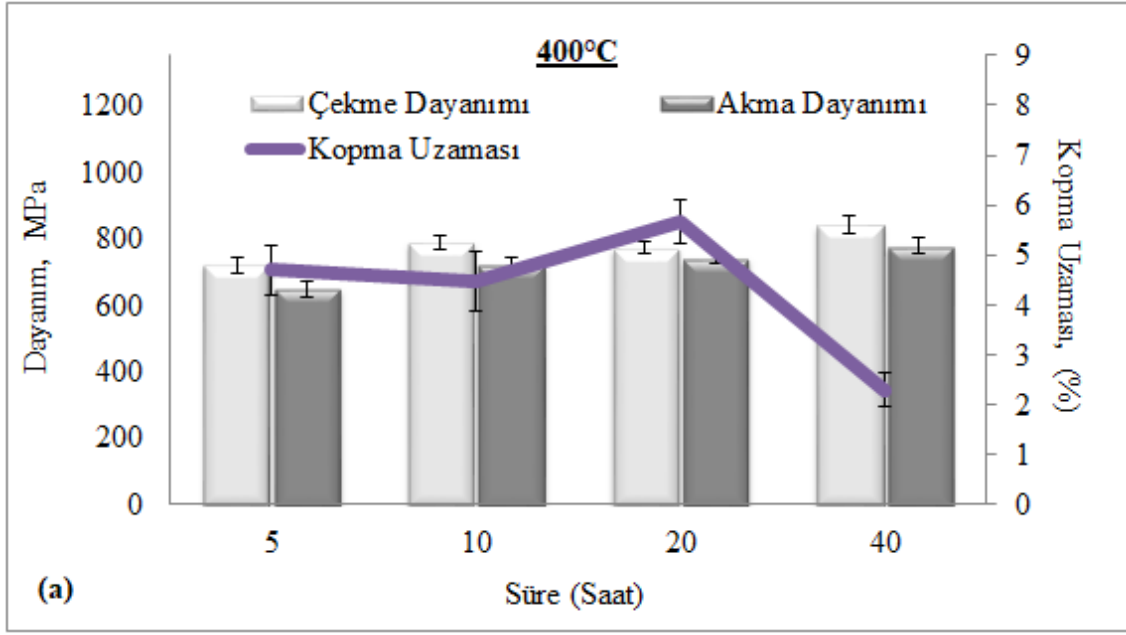
350°C’de yaşlandırılan numunenin çekme test sonuçları, 300°C’de yaşlandırma işlemi uygulanan numunenin çekme test sonuçlarına oldukça benzerdir. 300°C’de olduğu gibi maksimum mukavemete karşılık maksimum kopma uzaması 350°C’de 10 saat yaşlandırma işlemi ardından elde edilmiştir (Şekil 6.11b). 10 saatten sonra yaşlandırma işlem süresinin artması malzemenin kopma uzamasının azalmasına neden olmuştur.

Yaşlandırma süresinin 20 saate artmasıyla birlikte bu iki sıcaklıkta alaşımın mukavemetinde bir miktar artış olsa da yüzde uzama miktarları 300°C ve 350°C’de sırasıyla, %4,36 ve %1,4 oranında azalmıştır.



Şekil 6.11 Düşük sıcaklıklarda tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları, a) 300°C, b) 350°C.

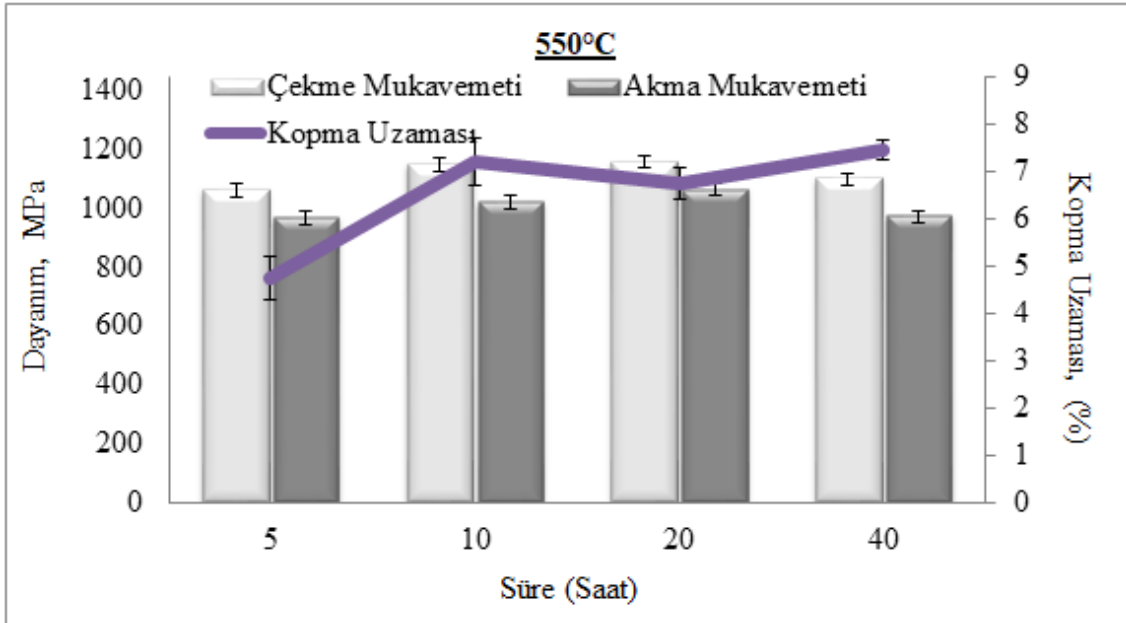
300°C ve 350°C’de yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde olduğu gibi 400°C’de mukavemetteki artış 40 saate kadar devam etmiştir (Şekil 6.12a). Fakat yaşlandırma sıcaklığının 450°C’ye artmasıyla birlikte bu durum değişmiştir. 450°C’de ilk 20 saat alaşımın çekme mukavemeti ve kopma uzaması sürekli artmıştır. Fakat 450°C’de 20 saat sonrasında alaşımın hem mukavemetinde hem de kopma uzamasında ani bir düşüş görülmüştür (Şekil 6.12b).



Şekil 6.12 Düşük sıcaklıklarda tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları, a) 400°C, b) 450°C.

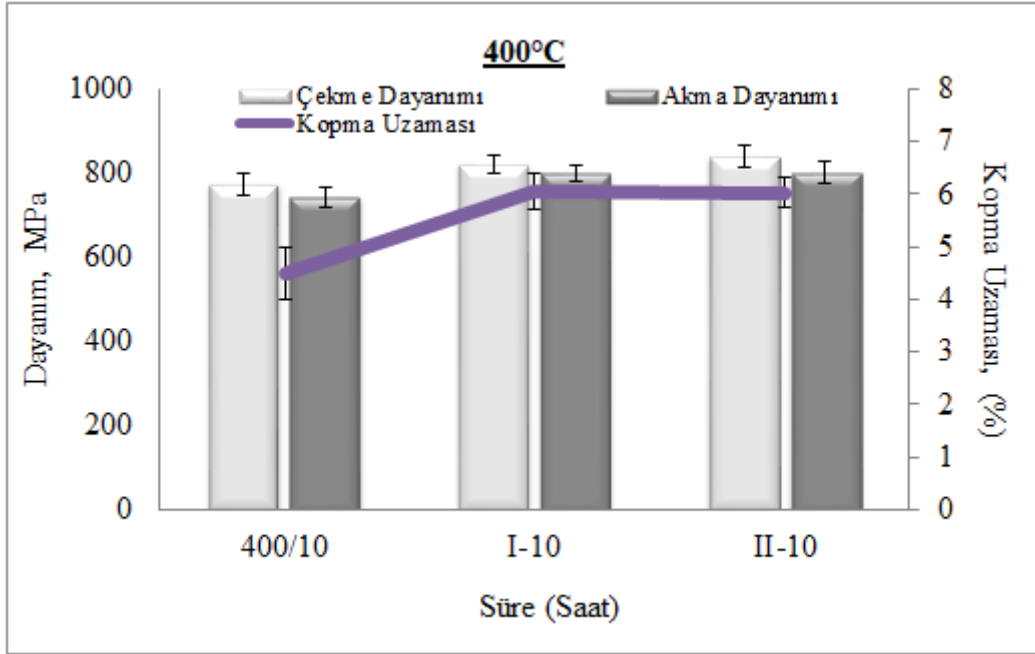
Yaşlandırma işlemi süresinin etkisi değerlendirildiğinde ise 450°C'de 5 saat sonunda alaşımın mukavemetini %60 oranında arttığı görülmektedir (Şekil 6.12b). 400°C'de ise 5 saat sonunda çekme mukavemetindeki artış %7'dir. Bu durum 400°C'de yaşlandırma işlemi kinetiğinin 450°C'de uygulanan yaşlandırma işlemine kıyasla daha düşük olmasından kaynaklanmaktadır. Yaşlandırma işlem kinetiğinin yavaşlaması bu sıcaklık değerlerinde elde edilen maksimum mukavemete karşılık maksimum kopma uzaması

değerlerini de etkilemiştir. Maksimum çekme mukavemetine karşılık maksimum kopma uzaması 400°C’de 20 saat yaşlandırılmış numunede sırasıyla 773 MPa ve %5,47 olarak bulunmuştur. 450°C’de yaşlandırılan numunede ise maksimum çekme mukavemetine karşılık maksimum kopma uzaması 450/20 numunesinde 1244 MPa ve %7,48 olarak bulunmuştur. Yüksek yaşlandırma sıcaklığı olan 550°C’de ise yaşlandırma işleminin mukavemet ve kopma uzamasına etkisi 5 saat sonunda dahi belirgin şekilde görülmüştür. 550°C’de 5 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numunede çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve kopma uzaması sırasıyla %56, %55 ve %2,5 oranında artmıştır. Ayrıca 10 saate kadar mukavemet ve kopma uzaması sürekli olarak artmıştır. Maksimum çekme mukavemetine karşılık maksimum kopma uzaması 550°C’de 10 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numunede elde edilmiştir. Şekil 6.12’de 450°C’de yaşlandırma işlemi uygulanan numune grubunda bu süre 20 saat olarak bulunmuştur. Görüldüğü gibi sıcaklığın artması maksimum mukavemet ve sünekliğin elde edildiği süreyi kısaltmıştır. 550°C’de mukavemet ve kopma uzamasındaki artış 10 saate kadar devam etmiş, 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numunede mukavemet ve süneklikte belirgin bir değişim görülmemiştir. Fakat yaşlandırma süresinin 40 saate çıkmasıyla mukavemet azalmış, kopma uzaması artmıştır (Şekil 6.13).



Şekil 6.13 550°C’de yüksek sıcaklıkta tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları.

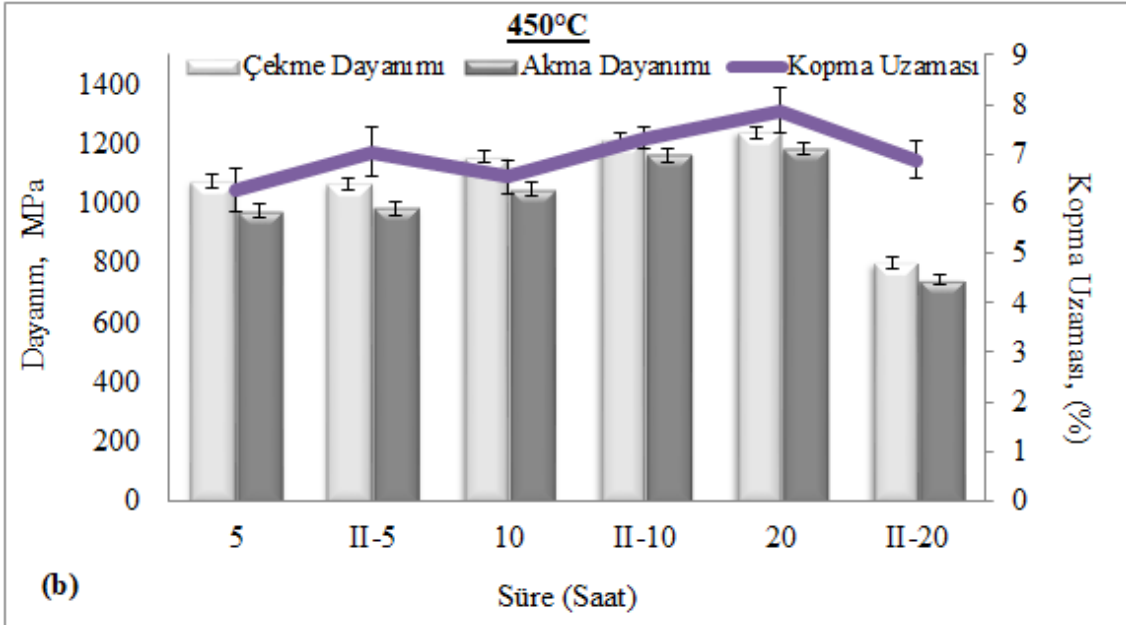
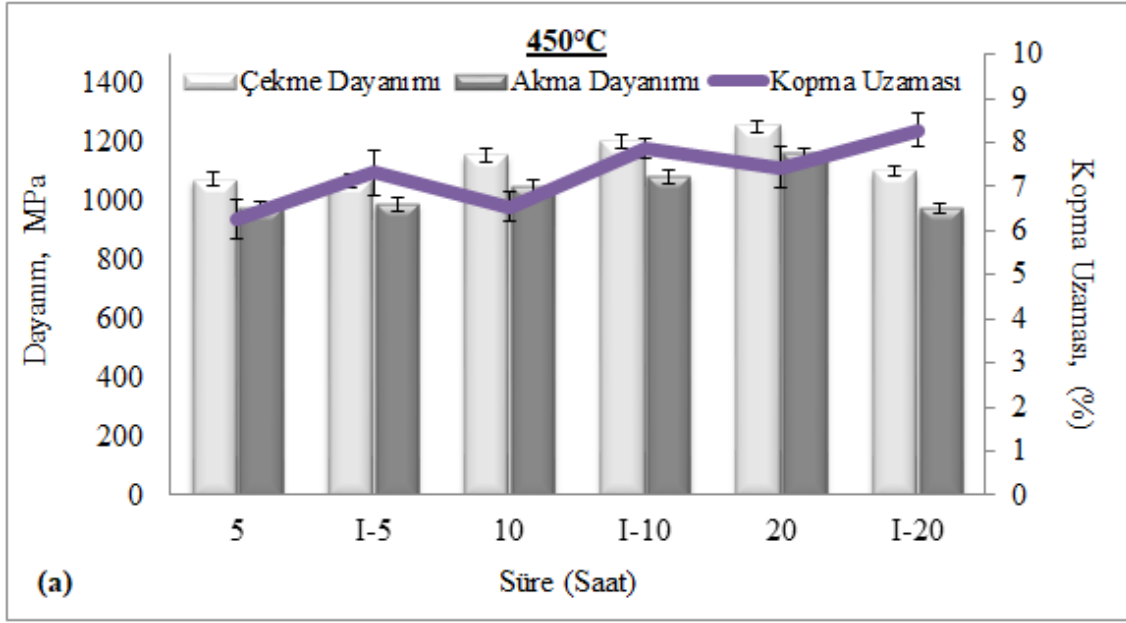
Dubleks yaşlandırma işleminde, 300°C’de 10 saat ve 250°C’de 24 saat ardından 400°C, 450°C ve 550°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Şekil 6.14’de ön yaşlandırma işlemi ardından 400°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunenin çekme testi sonuçları verilmiştir. Düşük sıcaklıklarda ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde mekanik özelliklerde belirgin bir artış elde edilememiştir. 400/10 numunesine kıyasla, çekme mukavemetindeki artış 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma uygulanan numunede %2 oranında, 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma uygulanan numunede %4 oranındadır. Kopma uzaması ise iki numune içinde yaklaşık olarak %1,5 artmıştır.



Şekil 6.14 400°C’de 10 saat ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunenin çekme testi sonuçları.

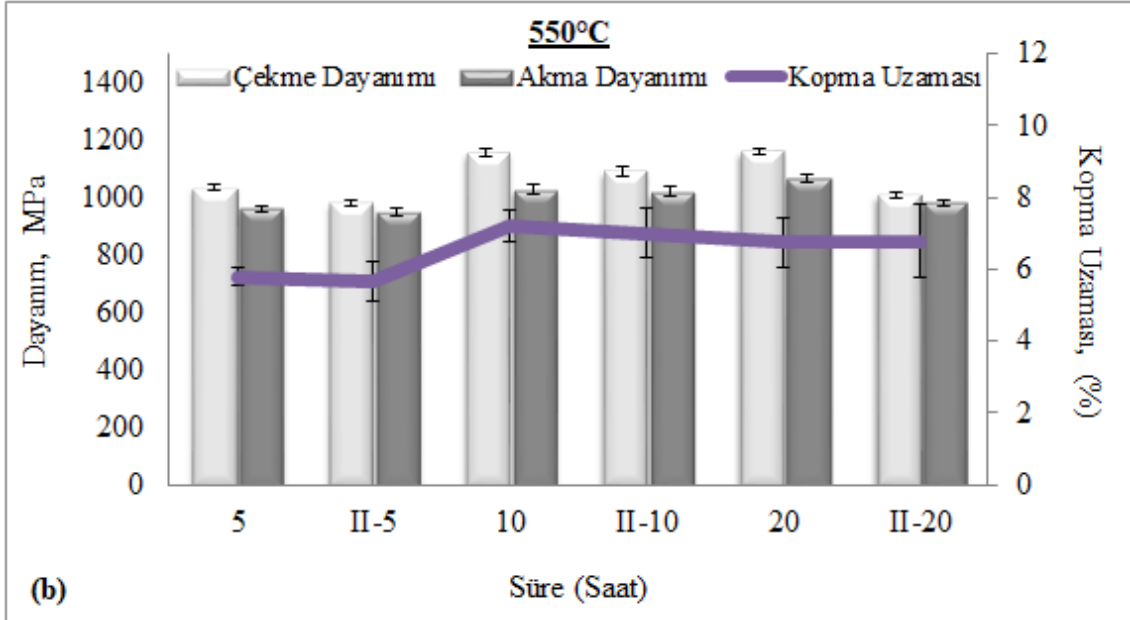
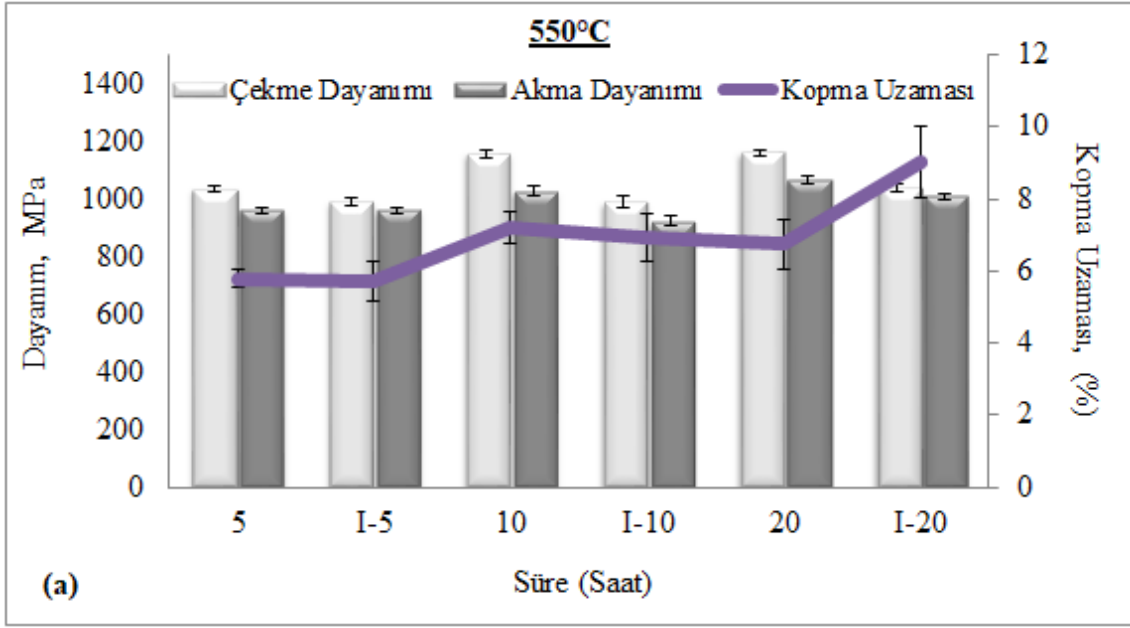
Şekil 6.15a’da 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi ardından 450°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları verilmiştir. Ayrıca şekilde dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numuneler ile 450°C’de tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin kıyaslaması da verilmiştir. 450°C’de dubleks yaşlandırma işlemi ön yaşlandırma işlemi ardından 5, 10 ve 20 saat uygulanmıştır. Görüldüğü gibi dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla birlikte üç numunede de kopma uzaması artmıştır. Alaşımın mukavemeti ise 10 saate kadar artmış, 20 saat ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunede mukavemette ani bir

düşüş gözlemlenmiştir. Şekil 6.15'de görüldüğü gibi ön yaşlandırma işlemi uygulanması yaşlandırma kinetiğini hızlandırmıştır. Böylece dubleks yaşlandırma işleminde maksimum mukavemete karşılık maksimum kopma uzaması 250°C'de 24 saat ön yaşlandırma ardından 450°C'de 10 saat yaşlandırma işlemi ardından elde edilmiştir. Tek basamaklı yaşlandırma işleminde ise maksimum mukavemete karşılık maksimum kopma uzaması 450°C'de 20 saat sonunda elde edilmiştir. Şekil 6.15b'de 300°C'de 10 saat ön yaşlandırma işlemi ardından 450°C'de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları ve 450°C'de tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerle kıyaslanması verilmiştir. 300°C'de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde de maksimum mukavemete karşılık maksimum kopma uzaması 10 saat sonunda gerçekleşmiştir. İkinci basamak yaşlandırma işlemi süresinin 20 saate çıkarılmasıyla birlikte numunenin çekme mukavemeti %35 ve kopma uzaması %0,43 azalmıştır.



Şekil 6.15 450°C'de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları, a) 250°C'de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numuneler, b) 300°C'de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numuneler.

İkinci basamak yaşlandırma işlem sıcaklığının 550°C'ye çıkmasıyla birlikte numunelerin mukavemetleri tüm numune gruplarında azalmıştır (Şekil 6.16). İkinci basamak yaşlandırma işlemlerinde yaşlandırma sıcaklığının artması α fazlarının büyümesine neden olarak alaşımın çekme ve akma mukavemetinin azalmasına neden olurken, kopma uzamasında artışa neden olmuştur.

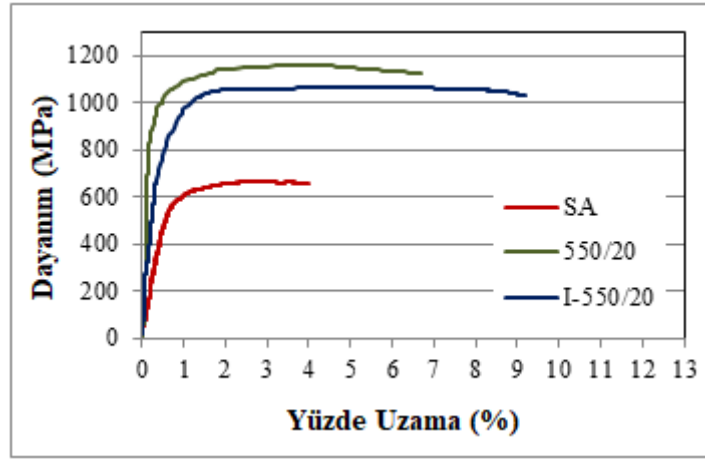


Şekil 6.16 550°C'de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları, a) 250°C'de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numuneler, b) 300°C'de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numuneler.

I-550/5 numunesiyle kıyaslandığında, I-550/20 numunesinde çekme mukavemeti %5, akma mukavemeti %4 ve kopma uzaması %3 artmıştır (Şekil 6.16a). 300°C'de 10 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numune grubunda ise II-550/5 numunesine kıyasla II-550/20 numunesinde çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve kopma uzaması sırasıyla %2, %2,1 ve %1 artmıştır (Şekil 6.16b). Görüldüğü gibi 300°C'de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanması ısıl işlem kinetiğini hızlandırarak α fazlarının büyük

boyutlarda çökmesine neden olmuştur. Bu durum 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde, 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemine kıyasla çekme ve akma mukavemetinin daha düşük bulunmasına neden olmuştur.

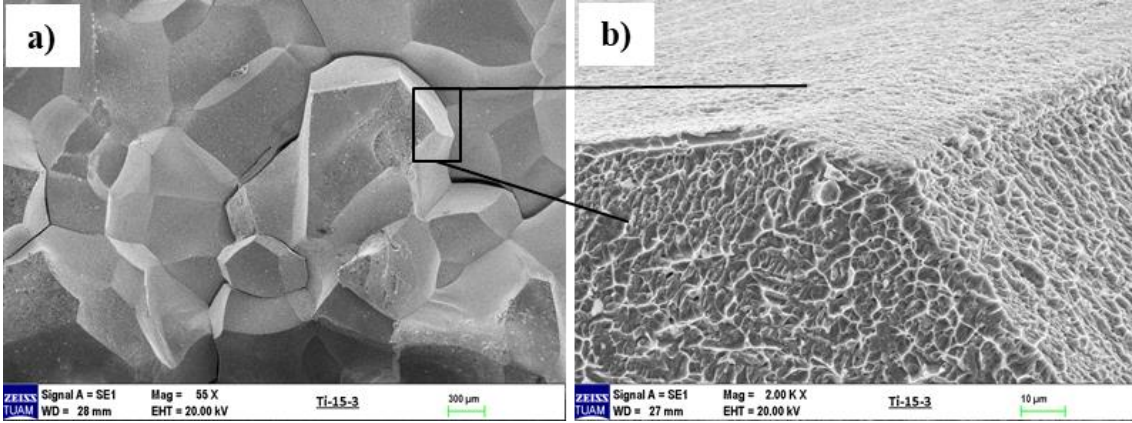
Bu bölümde solüsyona alınmış, tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin çekme testi sonuçları değerlendirilmiştir. Çekme testlerinde düşük ve yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numune grupları incelenmiş elde edilen sonuçlar gruplar halinde verilmiştir. Şekil 6.17’de ise her bir numune grubundan bir numunenin çekme testlerinden elde edilen gerilme-yüzde uzama eğrileri verilmiştir.



Şekil 6.17 Solüsyona alınmış, tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin çekme testi sonuçları.

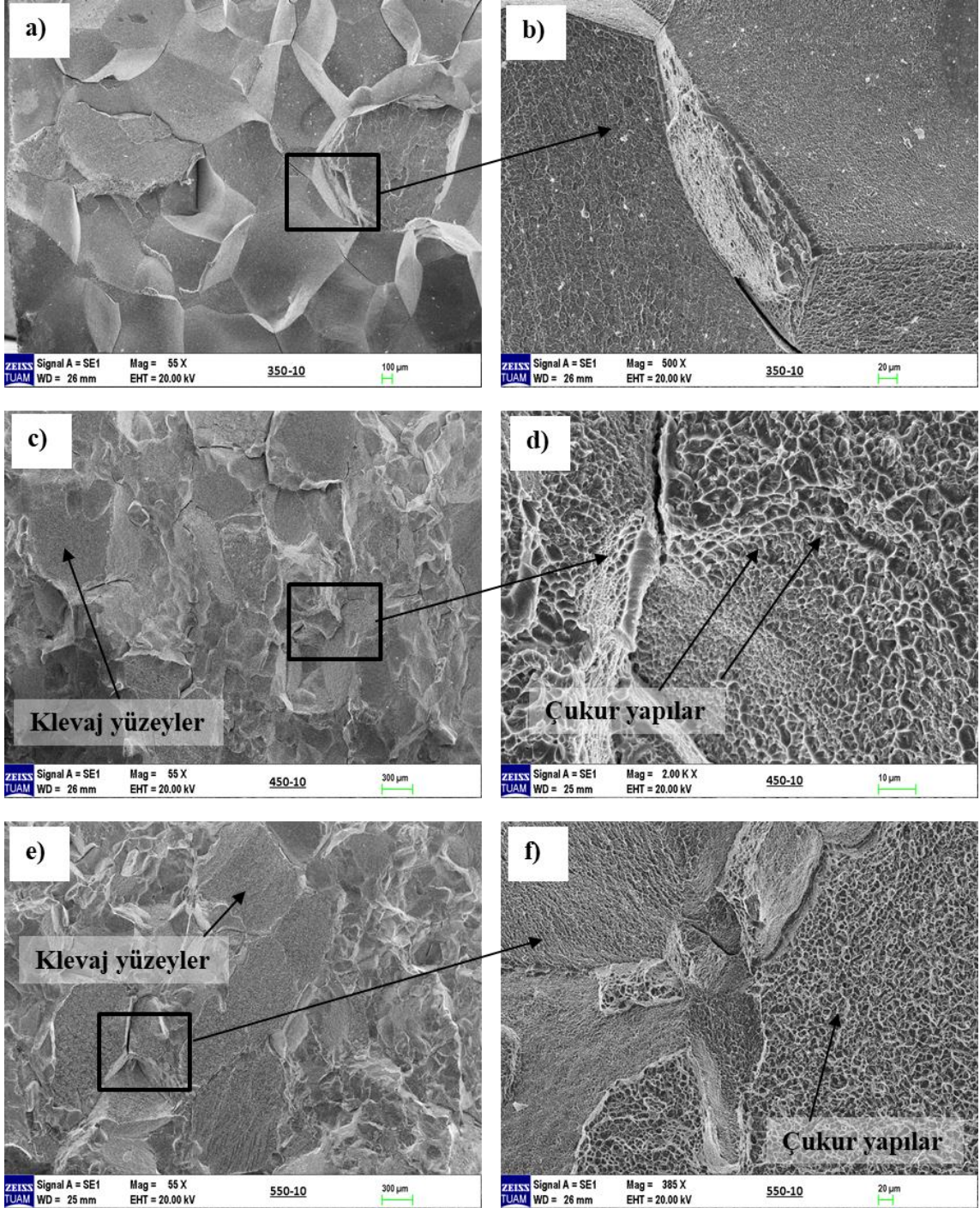
6.5 Çekme Testi Numunelerinin Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi

Solüsyona alınmış durumdaki çekme numunesinin kırılma yüzeyi incelendiğinde, gevrek kırılma yüzeyleri ve tane sınırlarının belirgin ayrıldığı bölgeler görülmektedir (Şekil 6.18).



Şekil 6.18 Solüsyona alınmış numunenin kırılma yüzeyi, a) 55X, b) 2KX.

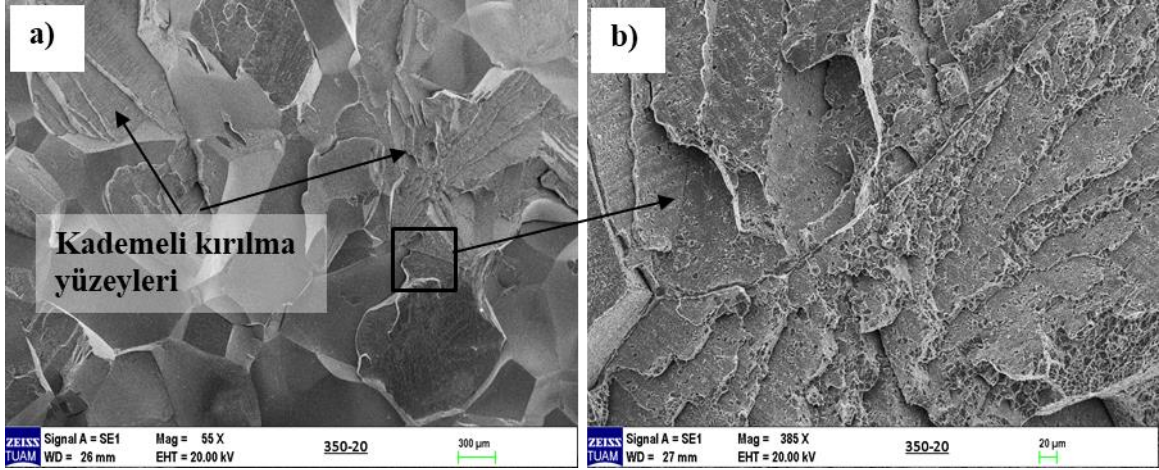
Şekil 6.19’da 350°C, 450°C ve 550°C’de yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme testi numunelerinin kırılma yüzeyleri verilmiştir. 350°C’de yaşlandırma işlemi uygulanmış numunede geniş klevaj yüzeyler ve tane sınırlarında ayrılmalar görülmektedir (Şekil 6.19a-b). Ayrıca 350/10 numunesinin kırılma yüzeyi solüsyona alınmış numunenin kırılma yüzeyine oldukça benzerdir. Yaşlandırma işlem sıcaklığının artmasıyla birlikte, 450°C’de yaşlandırma işlemi uygulanmış numunede artan kopma uzamasına bağlı olarak kırılma yüzeylerinde değişimler görülmektedir. 450°C’de yaşlandırma işlemi uygulanmış numunede tane sınırlarındaki ayrılmalar ortadan kalkmıştır. Bunun yerine şekilde belirtilen düz klevaj yüzeyler ve çukur yapılar oluşmuştur (Şekil 6.19c-d). Ayrıca yaşlandırma işlem sıcaklığının 350°C’den 450°C’ye artmasıyla birlikte numunede kırılma tipi taneler arası kırılmadan tane içi kırılmaya dönüşmeye başlamıştır. 550°C’de yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla birlikte ise alaşımın kopma uzaması azalmış buna bağlı olarak da kırılma yüzeylerindeki klevaj alanlar artmıştır. Fakat bu numunede de tane sınırları boyunca bir ayrılma oluşmamış, kırılma yüzeyinde çukur yapılar ve klevaj düz yüzeyler birlikte oluşmuştur (Şekil 6.19e-f).



Şekil 6.19 Farklı sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme testi numunelerinin kırılma yüzeyleri, a-b) 350/10, c-d) 450/10, e-f) 550/10.

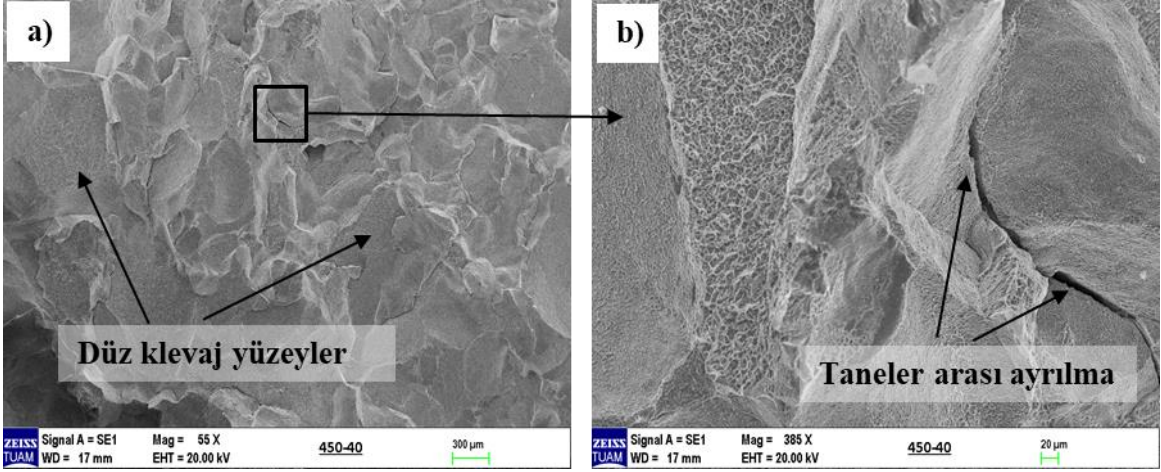
350°C’de uygulanan yaşlandırma işleminde sürenin 20 saate artmasıyla birlikte alaşımın kopma uzaması ve mukavemetinde belirgin bir artış görülmemiştir. 350/10 numunesinde olduğu gibi taneler arası ayrılma 350/20 numunesinde de gözlemlenmiştir. Fakat yaşlandırma süresinin 10 saatten 20 saate artmasıyla metastabil ω_{iso} ve α fazlarının

oluşumu artmaya devam etmiştir. Bu durum Şekil 6.20’de görülen yarı-klevaj olarak adlandırılan kırılmanın kademeli bir ilerleme gösterdiği yüzeylerin oluşmasına neden olmuştur. Bu kademeli yapılar sert ve kırılğan ω_{iso} fazlarının kayma sistemlerinin oluşumunu sınırlandırması ve dislokasyonların düzlemsel kaymasına yol açmasıyla oluşmuştur.



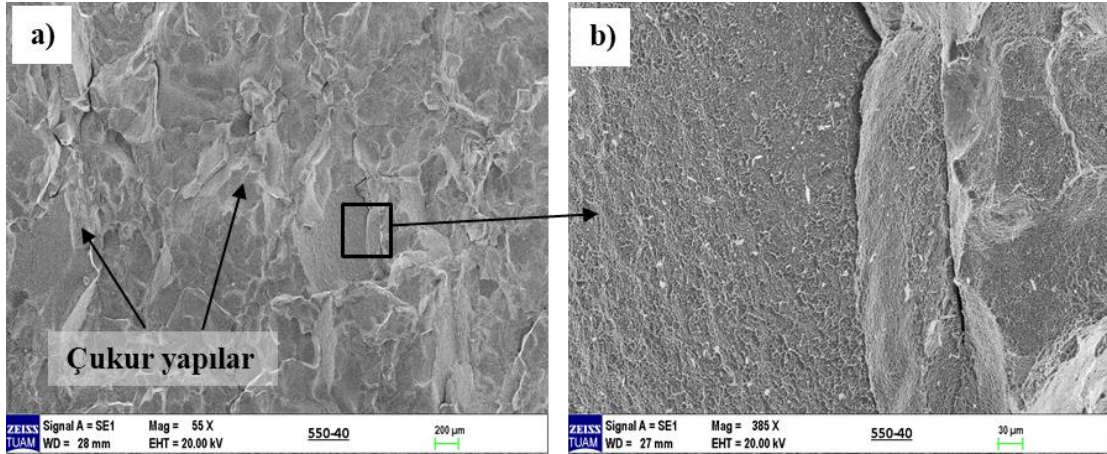
Şekil 6.20 350°C’de 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme numunesinin kırılma yüzeyi, a) 55X, b) 385X.

Sıcaklığın 450°C’ye çıkarılmasıyla birlikte ω_{iso} fazları α fazlarının oluşumuyla birlikte azalmış, buna bağlı olarak kademeli kırılma yüzeyleri yerine tane içi kırılma tipi ve çukur yapılar oluşmuştur. 450°C’de yaşlandırma işlemi uygulanan numunede, 40 saatin sonunda malzemenin mukavemet ve kopma uzamasında önemli bir düşüş görülmüştür. Bu nedenle de 450°C’de 40 saat yaşlandırma işlemi uygulanmasıyla birlikte kırılma yüzeyinde taneler arası ayrılmalar artmış, daha geniş klevaj yüzeyler oluşmaya başlamıştır (Şekil 6.21).



Şekil 6.21 450°C’de 40 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme numunesinin kırılma yüzeyi a) 55X, b) 385X.

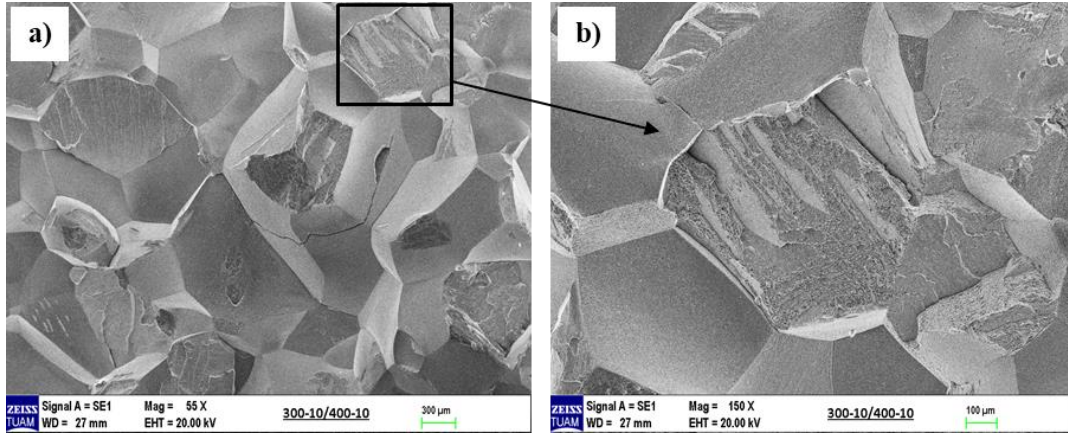
550°C’de 40 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme numunesinin kırılma yüzeyinde kopma uzamasının artmasına bağlı olarak sünek bir kırılma yüzeyi elde edilmiştir. Ayrıca yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin artmasıyla birlikte elde edilen yüksek kopma uzaması çekme numunesinin kırılma tipinin taneler arasından, tane içi kırılmaya doğru değişmesine neden olmuştur. Ayrıca 550/40 numunesinin kırılma yüzeyinde çukur yapıların yanında kısmi olarak düz klevaj yüzeylerde gözlemlenmiştir (Şekil 6.22).



Şekil 6.22 550°C’de 40 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme testi numunesinin kırılma yüzeyi a) 55X, b) 385X.

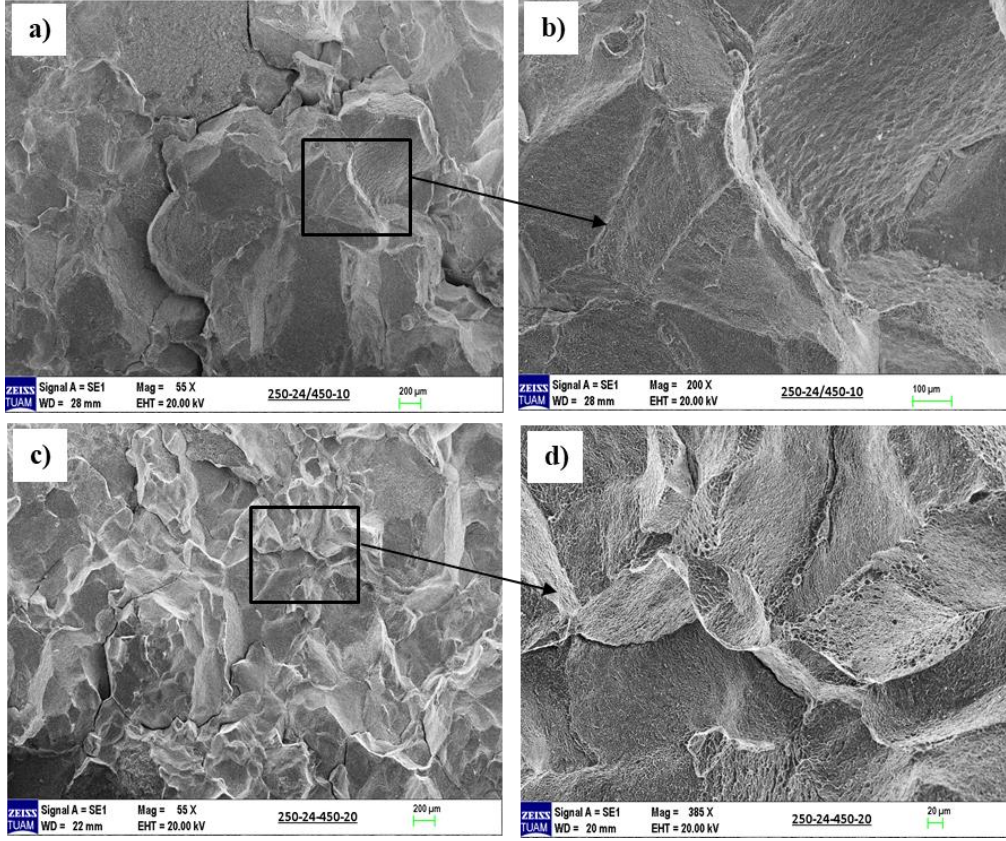
Dubleks yaşlandırma işlemlerinde, ön-yaşlandırma işlemleri ikinci basamakta oluşması beklenen faz dönüşümleri için metastabil ω_{iso} fazlarının oluşumunu sağlayarak faz dönüşümlerini hızlandırmaktadır. Fakat malzemenin mukavemetini ve mikro yapısal

özelliklerini yüksek oranda ikinci basamakta uygulanan yaşlandırma işlemleri belirlemektedir. II-400/10 numunesinde, ikinci basamakta ön yaşlandırma işlemleri sırasında oluşan ω_{iso} fazlarının, α fazlarına dönüşümü tamamlanamamıştır. Bu nedenle daha öncede bahsedildiği gibi alaşımın dayanım ve kopma uzamasında belirgin bir artış elde edilememiştir (Şekil 6.14). Bu nedenle II-400/10 numunesinin kırılma yüzeyi, solüsyona alınmış numuneye oldukça benzerdir. Kırılma yüzeyinde gevrek kırılma ve geniş yarı-klevaj yüzeyler gözlemlenmiştir (Şekil 6.23).



Şekil 6.23 II-400/10 yaşlandırma işlemi uygulanmış çekme testi numunesinin kırılma yüzeyi, a) 55X, b) 150X.

Şekil 6.24'te dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış I-450/10 ve I-450/20 numunelerinin kırılma yüzeyleri verilmiştir. Böylelikle artan ikinci basamak yaşlandırma işlem süresinin alaşımın kırılma yüzeylerine etkisi incelenmiştir. Görüldüğü gibi dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış I-450/10 numunesinde taneler arası ayrılma azalmış numune daha sünek bir kırılma davranışı göstermiştir (Şekil 6.24a-b). Ayrıca kırılma yüzeyinde çukur yapılar ve klevaj kırılma yüzeyleri bir arada oluşmuştur. I-450/20 numunesinde ise ikinci basamak yaşlandırma süresinin artmasıyla birlikte kopma uzaması artmış, buna bağlı olarak çukur yapılar artmış, taneler arası ayrılma ve düz klevaj yüzeyler azalmıştır (Şekil 6.24c-d).



Şekil 6.24 Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin kırılma yüzeyleri a-b) I-450/10, c-d) I-450/20.

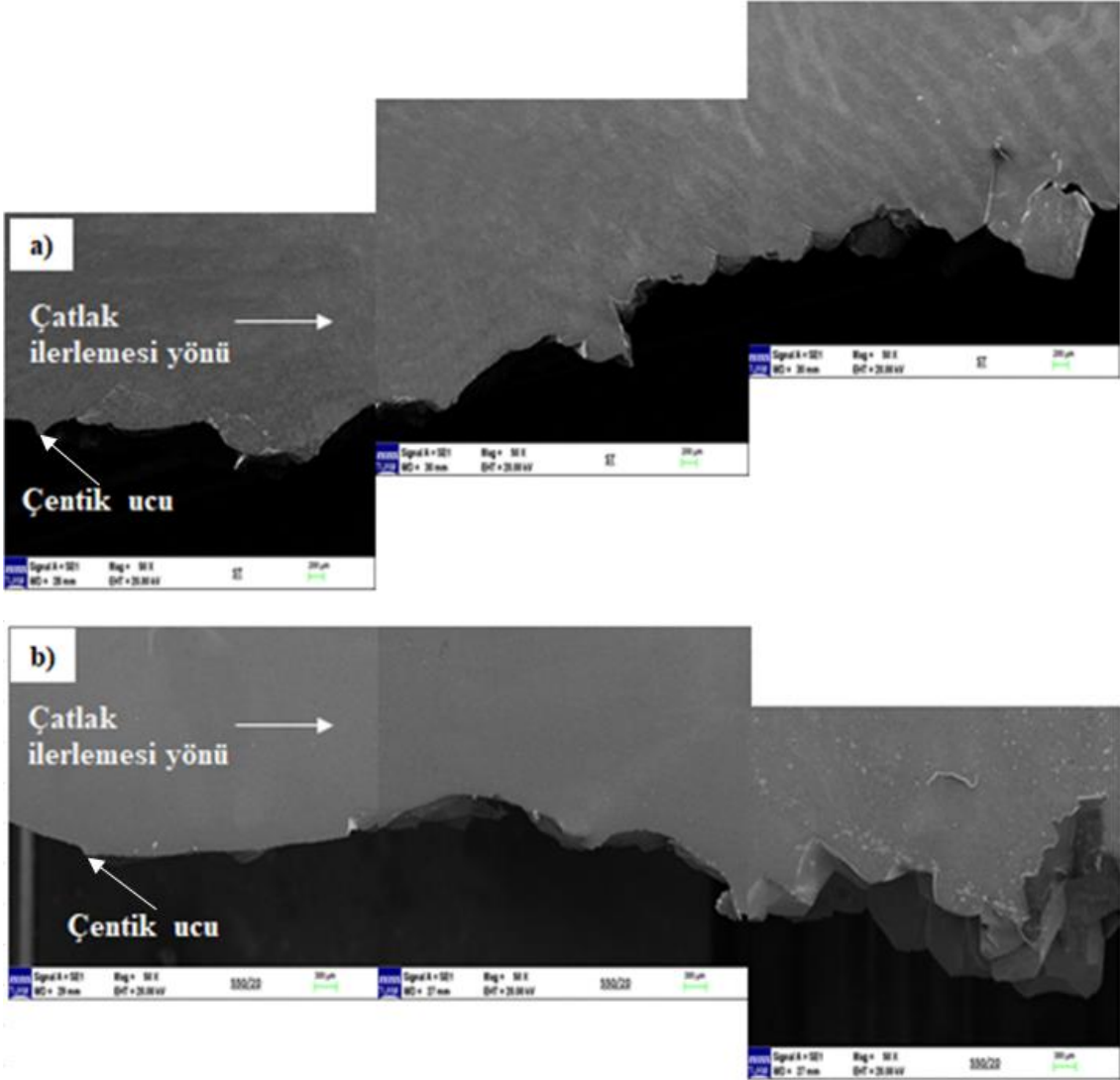
6.6 Yorulma Çatlak İlerlemesi Testi Sonuçları

6.6.1 Tek Basamaklı Yaşlandırma İşlemi Uygulanmış Numuneler

Tek basamaklı düşük ve yüksek sıcaklık yaşlandırma işlemlerinin, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının yorulma davranışlarına etkisi, alaşıma yorulma çatlak ilerlemesi testi uygulanarak belirlenmiştir. Ayrıca solüsyona alınmış numuneye yorulma çatlak ilerlemesi testi uygulanarak, ikincil fazların alaşımın yorulma çatlak oluşumu ve ilerlemesine etkisi değerlendirilmiştir. Test sonuçları Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının yorulma davranışının büyük oranda mikro yapıya bağlı olduğunu göstermiştir.

Solüsyona alınmış numunenin mikro yapısının sadece β fazlarından oluştuğu ve ortalama tane çapının 300 μ m olduğu daha önceki bölümlerde belirtilmişti. Solüsyona alma sıcaklığı ve süresinin artmasıyla birlikte, ortalama tane çapı, Santhosh vd. (2015)

tarafından yapılan çalışmaya kıyasla 8,5 kat artmıştır. Solüsyona alınmış metastabil β titanyum alaşımlarında, tane boyutu ve tane sınır açıları yorulma çatlak ilerlemesi hızını belirlemektedir. Solüsyona alınmış numunelerde yorulma çatlağı büyük düzlemsel kayma bantlarıyla birlikte oluşur ve küçük açılı bir tane sınırı ile karşılaştığında bir engelleme veya yeniden yönlendirme olmaksızın birkaç taneyi keserek ilerler (Long vd. 1999). Bu nedenle solüsyona alınmış numunelerde küçük açılı taneler yorulma çatlak ilerlemesi hızını artırır. Bu çalışmada ise tane boyutunun artmasıyla birlikte tane sınır açıları büyümüş ve büyük açılı taneler elde edilmiştir. Böylelikle solüsyona alınmış numunede, yorulma çatlağı uygulanan tekrarlı yüklerin etkisiyle çentik ucunda büyük açılı β tanelerinin kesişim bölgelerinde oluşmuş, tane sınırları boyunca ilerlemiştir. Ismarrubie vd. (2011) yapmış oldukları çalışmalarında, çatlağın solüsyona alınmış numunede, kayma bantlarının tane sınırları boyunca ilerlemesiyle birlikte kristallografik bir şekilde ilerlediğini gözlemlemiştir. Her bir tanenin kendine özgü kristallografik özellik göstermesi, çatlak ilerlemesinin çok sayıda yön değiştirmesine ve zikzak görünümünde çatlak büyümesine neden olmuştur (Şekil 6.25a). Çatlağın tane sınırları boyunca ilerlemesi ve bu şekilde zikzaklı bir ilerleme göstermesiyle birlikte çatlak ilerlemesi hızı bölgesel olarak değişkenlik göstermiştir. Solüsyona alındıktan sonra yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde ise durum farklılaşmıştır. Yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde ikincil fazların oluşmasıyla birlikte yorulma çatlak ilerlemesi non-kristografik bir ilerleme göstermiştir (Ismarrubie vd. 2011). Bu numunelerde yorulma çatlak ilerlemesi tane boyutundan ziyade ikincil fazların oluşumundan etkilenmiş ve matris boyunca ilerlemiştir. Bu nedenle solüsyona alındıktan sonra yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde Şekil 6.25b'de görüldüğü gibi çatlak daha düz bir doğrultuda ilerlemiştir. Bu durum çatlak boyunu kısaltmış ve yorulma çatlak ilerleme hızını arttırmıştır.



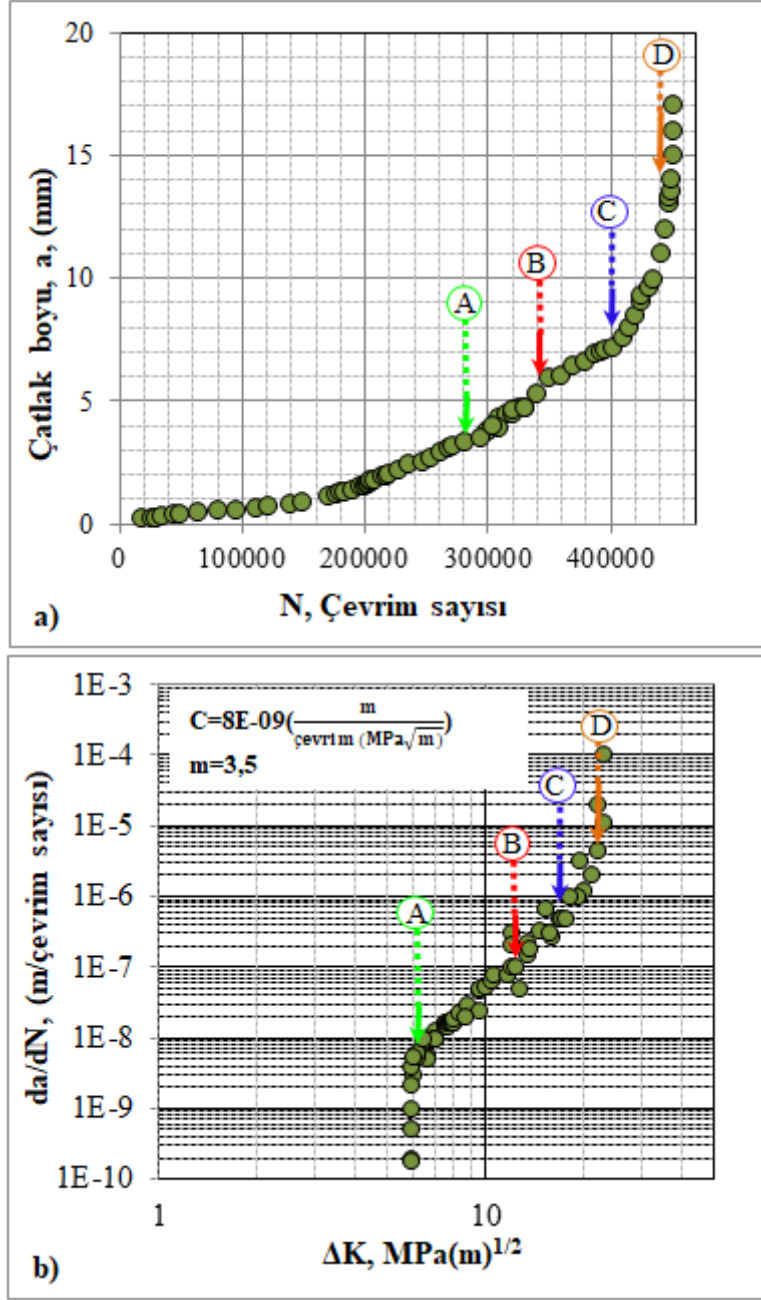
Şekil 6.25 Solüsyona alınmış ve yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çatlak ilerleme doğrultuları, a) Solüsyona alınmış numune, b) Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış 550/20 numunesi.

Fakat Şekil 6.25b’de görüldüğü gibi çatlak boyunun belli bir uzunluğa ulaşmasından sonra çatlak ilerlemesi solüsyona alınmış numunede olduğu gibi tane sınırları boyunca kristografik bir ilerleme göstermiştir. Bu bölgede yorulma yüklemesi altında belli bir boya ulaşan çatlakla birlikte zorunlu kırılma bölgesi oluşmuştur.

Solüsyona alınmış numunenin çatlak ilerlemesi test sonuçları Şekil 6.26’da verilmiştir. Çatlağın yükleme yönüne dik bir doğrultuda ilerlemeyip tane sınır açılarıyla yön değiştirmesi, çatlak ucunun hem kayma hem de açılma modu altında büyümesine neden olmuştur. Bilindiği üzere bir çatlak, uygulanan yüke dik doğrultuda büyüyor ise çatlak

Mod I (açılma modu) etkisiyle büyüme zorlanacaktır. Fakat çatlak uygulanan yüke dik ilerlemiyor ve belirli bir açıyla büyüyorsa bu durumda çatlak hem Mod I hem de Mod II (kayma modu) etkisiyle yani karma modda büyüyecektir. Yorulma testlerinde çatlak eğer sadece açılma moduyla büyüme zorlanırsa $K_{II}/K_I = 0$ olurken, eğer sadece kayma moduyla zorlanırsa $K_{II}/K_I = \infty$ olur (Richard ve Sander 2016). Bu durumda karma modda zorlanan bir çatlak, daha düşük bir ilerleme hızına sahip olacağından, daha uzun bir yorulma ömrü elde edilecektir (Yumak ve Aslantaş 2018, Silva vd. 2017).

Solüsyona alınmış numuneye yapılan testlerde de benzer olarak, tane sınırları boyunca ilerleyen çatlak karma mod etkisi altında büyüme zorlanmıştır. Bu nedenle solüsyona alınmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi hızı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelere kıyasla daha düşük bulunmuştur. Ayrıca Şekil 6.26'da çatlağın düz bir doğrultuda ilerlememesi sonucu test sonuçlarında çok sayıda saçılma ve sapmalar oluşmuştur. Şekil 6.26a'da görüldüğü gibi çatlağın tane sınırları boyunca ilerlemesi çatlak ilerleme hızında değişimlere neden olmaktadır. Şekil 6.26a'da gösterilen A, B ve C noktaları çatlak ilerleme hızının değiştiği noktalardır. Bu durum Şekil 6.26b'de $da/dN-\Delta K$ eğrisinde gösterilen bölgelerde saçılmalar oluşmasına neden olmuştur. ΔK_{th} değeri ise solüsyona alınmış numunede $5,9 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak hesaplanmıştır.

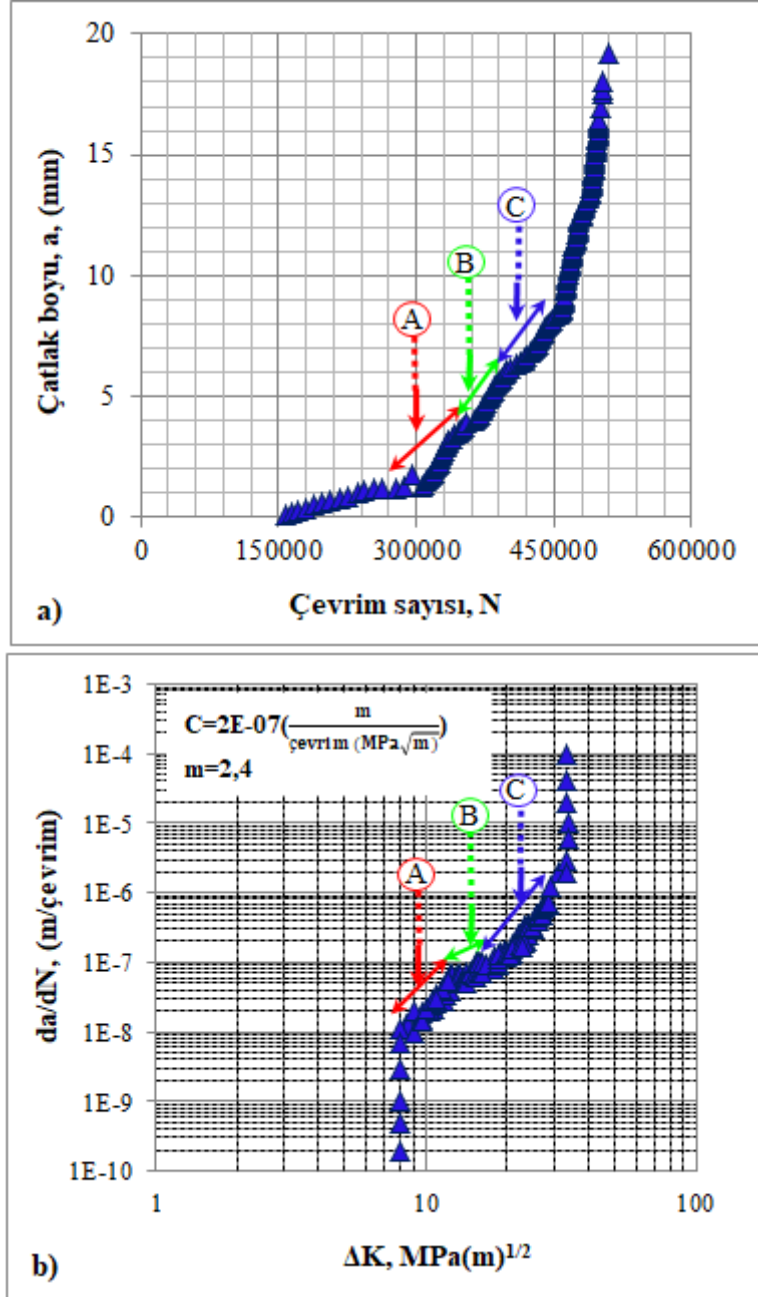


Şekil 6.26 Solüsyona alınmış numunenin yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN- ΔK .

Solüsyona alındıktan sonra yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde ise yorulma çatlak ilerlemesi tane boyutundan ziyade ikincil fazlarının oluşumundan etkilenmiştir. Yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerde, özellikle matriste oluşan α/β faz ara yüzeyleri mikro çatlakların oluşmasına neden olarak yorulma çatlak ilerlemesini kolaylaştırmaktadır. Bu nedenle yaşlandırma işlemi uygulanmış numunede, α faz yapısı, dağılımı ve hacimsel oranı metastabil β titanyum alaşımlarının yorulma çatlak

ilerlemesi davranışlarını belirlemektedir (Tokaji ve Ogawa 1992). Ayrıca metastabil β alaşımlarının yorulma davranışlarının belirlenebilmesi için metastabil ω_{iso} fazları ve çökeltiden yoksun alanların oluşumunun da incelenmesi gerekmektedir (Reck vd. 2019, Santhosh vd. 2015). Bu nedenle, çalışmada Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının yorulma davranışları incelenirken, hem düşük hem de yüksek sıcaklıkta 5, 10 ve 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış numuneler test edilmiştir.

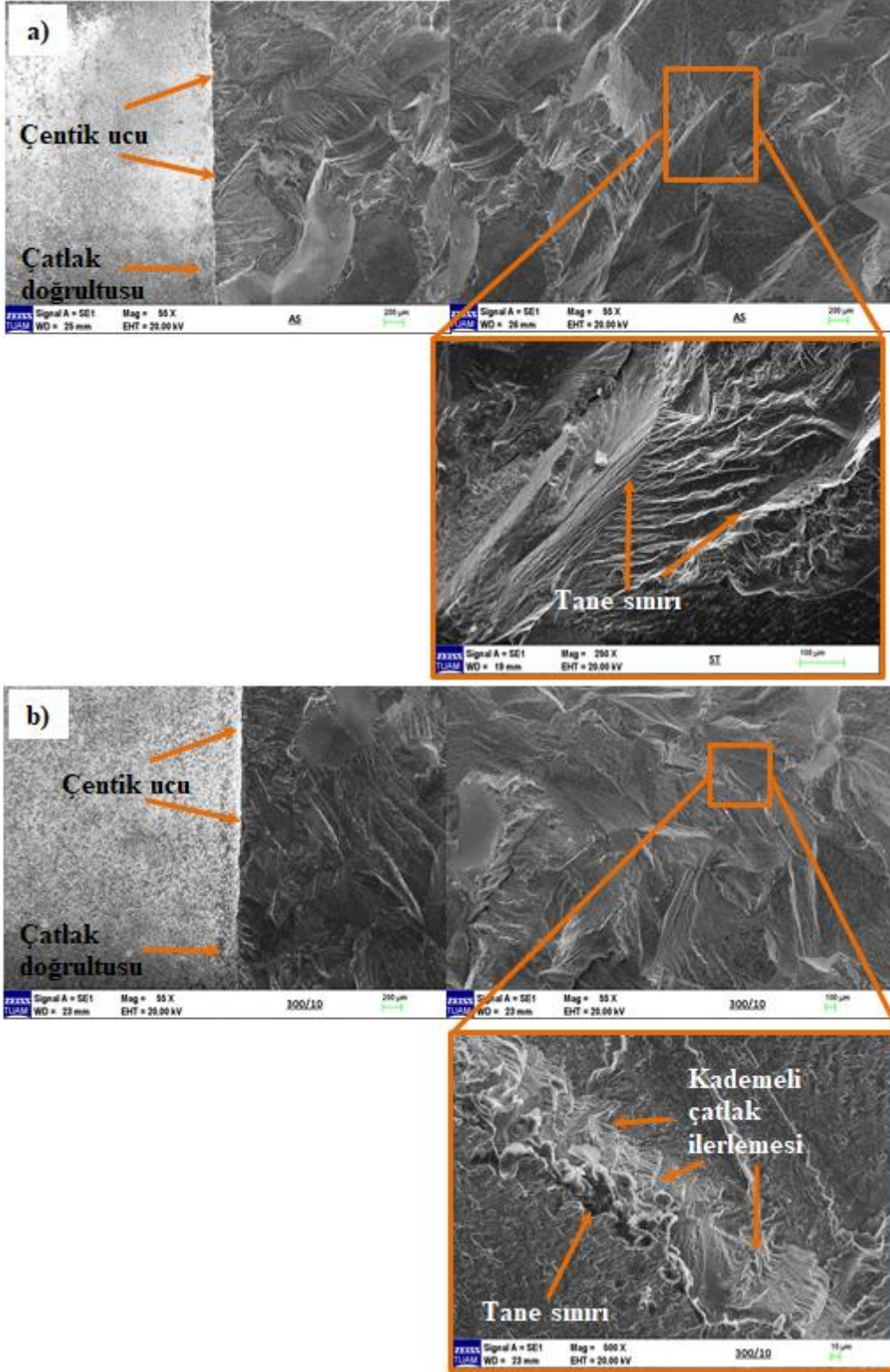
Düşük sıcaklıklarda ($\leq 450^\circ\text{C}$) uygulanan yaşlandırma işlemleri faz oluşumu için büyük bir itici güç ve yüksek oranda faz çökmesi sağlarken, düşük sıcaklık nedeniyle alaşım elementlerinin difüzyonunun azalmasıyla çökeltilerin büyümesini azaltır (Zhang vd. 2020). Bu nedenle 300°C gibi düşük sıcaklıklarda, metastabil ω_{iso} ve küçük boyutlarda α fazları oluşmaktadır. Metastabil ω_{iso} fazları deformasyon sırasında düzlemsel bir kayma oluşturmaktadır. Bu durum çatlak önünde karma mod yüklemesinin artmasına sebep olmuştur (Duerig vd. 1985). Böylelikle solüsyona alınmış numunede, $5,9 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak elde edilen ΔK_{th} değeri, 300/10 numunesinde $8 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak hesaplanmıştır. Ayrıca metastabil ω_{iso} fazlarının deformasyon sırasında düzlemsel kayması, yorulma çatlağının çok sayıda yön değiştirmesine neden olmuştur. Bu durum çatlağın zikzak şeklinde ilerlemesine neden olurken, aynı zamanda çatlak ilerleme hızını azaltmıştır. Ayrıca 300/10 numunesinde, oluşan sert ω_{iso} fazları yorulma çatlak ilerlemesi önünde küçük engeller oluşturarak çatlak ilerleme hızını düşürmüştür (Şekil 6.27). Bu nedenle 300/10 numunesinde yorulma ömrü solüsyona alınmış numuneye kıyasla %12 artmıştır. Şekil 6.26'da A, B ve C olarak gösterilen farklı çatlak ilerlemesi hızları, metastabil ω_{iso} fazlarının düzlemsel kayması ve çökeltiden yoksun alanların oluşumunun bir sonucudur.



Şekil 6.27 300/10 numunesinin yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları, a) a-N, b) da/dN- ΔK .

Solüsyona alınmış ve 300/10 numunelerinin kırılma yüzeyleri Şekil 6.28'de verilmiştir. Yorulma numunelerinin kırılma yüzeyleri incelendiğinde, solüsyona alınmış ve 300/10 numunesinin oldukça benzer kırılma yüzeylerine sahip olduğu görülmektedir. Solüsyona alınmış numunede tane sınırları boyunca ilerleyen çatlakla ve 300/10 numunesinde ise ω_{iso} fazlarının düzlemsel kaymasıyla kademeli kırılma yüzeyleri oluşmuştur. Kırılma yüzeyi bu numunelerde yüksek pürüzlülüğe sahiptir. Bu iki numunede de yorulma hasarı kademeli olarak ilerlerken her bir tane içinde farklı kırılma

yüzeyleri oluşturmuştur.

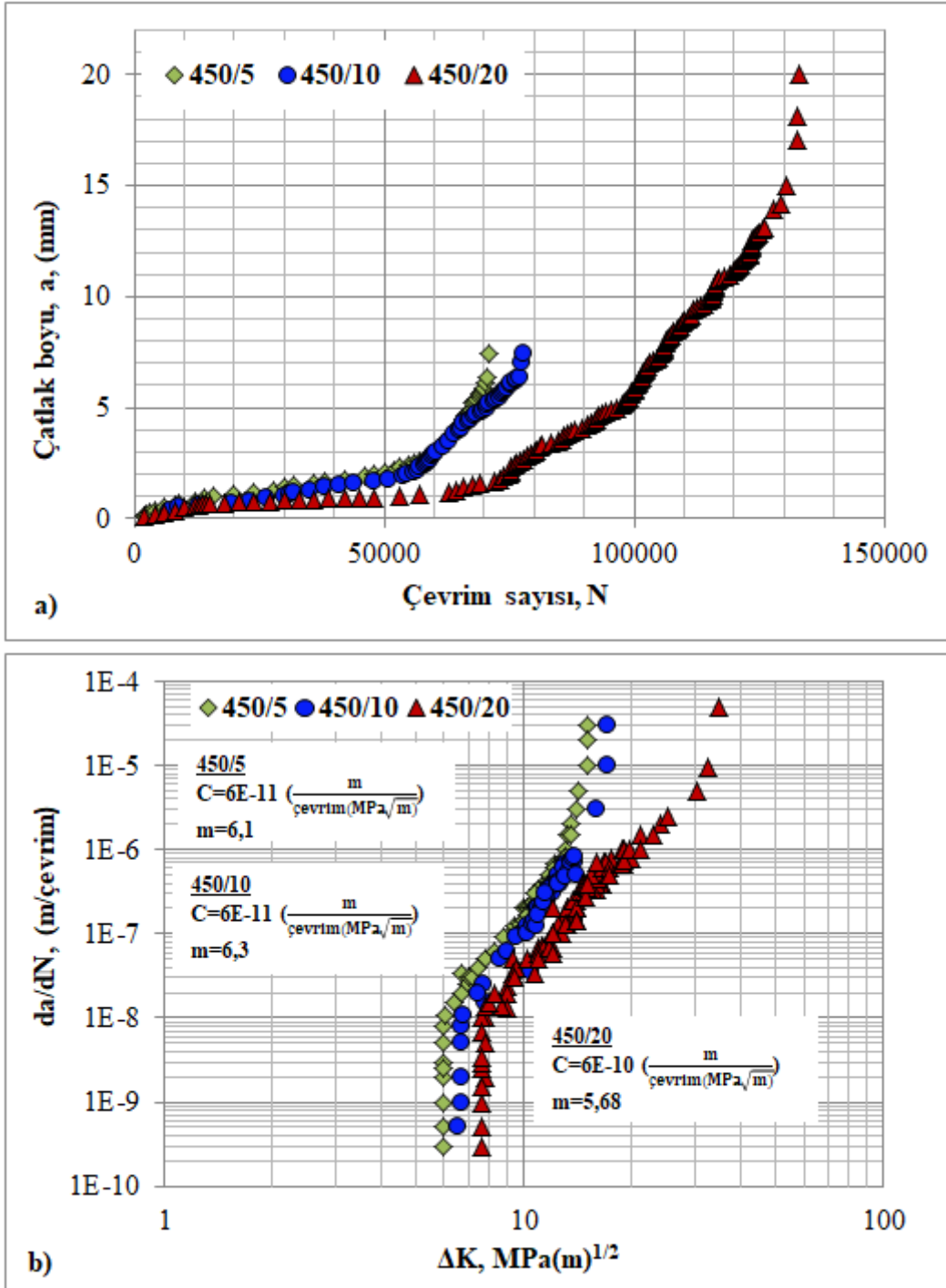


Şekil 6.28 Yorulma numunelerinin hasar yüzeylerinin SEM görüntüleri, a) Solüsyona alınmış numune, b) 300/10 numunesi.

Solüsyona alınmış numunede yorulma çatlağının, her bir tanenin farklı boyuttaki tane sınırları boyunca ilerlemesiyle birlikte daha geniş kademeli yapılar oluşmuştur. 300/10 numunesinde ise ω_{iso} fazları kayma sistemlerinin oluşumunu sınırlandırmış ve dislokasyonların düzlemsel kaymasına yol açarak, düz klevaj yüzeyler oluşturmuştur. Bu nedenle her iki numunedeki kademeli yapılar farklı büyüklükte oluşmuştur. Bu kademeli yapılar çatlak doğrultusuna ve yönüne etki ederek yorulma çatlak ilerlemesi hızını belirlemektedir. Şekil 6.28a'da görüldüğü gibi büyük β taneleri ile çatlak ilerlemesi kontrol edilen solüsyona alınmış numunede kademeli yapılar daha büyük olarak oluşmuştur. Şekil 6.28b'de ise 300/10 numunesinde bu kademeli yapılar oldukça küçük oluşmuştur. Bu nedenle yorulma çatlak ilerlemesi hızı 300/10 numunesinde daha düşük bulunmuştur.

Düşük sıcaklıklarda uygulanan yaşlandırma işlemlerinde, alaşım elementlerinin difüzyonlarının yavaşlaması nedeniyle ikincil faz çökeltilerinin büyümesi için uzun sürelere ihtiyaç duyulur (Santhosh vd. 2014). Bu nedenle literatürde düşük sıcaklık yaşlandırma işlemlerinde işlem süresinin titanyum alaşımlarının mikro yapısına etkisinin araştırıldığı çok sayıda çalışmaya rastlanmıştır (Santhosh vd. 2015, Chou vd. 2012). Bu çalışmalarda düşük sıcaklıklarda artan yaşlandırma işlemi süresiyle birlikte ikincil faz oluşumun arttığı gözlemlenmiştir. Bu noktadan hareketle 450°C'de 5, 10 ve 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanarak alaşımın yorulma çatlak ilerlemesi özellikleri incelenmiştir. Şekil 6.29'da 450°C'de yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çatlak ilerlemesi test sonuçları verilmiştir. Görüldüğü gibi, yaşlandırma süresinin 5 saatten 20 saate doğru artmasıyla birlikte, çatlak ilerleme hızı azalmış, yorulma ömrü artmıştır (Şekil 6.29a). Bu durum 450°C'de yaşlandırma işlemi süresinin artmasıyla α faz oluşumunun sürekli olarak artması ve mikro yapıda çökeltiden yoksun alanların azalmasıyla alakalıdır. Çökeltiden yoksun alanlar yüksek oranda birikmiş plastik deformasyona neden olarak dislokasyon hareketlerini arttırmaktadır (Reck vd. 2019). Bu durum yorulma çatlağının oluşumunu ve ilerlemesini hızlandırmaktadır.

450°C'de yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde en düşük ΔK_{th} değeri 450/5 numunesinde elde edilirken, yaşlandırma işlem süresinin artmasıyla birlikte en yüksek ΔK_{th} değeri bu grupta 450/20 numunesinde elde edilmiştir (Şekil 6.29b).



Şekil 6.29 Düşük sıcaklıkta (450°C) yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları, a) a-N, b) da/dN- ΔK .

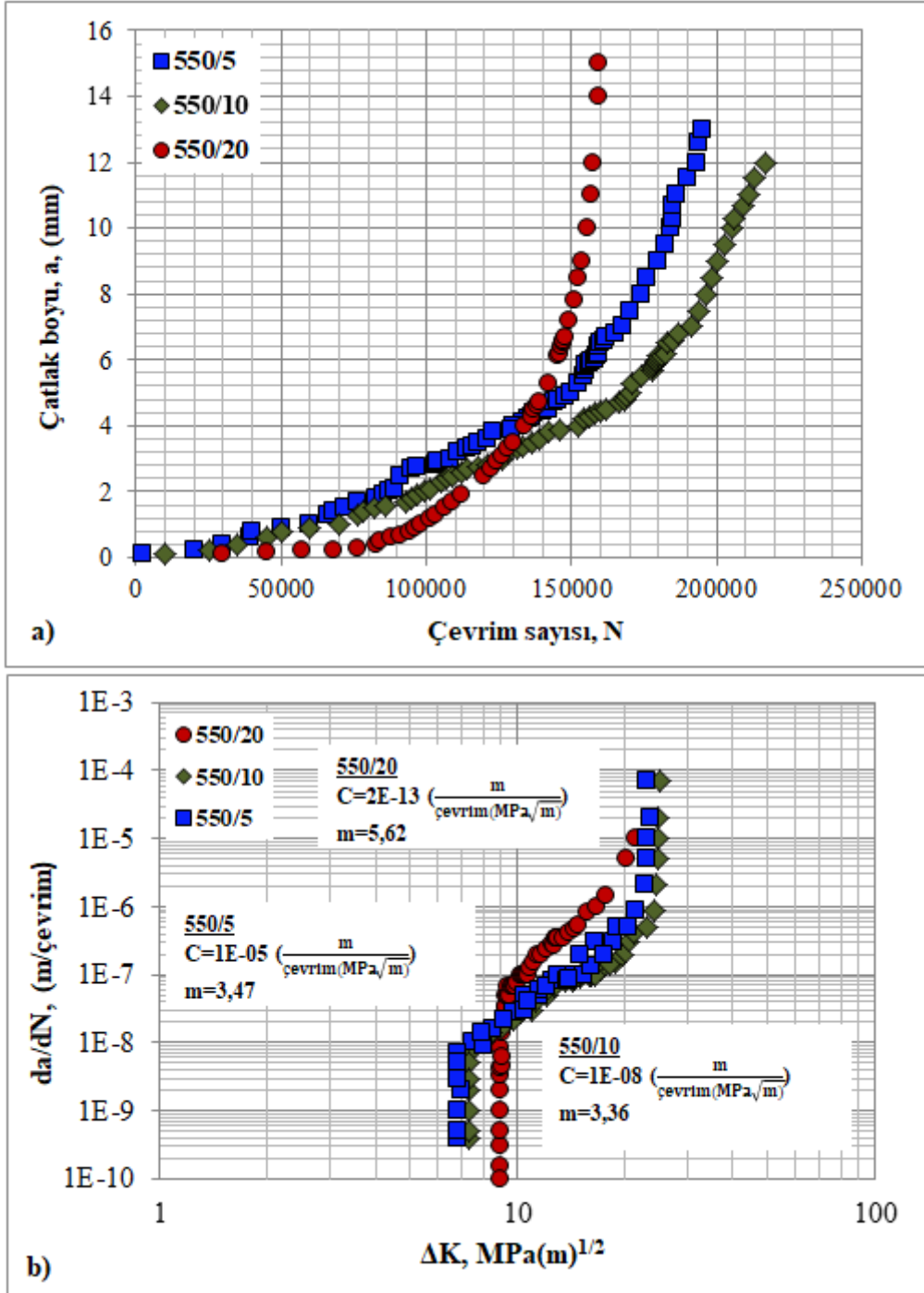
Metastabil β titanyum alaşımlarıyla alakalı yapılan birçok çalışmada, ΔK_{th} değerinin alaşımının kopma uzamasıyla alakalı olduğu ifade edilmiştir (Schmidt vd. 2011, Jha ve Ravichandran 2000). Kopma uzamasının artması çentik uç noktasında büyük deformasyon bölgesi oluşturarak çatlak oluşumunu geciktirmektedir (Schmidt vd.

2011). Bölüm 6.4’de de belirtildiği gibi 450°C’de yaşlandırma işlemi süresinin artmasıyla birlikte kopma uzaması 20 saate kadar artmıştır. Bu duruma bağlı olarak 450°C’de yaşlandırma süresinin artmasıyla ΔK_{th} değeri artmıştır. Yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları 300/10 ve solüsyona alınmış numune ile kıyaslandığında test sonuçlarında bir saçılma ve zikzak şeklinde ilerleme oluşmadığı görülmektedir. Bu durumun nedeni yorulma çatlak ilerlemesi davranışlarının numunede oluşan α fazları tarafından belirlenmesidir. Bu grup numunelerde α fazlarının oluşmasıyla birlikte yorulma çatlakları α fazları arasındaki boşlukları takip ederek ilerleme göstermiştir (Schmidt vd. 2011). Bu durumda tane boyutunun alayımın yorulma çatlak ilerlemesi üzerindeki etkisi ortadan kalkmıştır. Matris boyunca α fazları arasında ilerleyen çatlak daha düz bir doğrultuda ilerlemiş ve bu nedenle yorulma test sonuçlarında bir saçılma gözlemlenmemiştir.

Yüksek yaşlandırma işlemi sıcaklıklarında ise ($\geq 550^\circ\text{C}$) ısı işlem kinetiğinin artması α fazlarının büyümesi için büyük bir itici güç sağlarken, düşük soğuma nedeniyle faz çökmesi azalır (Zhang vd. 2020). Bu durum sonucunda yüksek sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi uygulanan numunede, düşük hacimsel oranda ve büyük boyutlarda α fazları elde edilebilir. Ayrıca artan yaşlandırma işlemi sıcaklığıyla birlikte, düşük sıcaklıklarda oluşan metastabil ω_{iso} fazları ortadan kalkar. Bu nedenle yüksek sıcaklıkta yaşlandırma işlemi uygulanmış numunede yorulma çatlaklarının davranışı α fazlarının hacimsel oranı, boyutları ve dağılımı ile belirlenmiştir. Yorulma çatlakları bu grup numunelerde tane sınırı ve metastabil fazları gibi bir engelle karşılaşmaksızın, α/β ara yüzeylerinde oluşan mikro çatlaklar ile ilerler (Schmidt vd. 2011). Bu durumda çatlak tıpkı düşük sıcaklıkta yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerde olduğu gibi yüklemeye doğrultusuna daha dik bir doğrultuda ilerler ve çatlak ucunda karma mod yüklemeye oluşmaz. Bu durum da Şekil 6.30’da görüldüğü gibi yorulma testlerinde elde edilen grafikler daha doğrusal ilerlemeye neden olur ve bir sapma veya saçılma oluşmaz.

Yüksek sıcaklıklarda yaşlandırma işlem süresinin artmasının α fazlarının büyümesine neden olduğu Bölüm 6.1’de elde edilen sonuçlardandır. Şekil 6.30’da görüldüğü gibi 550°C’de α fazlarının büyümesi sonucu çatlak ilerlemesi hızı ilk 10 saate kadar artmıştır. 550/5 ve 550/10 numunelerine ait test sonuçları incelendiğinde, ΔK_{th} değeri

ve çatlak ilerlemesi hızlarının birbirine oldukça yakın olduğu görülmektedir.



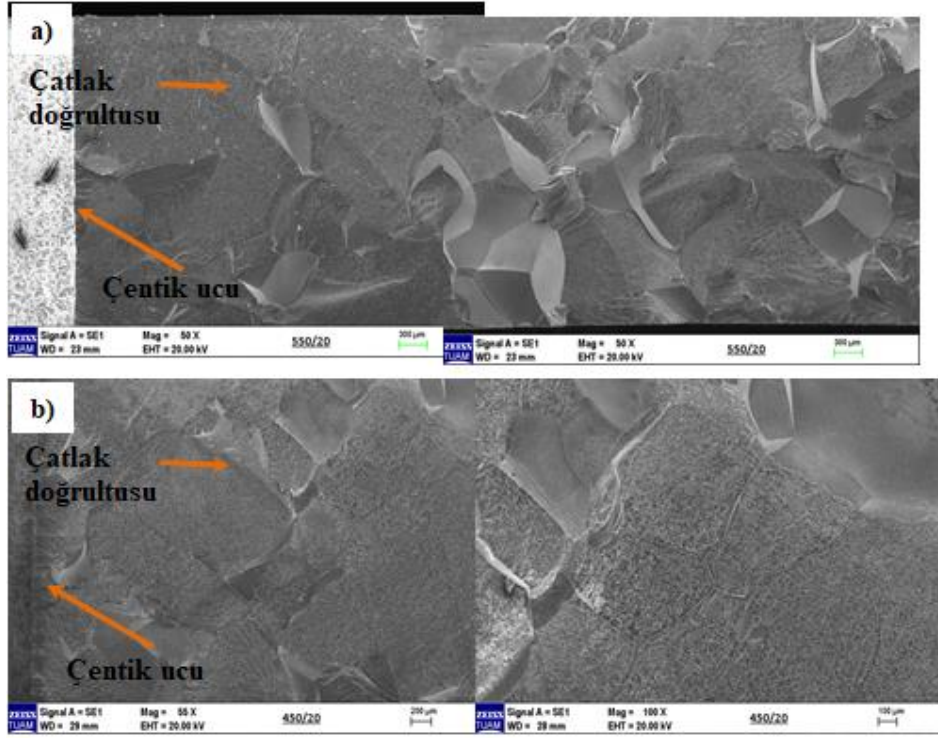
Şekil 6.30 Yüksek sıcaklıkta (550°C) yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.

Yaşlandırma süresinin 20 saate artmasıyla birlikte ise a fazlarındaki büyüme devam etmiştir. Bunun bir sonucu olarak alaşımın kopma uzaması bir miktar artmış ve bu

durum alaşımın ΔK_{th} değerinin daha yüksek bulunmasına neden olmuştur. Fakat artan yaşlandırma işlemi süresiyle birlikte α fazları Bölüm 6.1’de bahsedildiği gibi ince ve iri yapılar olarak kelebilmektedir. Bu durum yorulma çatlak ilerlemesi direncini olumsuz etkilemiş ve 550/20 numunesinde çatlak ilerlemesi hızı arttırmıştır.

ΔK_{th} değeri yaşlandırma işlem süresinin artmasıyla birlikte artmış ve sırasıyla 5, 10 ve 20 saat için $6,5 \text{ MPa(m)}^{1/2}$, $7 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ ve $9 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak elde edilmiştir (şekil 6.30b). 550°C ’de yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde yaşlandırma süresinin artmasıyla yorulma ömrü 10 saate kadar artmıştır. Yaşlandırma süresinin 20 saate artmasıyla ise yorulma ömrü mikro yapıda iri ve ince α fazları nedeniyle azalmıştır.

şekil 6.31’de düşük sıcaklıkta ve yüksek sıcaklıkta yaşlandırma işlemi uygulanmış test numunelerinin kırılma yüzeyleri verilmiştir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde, her iki numunenin kırılma yüzeylerinin oldukça benzer olduğu görülmektedir. Her iki numunede de kırılma yüzeyi düz geniş klevaj yüzeylerden oluşmuştur. Bu durum daha öncede bahsedildiği gibi, yorulma çatlağının tane sınırları yerine matris boyunca düz bir şekilde ilerlemesinden kaynaklanmaktadır. Bu nedenle bu grup numunelerde yorulma çatlak ilerlemesi eğrilerinde bir saçılma veya bir düzensizlik gözlemlenmemiştir. Ayrıca tane sınırı yerine matris boyunca ilerleyen çatlak nedeniyle 550/20 ve 450/20 numunelerinde, solüsyona alınmış numuneden farklı olarak yüzeyde kademeli yapılar ortadan kalkmış ve yüzey daha düz bir hale gelmiştir (şekil 6.31).



Şekil 6.31 Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin kırılma yüzeyleri, a) 550/20 numunesi, b) 450/20 numunesi.

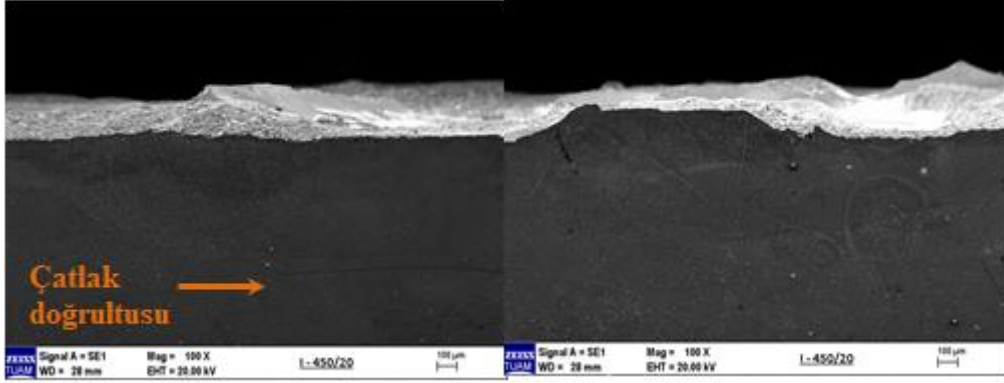
Solüsyona alınmış, düşük ve yüksek sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde elde edilen sonuçlar Çizelge 6.1’de verilmiştir. Görüldüğü gibi en düşük ΔK_{th} değeri $5,9 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak solüsyona alınmış numunede elde edilmiştir. Düşük sıcaklık yaşlandırma işlemlerinde maksimum ΔK_{th} değeri 300/10 numunesinde $8,48 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak bulunmuştur. Yüksek sıcaklık yaşlandırma işlemlerinde ise $9 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak 550/20 numunesinde elde edilmiştir. Yorulma çatlak ilerlemesi testlerinde ΔK_{th} değeri yanında C ve m malzeme sabitleri de elde edilmiştir. C ve m malzeme sabitleri çatlak ilerleme hızının bir ölçüsüdür ve Paris-Erdoğan denklemi ile yorulma çatlak ilerlemesi eğrisinin ikinci bölgesinden elde edilmektedir. Solüsyona alınmış numunede m katsayısı 3,5 olarak ölçülmüştür. Düşük sıcaklıkta yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde en düşük m katsayısı 300/10 numunesinde 2,4 olarak bulunmuştur. Yüksek sıcaklık yaşlandırma işlemlerinde ise en düşük m katsayısı 550/10 numunesinde 3,36 olarak bulunmuştur. Bir diğer malzeme sabiti olan C ise yapılan testlerde en yüksek, düşük sıcaklık yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde 300/10 numunesinde ve yüksek sıcaklık yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde 550/10 numunesinde elde edilmiştir.

Çizelge 6.1 Yaşlandırma işleminin ΔK_{th} , C ve m üzerindeki etkisi.

Numune	m	C m/(çevrim(MPa \sqrt{m}))	ΔK_{th} (MPa(m) $^{1/2}$)
Solüsyona alınmış	3,5	8E-09	5,9
300/10	2,4	2E-07	8,48
450/5	6,1	6E-11	6
450/10	6,3	6E-11	6,4
450/20	5,68	6E-10	7
550/5	3,47	1E-09	6,5
550/10	3,36	1E-08	7
550/20	5,62	2E-13	9

6.6.2 Dupleks Yaşlandırma İşlemi Uygulanmış Numuneler

Dupleks yaşlandırma işleminin, mikro yapıda çökeltiden yoksun alanları ve α_{TS} fazlarının oluşumunu azalttığı, α fazlarının daha küçük, yüksek hacimsel oranda ve uniform oluşmasını sağladığı yapılan çalışmalar sırasında gözlemlenmiştir (Santhosh vd. 2015). Bu nedenle α fazlarının dağılımı ve oluşum karakteristikleri tek basamaklı yaşlandırma işlemlerinde olduğu gibi dupleks yaşlandırma işlemlerinde de çatlak ilerleme davranışlarını etkilemesi beklenmektedir. Yapılan testler sonrasında yorulma çatlağının α fazları arasındaki küçük boşlukları ve mikro çatlakları takip ederek ilerlediği sonucuna varılmıştır. Yapılan optik gözlemler dupleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunede çatlağın düz bir doğrultuda ilerlediğini net olarak ortaya koymaktadır (Şekil 6.32). α fazlarının dupleks yaşlandırma işlemleriyle birlikte daha küçük boyutta ve yüksek hacimsel oranda oluşması, α fazları arasındaki boşlukları azaltmıştır. Bu durumda çatlak, tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numuneye kıyasla daha düz bir doğrultuda ilerlemiştir. Bu durum, hiçbir yön değiştirme veya bir sapma olmaksızın ilerleyen çatlağın hızının artmasına neden olmuştur. Böylelikle alaşımın mekanik özelliklerini artmasına neden olan ince ve yüksek hacimsel oranda oluşan α fazları, çatlak ilerleme hızını da arttırmıştır.



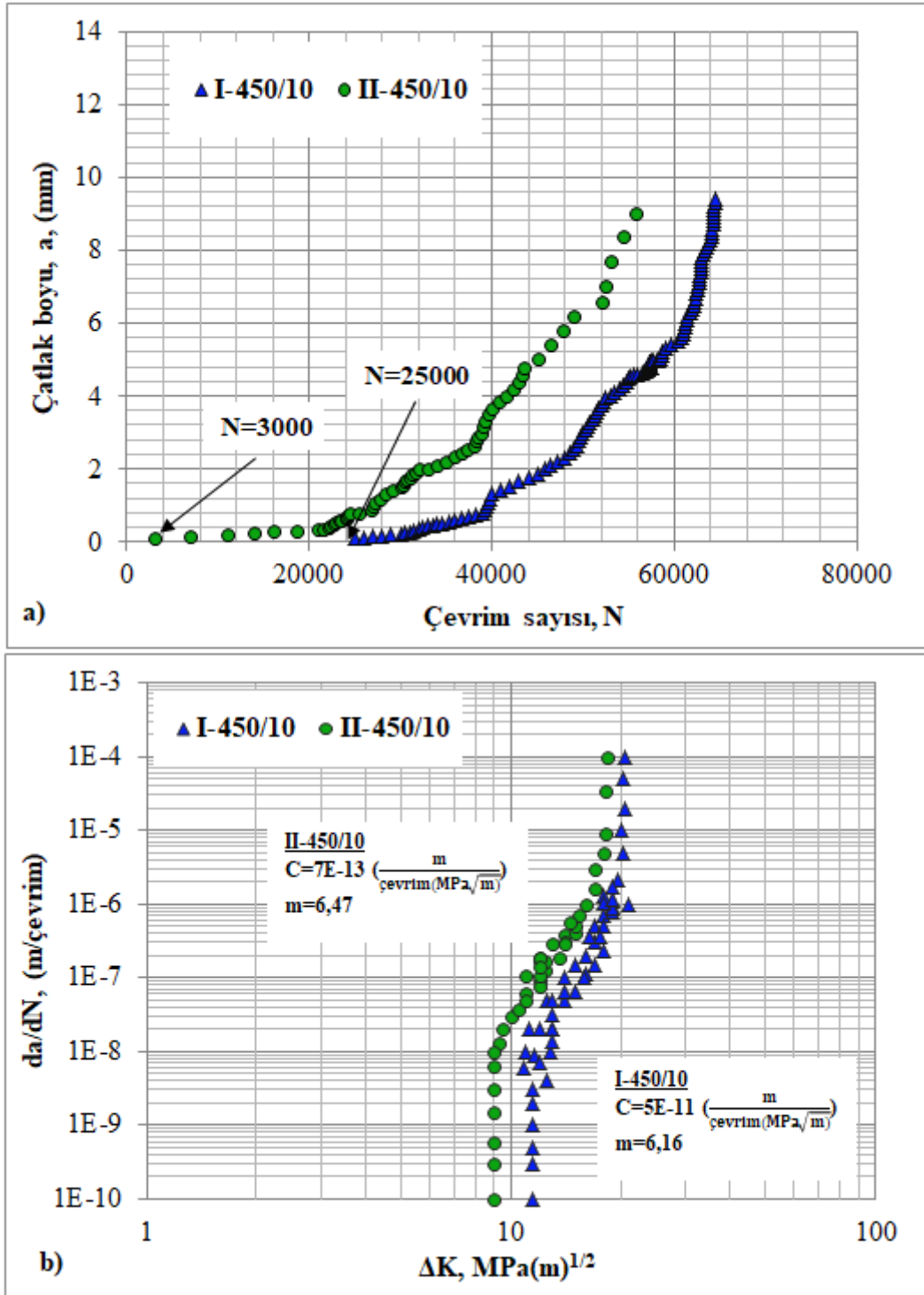
Şekil 6.32 Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanmış I-450/20 numunesinin yorulma çatlak ilerlemesi doğrultusu.

Dupleks yaşlandırma işlemleri daha öncede belirtildiği gibi ön yaşlandırma işlemi ve ikinci basamak yaşlandırma işlemi olmak üzere iki adımda uygulanmaktadır. Dupleks yaşlandırma işlemlerinde, ön yaşlandırma işlemi α fazlarının oluşması için ara fazların oluşmasını sağlamaktadır. İkinci basamak yaşlandırma işlemleri ise sıcaklık ve süresine bağlı olarak α fazlarının boyutunu ve hacimsel oranını belirlemektedir. Bu nedenle dupleks yaşlandırma işlemlerinin metastabil β titanyum alaşımlarının yorulma çatlak ilerlemesi davranışlarına etkisi incelenirken, ön yaşlandırma ve ikinci basamak yaşlandırma işlemlerinin etkileri ayrı ayrı değerlendirilmelidir.

Dupleks yaşlandırma işlemlerinde, düşük sıcaklıklarda uygulanan ön yaşlandırma işlemleriyle birlikte α fazlarının oluşumu kontrollü bir şekilde gerçekleştirilmektedir. Böylelikle çatlak oluşumunu kolaylaştıran α_{TS} ve yumuşak çökeltiden yoksun alanların oluşumu engellenmektedir. Bu nedenle ön yaşlandırma işleminin yorulma çatlak ilerlemesi için oldukça belirleyici olduğu söylenebilir. Tez çalışmasında ön yaşlandırma işlemlerinin, çatlak ilerleme hızına etkisini incelemek için solüsyona alınmış numunelere 300°C'de 10 saat ve 250°C'de 24 saat olmak üzere iki farklı ön yaşlandırma işlemi uygulanmıştır.

Şekil 6.33'de farklı ön yaşlandırma işlemi uygulanmış numuneler için çatlak ilerlemesi davranışları verilmiştir. Bölüm 6.4'de ön yaşlandırma işlemlerinin alaşımın çekme özelliklerine etkisi incelenmiş ve 250°C'de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunede kopma uzaması daha yüksek bulunmuştur. Bu durum 250°C'de 24 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numunede, çentik uç noktasında deformasyon oluşumunu

arttırmış ve çatlak oluşumunu geciktirmiştir.



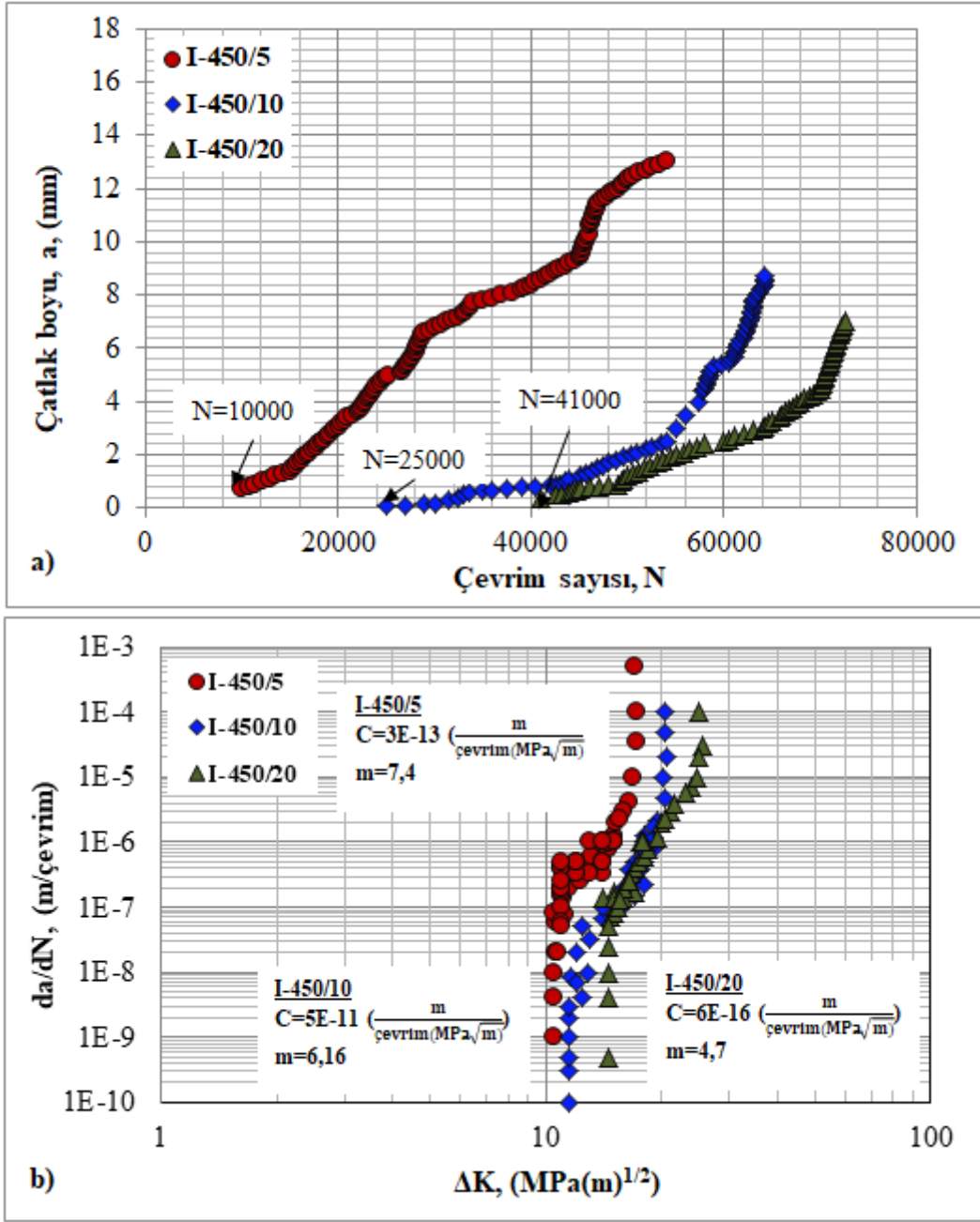
Şekil 6.33 250°C'de 24 saat ve 300°C'de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları, a) a-N, b) da/dN- ΔK .

Böylelikle 250°C'de 24 saat ön yaşlandırma uygulanan numunelerde ΔK_{th} değeri

300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunelere kıyasla daha yüksek bulunmuştur. İlk çatlak ölçümü Şekil 6.33a’da gösterildiği gibi II-450/10 numunesinde 3000 çevrim sonrasında alınırken, I-450/10 numunesinde 25000 çevrim sonrası alınmıştır (Şekil 6.33a). Ayrıca II-450/10 numunesinde ΔK_{th} değeri $9 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak bulunurken, I-450/10 numunesinde $11,5 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak bulunmuştur (Şekil 6.33b). Şekil 6.33’de görüldüğü gibi II-450/10 numunesinde yorulma çatlak oluşumu daha kısa bir zaman zarfında gerçekleşmiş ve hızlanarak artmıştır. Bu duruma bağlı olarak II-450/10 numunesinde çatlak ilerlemesi hızı I-450/10 numunesine kıyasla daha yüksek bulunmuştur (Şekil 6.33b). Bu şekilde II-450/10 numunesinde m katsayısı artan yorulma çatlak ilerlemesi hızıyla birlikte 6,46 olarak bulunurken, I-450/10 numunesinde azalan yorulma çatlak ilerlemesi hızıyla birlikte 6,16 olarak bulunmuştur. α fazlarının bu şekilde büyük boyutta ve düşük hacimsel oranda oluşması II-450/10 numunesinin çatlak ilerleme davranışını da olumsuz etkilemiştir.

Dubleks yaşlandırma işlemlerinde, ön-yaşlandırma işlemi kadar ikinci basamak yaşlandırma işlemleri de alaşımın faz oluşumuna ve dağılımına etki etmektedir. Bu nedenle dubleks yaşlandırma işleminin alaşımın yorulma davranışlarına etkisi incelenirken, ikinci basamak yaşlandırma işlemlerinin etkisi de incelenmiştir. Şekil 6.34’de farklı sürelerde düşük sıcaklıkta ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin çatlak ilerleme davranışları verilmiştir. Görüldüğü gibi, ikinci basamak yaşlandırma işlemi süresinin artmasıyla birlikte alaşımın mukavemeti ve kopma uzaması artarken (bakınız Şekil 6.10), aynı zamanda yorulma çatlak oluşumu gecikmiş ve ΔK_{th} değeri artmıştır. Şekil 6.34a’da gösterildiği gibi I-450/5 numunesinde ilk çatlak ölçümü 10000 çevrim sonrası, I-450/10 numunesinde 25000 çevrim sonrası ve I-450/20 numunesinde 41000 çevrim sonrasında ölçülmüştür.

ΔK_{th} değeri I-450/5, I-450/10 ve I-450/20 numunelerinde $10,5 \text{ MPa(m)}^{1/2}$, $11,5 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ ve $14,5 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak elde edilmiştir (Şekil 6.34b). Yorulma çatlak ilerlemesi hızları ise en yüksek I-450/5 numunesinde elde edilirken, yaşlandırma süresinin artmasıyla birlikte azalmış ve en düşük çatlak ilerlemesi hızı I-450/20 numunesinde elde edilmiştir. Elde edilen sonuçlarda dikkat çeken bir diğer hususta, numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi eğrilerinin karakteristikleridir.



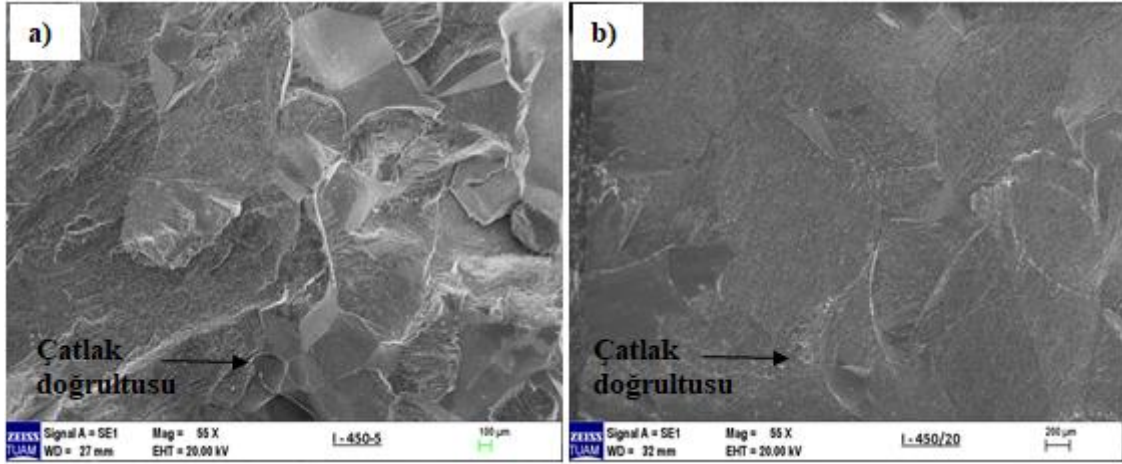
Şekil 6.34 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi ardından 450°C’de 5, 10 ve 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.

Şekil 6.34a’da görüldüğü gibi I-450/5 numunesinin a-N eğrileri oldukça lineer bir şekilde ilerlerken, I-450/10 ve I-450/20 numunesinde a-N eğrileri asimtotik bir şekilde ilerleme göstermiştir. Bu durum I-450/5 numunesinde α fazlarının oluşumu için yeterli sürenin olmamasından dolayı mikro yapıda geniş çökeltiden yoksun bölgeler oluşmasıyla alakalıdır. Bu çökeltiden yoksun bölgeler, yorulma çatlaklarının öncelikli olarak ilerlediği bölgelerdir. Bu bölgeler α fazı çökelmiş matrise göre daha yumuşaktır

ve çatlak bu bölgelerde hiçbir engelle karşılaşmadan ilerler. Böylelikle çatlak ilerleme hızı artar. Fakat ikinci basamak yaşlandırma işlem süresinin artmasıyla I-450/10 ve I-450/20 numunelerinde α fazları uniform ve yüksek hacimsel oranda çökelmiş ve bu bölgeler ortadan kalkmıştır. Ayrıca ikinci basamak yaşlandırma işlem süresinin artması m sabitinin küçülmesine de neden olmuştur. Şekil 6.34b'de görüldüğü gibi yorulma çatlak ilerlemesi hızının azalmasıyla birlikte en düşük m sabiti 4,7 olarak I-450/20 numunesinde elde edilmiştir.

Şekil 6.35'de I-450/5 ve I-450/20 yorulma numunelerinin kırılma yüzeyleri verilmiştir. Şekil 6.35a'da görüldüğü gibi I-450/5 numunesinde hasar yüzeyi çoğunlukla geniş klevaj yüzeylerden oluşmaktadır. Fakat bazı bölgelerde taneler arası ayrılmanın olduğu kırılma alanları da gözlemlenmektedir. Bu tarz bir kırılma yüzeyinin oluşması numunenin uniform bir mikro yapıda olmadığını göstermektedir. Düz klevaj yüzeyler çatlağın matris boyunca ikincil fazlar arasında ilerlemesiyle oluşmaktadır. Taneler arası ayrılma ise çatlağın çökeltiden yoksun bölgeler ile karşılaştığı noktalarda oluşabilmektedir.

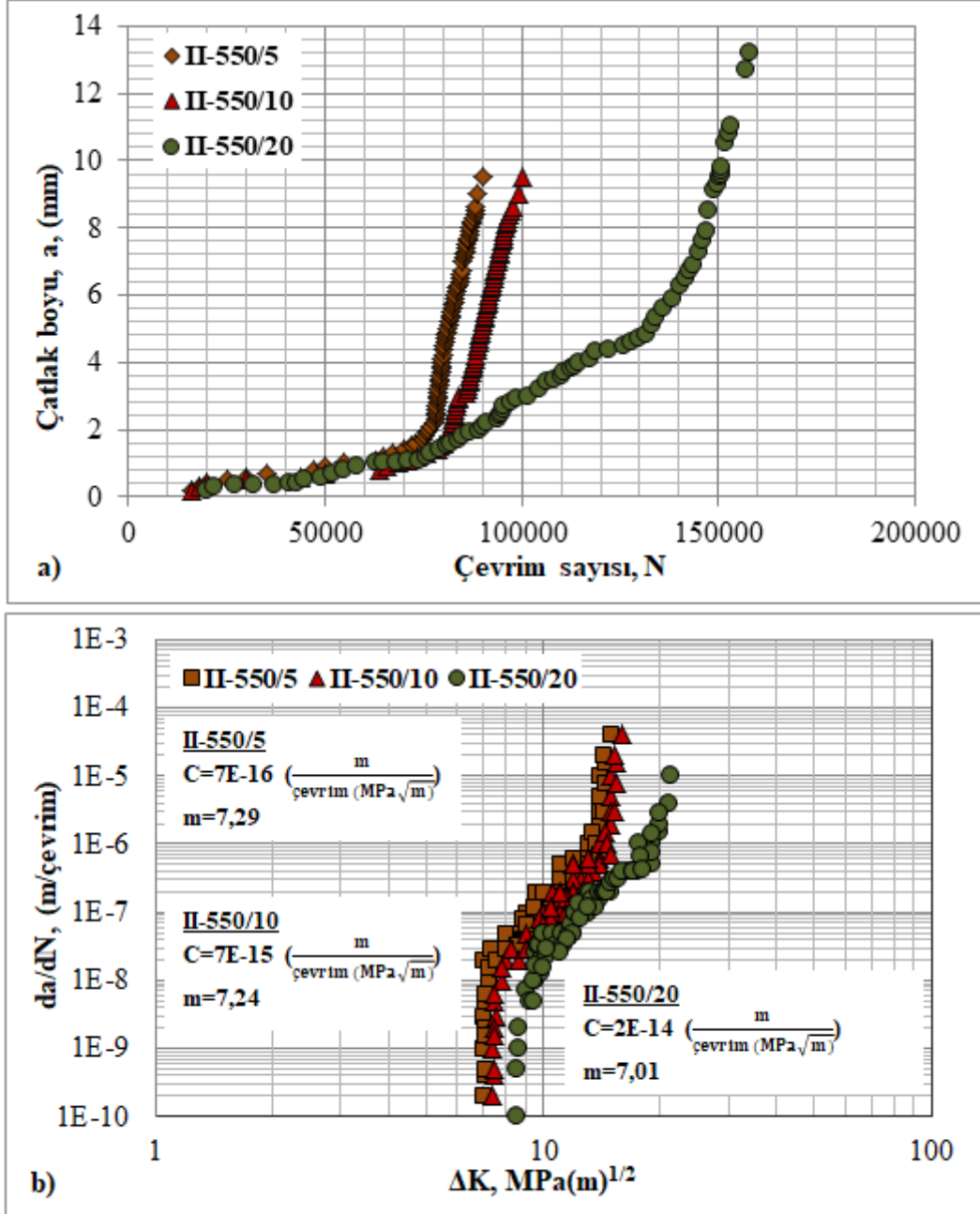
I-450/20 numunesinde ise α fazları ikinci basamak yaşlandırma işlem süresinin artmasıyla birlikte daha yüksek hacimsel oranda oluşmuş ve çökeltiden yoksun alanlar ortadan kalkmıştır (Şekil 6.35b). Bu durum görüldüğü gibi kırılma yüzeyinde taneler arası ayrılmanın oluşumunu engellemiştir. Ayrıca uniform dağılan α fazlarıyla birlikte çatlak düz bir doğrultuda ilerlemiş ve kırılma yüzeyi düz geniş klevaj yüzeylerden oluşmuş taneler arası ayrılma tamamen ortadan kalkmıştır.



Şekil 6.35 Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanmış yorulma çatlak ilerlemesi test numunelerinin kırılma yüzeyleri, a) I-450/5, b) I-450/20.

Şekil 6.36’da ise yüksek sıcaklıkta ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları verilmiştir. Yüksek sıcaklıkta ikinci basamak yaşlandırma işlemlerinde, yaşlandırma süresinin artmasının çatlak başlangıcına belirgin bir etkisi olmamıştır. İlk çatlak ölçümü II-550/5 numunesinde 16000 çevrim, II-550/10 numunesinde 18900 çevrim sonrasında, II-550/20 numunesinde ise 21000 çevrim sonrasında alınmıştır (Şekil 6.36a). Numunelerin çekme testi sonuçları incelendiğinde (Bakınız Şekil 6.16) kopma uzamasının 5,10 ve 20 saat içinde oldukça yakın değerler olduğu görülmüştür. Bu nedenle üç numunede de ΔK_{th} değeri birbirine oldukça yakın bulunmuştur. II-550/5, II-550/10 ve II-550/20 numunelerinde sırasıyla ΔK_{th} değerleri $7,2 \text{ MPa(m)}^{1/2}$, $7,8 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ ve $8,3 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak bulunmuştur. Yorulma çatlak ilerlemesi hızları da 5 ve 10 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde oldukça yakın değerler olarak bulunurken, 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanan numunede yorulma çatlak ilerlemesi hızı azalmıştır. Ayrıca testlerden elde edilen malzeme sabitleri kıyaslandığında, ikinci basamak yaşlandırma işlemi süresinin artmasıyla birlikte m sabiti azalmıştır. Böylece II-550/5 numunesinde 7,29, II-550/10 numunesinde 7,24 olarak belirlenen m sabiti, II-550/20 numunesinde 7,01 olarak bulunmuştur. Görüldüğü gibi II-550/5 ve II-550/10 numunesinde m değerleri birbirine oldukça yakın değerler olarak bulunurken, II-550/20 numunesinde yorulma çatlak ilerlemesi hızının azalmasıyla daha düşük bulunmuştur. Aynı şekilde C sabitinde yaşlandırma işlemi süresinin artmasıyla birlikte artmıştır. II-550/5 numunesinde $7E-16 \text{ m}/(\text{çevrim}(\text{MPa}\sqrt{\text{m}}))$, II-550/10 numunesinde $7E-15$

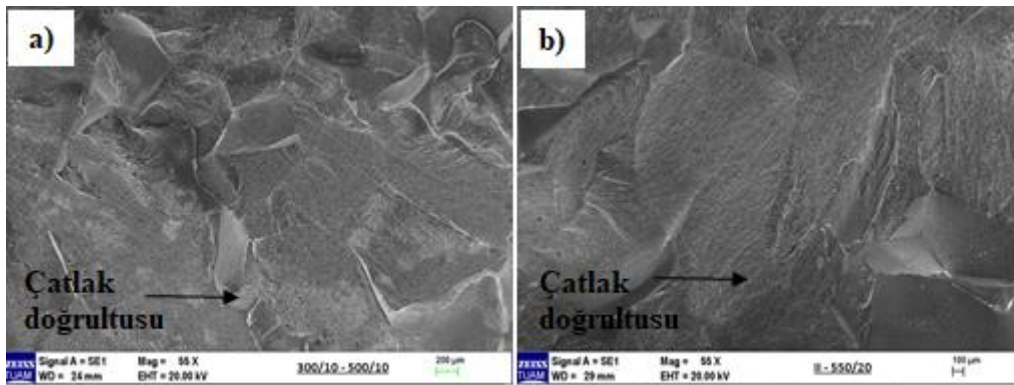
$m/(\text{çevrim}(\text{MPa}\sqrt{m}))$ olarak bulunan C sabiti, II-550/20 numunesinde $2E-14$ $m/(\text{çevrim}(\text{MPa}\sqrt{m}))$ olarak bulunmuştur.



Şekil 6.36 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi ardından 550°C’de 5, 10 ve 20 saat yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN-ΔK.

Dubleks yaşlandırma sıcaklık ve süresinin dikkate alındığı testlerde, yorulma numunelerinin kırılma yüzeyleri SEM yöntemi ile analiz edilmiştir. Şekil 6.37’de

yorulma çatlak ilerlemesi testi uygulanan II-550/10 ve II-550/20 numunelerinin kırılma yüzeyleri verilmiştir. Her iki numunedeki de çatlak tane içerisinde ilerlemiştir (Şekil 6.37). II-550/10 numunesinde, II-550/20 numunesinden farklı olarak çentik önünde bazı noktalarda taneler arası ayrılma görülmüştür. Bu durum, bu bölgelerde çatlak oluşumunun hızlandığını akla getirmektedir. Nitekim II-550/10 numunesinde ilk çatlak oluşumu için geçen çevrim sayısı azalmıştır. II-550/20 numunesinde ise bu bölgelerin oluşumu azalmıştır. II-550/20 numunesinde kırılma yüzeyi daha düz ve daha uniform bir oluşum göstermiştir.



Şekil 6.37 Yüksek sıcaklıkta (550°C) ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin kırılma yüzeyleri, a) II-550/10, b) II-550/20.

Dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin çatlak ilerlemesi test sonuçları değerlendirilerek m , C ve ΔK_{th} değerleri Çizelge 6.2’de verilmiştir. Yapılan çalışmada ikinci basamak yaşlandırma işlemi sıcaklığının artmasıyla birlikte görüldüğü gibi çatlak oluşumu hızlanmıştır. Ayrıca Çizelge 6.2’de görüldüğü gibi II-450/10 numunesinde ΔK_{th} değeri $9 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak, II-550/10 numunesinde ise $7,9 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ olarak elde edilmiştir. Aynı şekilde ikinci basamak yaşlandırma işlem sıcaklığının artmasıyla birlikte çatlak ilerleme hızı artmış, m sabiti II-450/10 numunesinde 6,87 olarak elde edilirken, II-550/10 numunesinde 7,01 olarak elde edilmiştir.

Çizelge 6.2 Dubleks yaşlandırma işleminin ΔK_{th} , C ve m üzerindeki etkisi.

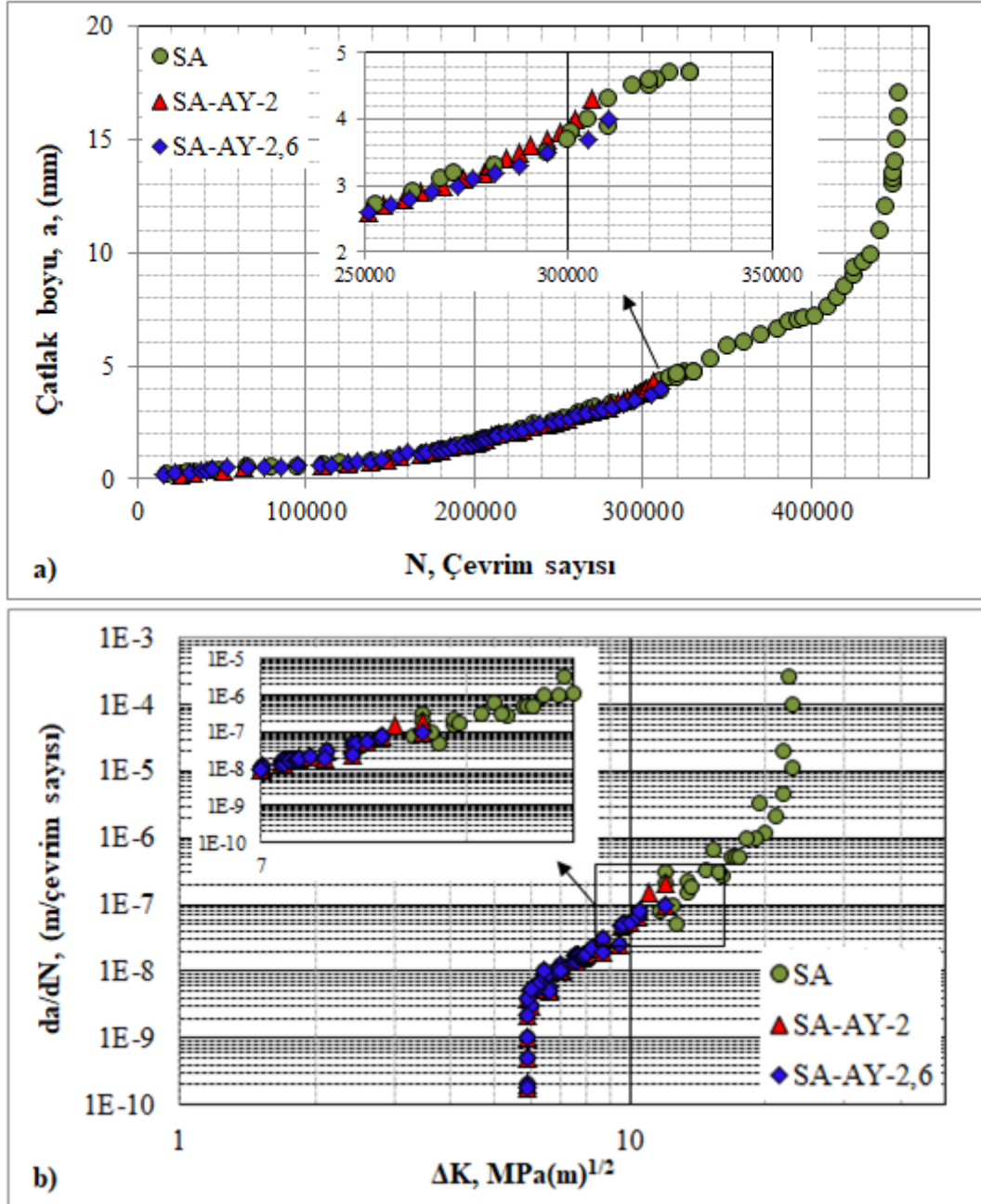
Numune	m	C m/(çevrim(MPa $\sqrt{(m)}$))	ΔK_{th} (MPa(m) ^{1/2})
I-450/5	7,4	3E-13	10,5
I-450/10	6,16	5E-11	11,5
I-450/20	4,7	6E-16	14,5
II-550/5	7,29	7E-16	7,2
II-550/10	7,24	7E-15	7,9
II-550/20	7,01	2E-14	8,3
I-550/20	6,93	2E-15	12,9
II-450/10	6,47	7E-13	9

6.6.3 Aşırı Yüklemeli Yorulma Çatlak İlerlemesi Test Sonuçları

Yorulma çatlak ilerlemesi testleri sırasında tek veya ardışık olarak uygulanan aşırı yükler çatlak önünde plastik bölgeye bağlı kapanma, bası artık gerilmeleri, çatlak ucundaki kütleşme, çatlak dallanması ve çatlak ucundaki pekleşme gibi mekanizmalar oluşturmaktadır (Beden vd. 2009, Bettaieb vd. 2013). Bu mekanizmalar aşırı yükün büyüklüğüne, aşırı yükün sayısına, kopma uzamasına, sabit genlikli yükleme oranına, numune kalınlığına, malzemenin akma dayanımına, gerinme sertleşmesi katsayısına ve kırılma tokluğuna bağlı olarak çatlak hızının yavaşlamasına neden olduğu bilinmektedir (Dai vd. 2013). Bu mekanizmalardan aşırı yük sonrası çatlak ucunda plastik deformasyona bağlı çatlak hızının yavaşlaması literatürde en çok kabul edilen görüştür (Makabe vd. 2004, Silva 2007). Özellikle alüminyum alaşımları gibi sünek malzemelerde çatlak ucundaki plastik deformasyon çatlak büyümesini engellerken (Borrego vd. 2003), daha gevrek olan malzemelerde aşırı yükün etkisi olabildiğince sınırlı olabilmektedir (Ritchie 1999).

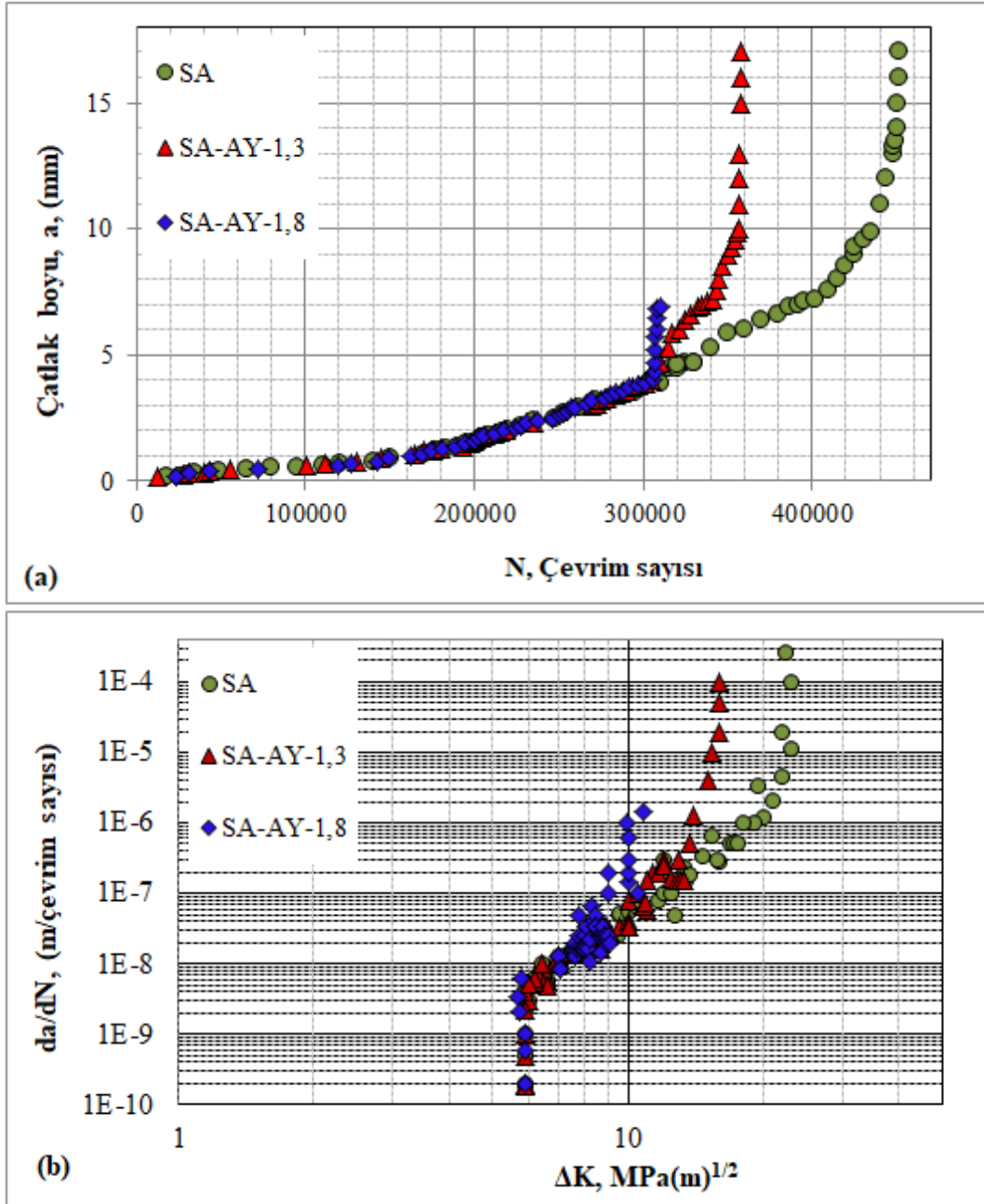
Çalışmanın bu kısmında ilk olarak solüsyona alınmış numuneye, 2,6, 2, 1,8 ve 1,3 olmak üzere dört farklı oranda aşırı yük uygulanmıştır. Grafiklerde kullanılan AY, aşırı yükü ifade ederken, yanında verilen değer de aşırı yük oranını göstermektedir. Aşırı yükün 2,6 olduğu deney şartlarında, aşırı yük uygulandıktan hemen sonra numune

kırılmış ve yorulma testi sonlandırılmıştır (Şekil 6.38). Solüsyona alınmış numunede sünekliğin düşük olması aşırı yük sonrasında çatlak önünde plastik deformasyon bölgesinin oluşmasını engellemiştir. Bu nedenle 2,6 ve 2 oranında aşırı yük uygulanan numunede çatlak ilerleme hızında bir yavaşlama görülmemiş ve aşırı yük sonrasında numuneler aniden kırılmıştır.



Şekil 6.38 2,6 ve 2 oranında aşırı yük uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN- ΔK .

Aşırı yük oranının 2 ve 2,6 olması durumlarında numunede kırılma olduğundan, yorulma deneyine devam edilememiştir. Bu nedenle aşırı yük sonrası çatlak ilerleme davranışını gözlemleyebilmek adına daha düşük aşırı yük oranlarında testler gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.39).



Şekil 6.39 1,8 ve 1,3 oranlarında aşırı yük uygulanmış numunelerin yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a - N , b) da/dN - ΔK .

Aşırı yükün 1,3 ve 1,8 oranlarına indirilmesi sonrasında numunede kırılma meydana

gelmemiş ve yorulma testlerine devam edilmiştir. Fakat bu numunelerde de aşırı yük sonrasında çatlak yavaşlaması görülmemiştir. 1,3 ve 1,8 oranlarında aşırı yük sonrasında her iki aşırı yük oranında da çatlak ilerleme hızı artmıştır (Şekil 6.39). Bu aşırı yük oranlarından sonra çatlak önünde bir pekleşme oluşmamış, onun yerine çatlak önünde ikincil çatlaklar oluşmuştur. Bu nedenle 1,8 oranında aşırı yükleme uygulanmasının ardından yorulma çatlak ilerlemesi hızı artmış 4000 çevrim sonrası yorulma çatlak ilerlemesi numunesi kopmuştur. Aşırı yük oranının 1,3 oranına azaltılmasıyla birlikte ise yorulma çatlak ilerlemesi oranı artmış fakat numune kopana kadar 53000 çevrim daha test devam etmiştir.

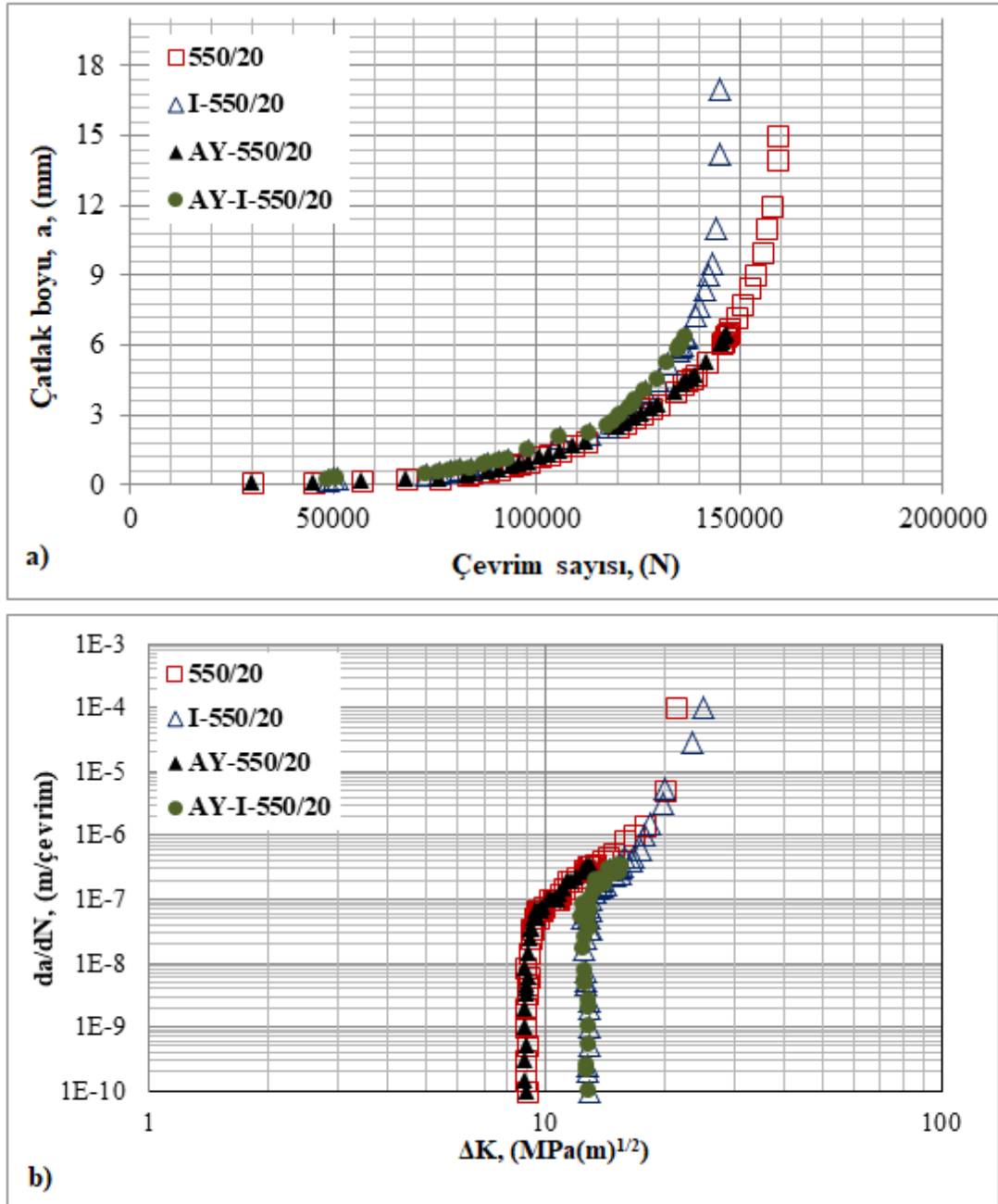
Şekil 6.40'da 1,3 oranında aşırı yük uygulanmış numunenin, aşırı yük sonrasında yorulma çatlak ilerlemesi doğrultusu verilmiştir. Yorulma çatlağı aşırı yük noktasına kadar tane sınırları boyunca zikzak şeklinde ilerlemiştir. Aşırı yük uygulanma noktasında ise ikincil çatlaklar oluşmuştur. Aşırı yük sonrasında çatlak ilerlemesi aynı şekilde tane sınırlarını takip ederek devam etmiştir. Uygulanan aşırı yük alışımlının yorulma çatlak ilerlemesi tipine etki etmemiştir. Fakat aşırı yük sonrasında numunede yorulma çatlak ilerlemesi ikincil bir çatlak doğrultusunda devam etmiştir. Bu durum yorulma çatlak ilerlemesi hızını arttırmış ve yorulma ömrünü %20 azaltmıştır.



Şekil 6.40 Solüsyona alınmış numunede 1,3 oranında aşırı yük sonrasında çatlağın davranışına ait USB mikroskop görüntüsü.

Solüsyona alınmış numunelere uygulanan aşırı yüklemeli test sonuçları incelenmiş, elde edilen sonuçlar doğrultusunda, tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelere aşırı yük oranının 1,3 olarak uygulanmasına karar verilmiştir. Tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin aşırı yükleme

uygulanmış yorulma çatlak ilerlemesi test sonuçları Şekil 6.41’de verilmiştir.

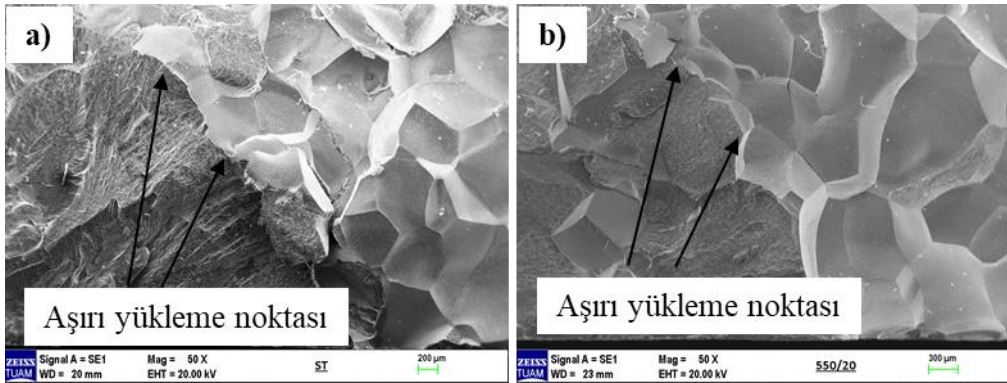


Şekil 6.41 Yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerin aşırı yükleme durumunda yorulma çatlak ilerlemesi testi sonuçları, a) a-N, b) da/dN- ΔK .

Görüldüğü gibi hem tek basamaklı hem de dubleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunede aşırı yük sonrasında numune kırılmış ve test sonlanmıştır. Yaşlandırma işlemleri sonrasında farklı büyüklük ve hacimsel oranda α fazlarının oluşması bu durumun temel nedeni olarak düşünülmektedir. Sabit genlikli yükleme sırasında daha

önceki bölümlerde belirtildiği gibi çatlak α/β ara yüzeylerinde mikro çatlaklar ile birlikte ilerleme göstermiştir. α/β ara yüzeylerinde oluşan mikro çatlaklar numunede çatlak ilerlemesini hızlandırmıştır. Aşırı yükleme durumunda ise α/β yüzeylerinde oluşan çatlaklar büyümüş ve numunede kırılma meydana gelmiştir.

Aşırı yük uygulanmış numunelerin kırılma yüzeylerinin SEM analizleri Şekil 6.42’de verilmiştir. Solüsyona alınmış ve yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerde aşırı yük sonrasında benzer kırılma yüzeyleri elde edilmiştir. Şekil 6.42’den de görülebileceği gibi 1,3 oranında aşırı yük sonrasında kırılma yüzeyinde belirgin değişim görülmektedir. Bu noktada kırılma tipi özellikle solüsyona alınmış numunede belirgin olarak değişmiştir. Aşırı yükleme öncesi tane içi kademeli yapılar gözlemlenirken, aşırı yükleme sonrasında taneler arası çatlak ilerlemesi gözlemlenmiştir. 550/20 numunesinde de benzer bir kırılma yüzeyi oluşmuştur. 550/20 numunesinde aşırı yük öncesinde taneleri keserek ilerlemiştir. Fakat aşırı yük sonrasında zorunlu kırılma gerçekleşmiş ve numunede taneler arası ayrılma oluşmuştur.



Şekil 6.42 Aşırı yük uygulanmış yorulma çatlak ilerlemesi testi numunelerinin kırılma yüzeyleri, a) Solüsyona alınmış numune, b) 550/20.

7. SONUÇLAR

β titanyum alaşımları sertleşme kabiliyetleri, ısıl işlem kabiliyetleri, düşük Elastisite Modülleri ve yüksek dayanım-süneklik kabiliyetleri sayesinde havacılıktan biyomedikale kadar birçok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır. β titanyum alaşımları molibden denkliği (MoE) ve β fazı kararlılık oranına bağlı olarak β matris, near β , metastabil β ve stabil β olarak sınıflandırılmaktadır. Metastabil β titanyum alaşımlarından olan Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımı özellikle havacılık alanında uçak ana gövdesi ve bağlantı elemanları gibi büyük öneme sahip parçalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Kullanım alanları ve maruz kaldığı yüklenme koşulları düşünüldüğünde, Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr alaşımının çekme özellikleri, sabit ve değişken genlikli yükler altındaki yorulma davranışlarının bilinmesi ve geliştirilmesi önemli hale gelmektedir. Bu nedenle alaşıma düşük ve yüksek sıcaklıklarda tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemleri uygulanmıştır. Düşük sıcaklık yaşlandırma işlemleri 300-450°C arasında, yüksek sıcaklık yaşlandırma işlemleri 550°C'de uygulanmıştır. Tek basamaklı yaşlandırma işlemlerinde tüm sıcaklıklarda 5, 10, 20 ve 40 saat yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Dubleks yaşlandırma işlemlerinde ise 300°C'de 10 saat ve 250°C'de 24 saat olmak üzere iki farklı ön yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. İkinci basamak yaşlandırma işlemleri düşük ve yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında 5,10 ve 20 saat uygulanmıştır. Solüsyona alınmış ve yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelere mikro yapı incelemeleri, faz analizleri, çekme testleri, sertlik testleri uygulanmıştır. Sabit genlikli yorulma çatlak ilerlemesi testleri R (gerilme oranı) =0,1 olacak şekilde uygulanmıştır. Değişken genlikli yorulma çatlak ilerlemesi testleri ise 1,3 1,8, 2 ve 2,3 oranlarında tek bir aşırı yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Tez çalışmasında elde edilen başlıca sonuçlar aşağıda sıralanmıştır.

- Yaşlandırma işlemi süresinin alaşımın mikro yapısına etkisi değerlendirildiğinde özellikle yüksek sıcaklıklarda (550°C) yaşlandırma süresinin artmasıyla birlikte α fazları büyümüş, fazların hacimsel oranı azalmış ve mikro yapıda düzensiz bir şekilde dağılmıştır.
- Dubleks yaşlandırma işlemlerinde, literatürde yapılan çalışmalara uygun olarak

α fazları daha ince yüksek hacimsel oranda ve mikro yapıda uniform olarak dağılmıştır. Ayrıca ön yaşlandırma işlemlerinin alaşımın mikro yapısına etkisi incelendiğinde, 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunede, α fazlarının daha ince bir şekilde oluştuğu görülmüştür.

- Yaşlandırma işlemi süresinin ve sıcaklığının artmasıyla birlikte ise alaşımın faz oluşumunu arttığı XRD analizlerinde gözlemlenmiştir.
- Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanan numune grubunun XRD faz analizleri ön yaşlandırma işlemi ve ikinci basamak yaşlandırma işlemi olmak üzere iki adımda incelenmiştir. Ön yaşlandırma işlemlerinde 300/10 numunesinde metastabil ω_{iso} fazları ve α fazları gözlemlenirken, 250/24 numunesinde ikincil faz oluşumu tespit edilememiştir. Ön yaşlandırma işlemlerindeki faz oluşumları ikinci basamak yaşlandırma işlemleri sırasındaki faz oluşumlarını da etkilemiştir. Böylelikle 300/10 ön yaşlandırma işlemi ardından düşük ve yüksek sıcaklık ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde faz oluşumu artmıştır.
- Dupleks yaşlandırma işlemlerinde ikinci basamak yaşlandırma sıcaklığının alaşımın mikro yapısına etkisi incelendiğinde 450°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde metastabil ω_{iso} fazları gözlemlenmiştir. Fakat 550°C’de yaşlandırma işlemi uygulanan numunede ω_{iso}/β faz ara yüzeylerine α fazlarının çökmesiyle bu fazlara rastlanmamıştır.
- Mikro sertlik test sonuçlarında ise yaşlandırma sıcaklığının artmasıyla birlikte 450°C’ye kadar mikro sertlik artmış buradan sonra ise 550°C’de mikro sertlikte ani bir düşüş gözlemlenmiştir.
- Dupleks yaşlandırma işlemlerinde literatürde yapılan çalışmalara uygun olarak mikro sertlik tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numunelere kıyasla daha yüksek bulunmuştur. Dupleks yaşlandırma işlemlerinde, 300/10 ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde mikro sertlik 250/24 ön yaşlandırma

işlemi uygulanan numunelerdekine kıyasla yaklaşık %4 daha yüksek ölçülmüştür.

- Tek basamaklı yaşlandırma işlemlerinde olduğu gibi dubleks yaşlandırma işlemlerinde maksimum sertliğe yine ön yaşlandırma işlemi ardından 450°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunede elde edilmiştir. İkinci basamak yaşlandırma sıcaklığının 550°C’ye artmasıyla birlikte mikro sertlik azalmaya başlamıştır.
- Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde çekme özelliklerinin yaşlandırma sıcaklığına yüksek oranda bağlı olduğu görülmüştür. 450°C’de 5 saat yaşlandırma işlemi sonunda alaşımın mukavemetini %60 oranında artarken, 400°C’de ise 5 saat sonunda çekme mukavemetindeki artış %7’dir.
- Dubleks yaşlandırma işlemlerinde 400°C gibi düşük sıcaklıklarda ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde çekme testlerinde belirgin bir farklılık görülmemiştir. Fakat ikinci basamak yaşlandırma işlem sıcaklığının 450°C ve 550°C’ye artmasıyla birlikte dayanım ve kopma uzaması artmaya başlamıştır.
- Ön yaşlandırma işleminin alaşımın çekme özelliklerine etkisi incelendiğinde 250/24 ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde daha yüksek mukavemete karşılık kopma uzaması elde edilmiştir.
- Tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde maksimum çekme mukavemetine karşılık maksimum kopma uzaması 450°C’de 20 saat yaşlandırılan numunede bulunmuştur. Dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan numune grubunda maksimum dayanıma karşılık kopma uzaması ise I-450/10 numunesinde elde edilmiştir.
- Solüsyona alınmış numuneye kıyasla çekme dayanımı, akma dayanımı ve kopma uzaması 450/20 numunesinde %85, %83 ve %3,44 artmıştır. I-450/10

numunesinde ise çekme dayanımı, akma dayanımı ve kopma uzamasındaki artış %80,14, %75 ve %3,86'dır.

- Solüsyona alınmış numunede, yorulma çatlakları uygulanan tekrarlı yüklerin etkisiyle çentik ucunda büyük açılı β tanelerinin kesişim bölgelerinde oluşmuş, tane sınırları boyunca ilerlemiştir. Yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerde ise tane içerisinde ilerlemiştir.
- Dupleks yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerde, α fazlarının daha küçük, yüksek hacimsel oranda ve uniform dağılımıyla birlikte, α fazları arasındaki boşluk azalmış, mikro çatlaklar artmış ve yorulma çatlak ilerlemesi tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelere kıyasla daha düz bir doğrultuda ilerlemiştir.
- Yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde yorulma çatlakları yaşlandırma sıcaklığına bağlı olarak iki farklı şekilde ilerlemiştir. 300°C'de gibi ω_{iso} fazlarının yoğun olarak olduğu düşük sıcaklıklarda, ω_{iso} fazlarının düzlemsel kaymasıyla matris boyunca zikzak şeklinde ilerleme göstermiştir. Daha yüksek sıcaklıklarda (450-550°C) ise α/β faz ara yüzeylerinde mikro çatlakların oluşmasıyla matris boyunca daha düz bir doğrultuda ilerlemiştir.
- Solüsyona alınmış ve 300/10 numunelerinin kırılma yüzeyleri incelendiğinde benzer kırılma yüzeylerine sahip olduğu görülmektedir. Solüsyona alınmış numunede kademeli yapılar tane sınırları nedeniyle oluşmuştur. 300/10 numunesinde ise ω_{iso} fazlarının kayma sistemlerinin oluşumunu sınırlandırması ve dislokasyonların düzlemsel kayması nedeniyle oluşmuştur.
- 450°C'de tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde α faz oluşumunun sürekli olarak artması ve mikro yapıda çökeltiden yoksun alanların azalmasıyla birlikte yorulma çatlak ilerlemesi hızı sürekli olarak azalmaya devam etmiştir. Aynı şekilde yaşlandırma süresinin artmasıyla birlikte ΔK_{th} değeri artmıştır.

- Yüksek sıcaklıkta 550°C’de tek basamaklı yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde ise yaşlandırma süresinin 10 saate kadar artmasıyla birlikte yorulma çatlak ilerlemesi hızı azalmış fakat yaşlandırma süresinin 20 saat artmasıyla birlikte yorulma çatlak ilerlemesi hızı artmıştır.
- 250°C’de 24 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numunede yorulma çatlak ilerlemesi 300°C’de 10 saat ön yaşlandırma işlemi uygulanan numuneye kıyasla daha geç oluşmuş ve daha düşük hızla ilerlemiştir.
- 450°C’de ve 550°C’de ikinci basamak yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde yaşlandırma işlem süresinin artmasıyla birlikte yorulma çatlak oluşumu gecikmiş ve yorulma çatlak ilerlemesi hızı azalmıştır.
- İkinci basamak yaşlandırma işlemi sıcaklığının artmasıyla birlikte görüldüğü gibi çatlak oluşumu hızlanmıştır. II-450/10 numunesinde ΔK_{th} değeri 9 MPa(m)^{1/2}, II-550/10 numunesinde ise 7,9 MPa(m)^{1/2} olarak elde edilmiştir. Ayrıca ikinci basamak yaşlandırma sıcaklığının artması çatlak ilerleme hızını arttırmış II-450/10 numunesinde m katsayısı 6,87 olarak, II-550/10 numunesinde ise 7,01 olarak elde edilmiştir.
- Solüsyona alınmış numuneye uygulanan aşırı yük sonrasında çatlak önünde bir plastik deformasyon oluşmamış böylelikle aşırı yük sonrasında yorulma çatlak ilerlemesinde bir yavaşlama görülmemiştir.
- Tek basamaklı ve dubleks yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde yorulma yüklemesi altında α/β fazları arasında oluşan çatlaklar, aşırı yükleme durumunda büyümüş ve numunede kırılma meydana gelmiştir.

8. KAYNAKLAR

- Angelier C, Bein S, Béchet J, 1997, Building a Continuous Cooling Transformation Diagram of β -CEZ Alloy by Metallography and Electrical Resistivity Measurements, Metallurgical and Materials Transactions A, 28, 2467-2475.
- Ankem S, Greene C A, 1999, Recent Developments in Microstructure/Property Relationships of Beta Titanium Alloys, Materials Science and Engineering: A, 263, 127-131.
- Ankem S, Seagle S, 1984, Heat Treatment of Metastable Beta Titanium Alloys. In Beta Titanium Alloys in the 1980's, AIME: Warrendale, 107-126p, USA.
- ASM Handbooks Online, 2014, Volume 3 of Alloy Phase Diagrams. The Materials Information Society, Ohio.
- ASTM E647, 2008, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM, Philadelphia.
- ASTM E8 M, 2000, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM, Philadelphia.
- Balachandran S, Mishra R S, Banerjee D, 2020, Friction Stir Processing of a Metastable β Titanium Alloy in β and $\alpha+\beta$ Phase Fields, Materials Science and Engineering: A, 772, Article number 138705.
- Banerjee D, Williams J, 2013, Perspectives on Titanium Science and Technology, Acta Materialia, 61, 844-879.
- Banerjee Froes F H, Bomberger H B, 1985, The Beta Titanium Alloys, The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 37, 28-37.
- Bania P J, 1994, Beta Titanium Alloys and Their Role in The Titanium Industry. The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 46, 16-19.

- Banoth R, Chandravanshi V, Bhattacharjee A, Nandy T K, Rao G N, 2019, Effect of Boron and Carbon Addition on Microstructure and Tribological Properties of Metastable Beta Titanium Alloy, Ti-10V-2Fe-3Al. *Materials Today: Proceedings*, 18, 2700-2707.
- Barriobero Vila P, Phase Transformation Kinetics During Continuous Heating of $\alpha+\beta$ and Metastable β Titanium Alloys, Vienna University of Technology, PhD Thesis, 74p, Vienna.
- Barriobero-Vila P, Requena G, Warchomicka F, Stark A, Schell N, Buslaps T, 2015, Phase Transformation Kinetics During Continuous Heating of a β -Quenched Ti-10V-2Fe-3Al Alloy, *Journal of Materials Science*, 50, 1412-1426.
- Beden S M, Abdullah S, Ariffin A K, 2009, Review of Fatigue Crack Propagation Models For Metallic Components, *European Journal of Scientific Research*, 28, 364-397.
- Benjamin R, Nageswara Rao M, Crack Nucleation in β Titanium Alloys Under High Cycle Fatigue Conditions-a Review, In *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, 26-27 July, Portugal.
- Bettaieb M, Lenain A, Habraken A M, 2013, Static and Fatigue Characterization of The Ti5553 Titanium Alloy, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 36, 401-415.
- Bhattacharjee A, Varma V K, Kamat S V, Gogia A K, Bhargava S, 2006, Influence of β Grain Size on Tensile Behavior and Ductile Fracture Toughness of Titanium Alloy Ti-10V-2Fe-3Al, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37, 1423-1433.
- Borrego Dowling N E, 2012, *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods For Deformation, Fracture, and Fatigue*, Pearson, 954p, Boston.
- Borrego L P, Ferreira J M, Da Cruz J P, 2003, Evaluation of Overload Effects on Fatigue Crack Growth And Closure, *Engineering Fracture Mechanics*, 70, 1379-

1397.

Boyer R R, Briggs R D, 2005, The Use of β Titanium Alloys in The Aerospace Industry, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14, 681-685.

Boyer R. 1996, An Overview on The Use of Titanium in The Aerospace Industry, *Materials Science and Engineering: A*, 213, 103-114.

Brailovski V, Prokoshkin S, Gauthier M, Inaekyan K, Dubinskiy S, Petrzhik M, vd., 2011, Bulk and Porous Metastable Beta Ti–Nb–Zr(Ta) Alloys for Biomedical Applications, *Materials Science and Engineering C*, 31, 643-657.

Broek D, 1989, *The Practical Use of Fracture Mechanics*, Kluwer Academic Publishers, Boston.

Brown D, 1997, All You Wanted To Know About Titanium, But Were Afraid To Ask, *British Dental Journal*, 182, 393-394.

Burgers W G, 1934, On the Process of Transition of The Cubic-Body-Centered Modification into The Hexagonal-Close-Packed Modification of Zirconium, *Physica*, 1, 561-586.

Campanelli L C, Silva, P S C P, Bolfarini, C, 2016, High Cycle Fatigue and Fracture Behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr Alloy with BASCA and Double Aging Treatments, *Materials Science and Engineering: A*, 658, 203-209.

Cezairliyan A, Righini F, 1975, Thermodynamic Studies of The $\alpha \rightarrow \beta$ Phase Transformation in Zirconium Using a Subsecond Pulse Heating Technique, *Journal of Research of the National Bureau of Standards. Section A, Physics and Chemistry*, 79, 81-84.

Chait R, De Sisto T S, 1977, Influence of Grain Size on The High Cycle Fatigue Crack Initiation of A Metastable Beta Ti Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 8, 1017-1020.

- Chen C, Ye D, Zhang L, Liu J, 2018, DIC-Based Studies of The Overloading Effects on The Fatigue Crack Propagation Behavior of Ti-6Al-4V ELI Alloy, *International Journal of Fatigue*, 112, 153-164.
- Chen W, Chen C, Zi X, Cheng X, Zhang X, Lin Y C, Zhou K, 2018, Controlling the Microstructure and Mechanical Properties of A Metastable β Titanium Alloy by Selective Laser Melting, *Materials Science and Engineering: A*, 726, 240-250.
- Cherukuri B, Srinivasan R, Tamirisakandal S, Miracle D B, 2009, The Influence of Trace Boron Addition on Grain Growth Kinetics of The Beta phase in The Beta Titanium Alloy Ti-15Mo-2.6Nb-3Al-0.2Si, *Scripta Materialia*, 60, 496-499.
- Cho K, Yuki K, Kobata H, Niinomi M, Yasuda H Y, 2019, Effects of $\{332\}\langle 113 \rangle$ Deformation Twinning on Fatigue Behavior of Ti-Mn System Alloys, *Materials Transactions*, 60, 1850-1856.
- Chou Y, Tsay L, Chen C, Duplex Aging of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al Alloy, *Advances in Civil, The 2012 World Congress on Advances in Civil, Environmental, and Materials Research*, 2012, August 26-30, Korea.
- Chou Y, Tsay L, Chen C, 2015, Effects of Aging Treatments on The Mechanical Behavior of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al Alloy, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24, 3365-3372.
- Clément N, Lenain A, Jacques P J, 2007, Mechanical Property Optimization Via Microstructural Control of New Metastable Beta Titanium Alloys, *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 59, 50-53.
- Contrepois Q, Marc C, Lecomte-Beckers J, 2011, Characterization of The β Phase Decomposition in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr at Slow Heating Rates, *Open Journal of Metal*, 1, 1-11.
- Cotton J D, Briggs R D, Boyer R R, Tamirisakandala S, Russo P, Shchetnikov N, vd., 2015, State of the Art in Beta Titanium Alloys For Airframe Applications, *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 67, 1281-1303.

- Dai P, Li S, Li Z, 2013, The Effects of Overload on The Fatigue Crack Growth in Ductile Materials Predicted By Plasticity-Corrected Stress Intensity Factor, *Engineering Fracture Mechanics*, 111, 26-37.
- De Viteri V S, Fuentes E, 2013, Titanium and Titanium Alloys As Biomaterials, *Tribology-Fundamentals and Advancements*, Article number 155-181.
- Dehghan-Manshadi A, Dippenaar R J, 2011, Development of α -phase Morphologies During Low Temperature Isothermal Heat Treatment of a Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr Alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 528, 1833-1839.
- Donachie M J, 2000, *Titanium: a Technical Guide*, ASM international, 381p, Ohio.
- Du Z, Ma Y, Liu F, Xu N, Chen Y, Wang X, vd., 2019, The Influences of Process Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Near β High Strength Titanium Alloy Sheet, *Materials*, 12, Article number 1478.
- Du Z, Xiao S, Xu L, Tian J, Kong F, Chen Y, 2014, Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of A New β High Strength Titanium Alloy, *Material Design*, 55, 183-190.
- Duerig T W, Allison J E, Williams J C, 1985, Microstructural Influences on Fatigue Crack Propagation in Ti-10V-2Fe-3Al, *Metallurgical Transactions A*, 16, 739-751.
- Ezugwu E, Bonney J, Yamane Y, 2003, An Overview of The Machinability of Aero-Engine Alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 134, 233-253.
- Fan J, Li J, Zhang Y, Kou H, Germain L, Siredey-Schwaller N, vd., 2017, Microstructure and Crystallography of α Phase Nucleated Dynamically During Thermo-Mechanical Treatments in Metastable β Titanium Alloy, *Advanced Engineering Materials*, 19, Article number 1600859.
- Fujii H, Suzuki H, 1994, Effect of Solution Conditions on The Aging Response of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al, *Material Transactions*, 34, 373-381.

- Furuhara T, Mak T, Makino T, 2001, Microstructure Control by Thermomechanical Processing in β Ti-15-3 Alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 117, 318-323.
- Furuhara T, Takagi S, Watanabe H, Maki T, 1996, Crystallography of Grain Boundary α Precipitates in a β Titanium Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27, 1635-1646.
- Gabriel S B, Panaino J V P, Santos I D, Araujo L S, Mei P R, De Almeida L H, Nunes C A, 2012, Characterization of a New Beta Titanium Alloy, Ti-12Mo-3Nb, For Biomedical Applications, *Journal of Alloys and Compounds*, 536, 208-210.
- Gadeev D, Illarionov A, 2018, Determination of Beta-Transus Temperature of Two-Phase Titanium Alloys Using Differential Scanning Calorimetry, *Solid State Phenom*, 284, 259-264.
- Gammon L M, Briggs R D, Packard J M, Batson K W, Boyer R, Domby C W, 2004, Metallography and Microstructures of Titanium and Its Alloys, *ASM Handbook*, 9, 899-917.
- Grosdidier T, Philippe M J, 2000, Deformation Induced Martensite and Superelasticity in a β -Metastable Titanium Alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 291, 218-223.
- Gu K, Wang J, Zhou Y, 2014, Effect of Cryogenic Treatment on Wear Resistance of Ti-6Al-4V Alloy For Biomedical Applications. *Journal of The Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 30, 131-139.
- Gu K, Zhao B, Weng Z, Wang K, Cai H, Wang J, 2018, Microstructure Evolution in Metastable β Titanium Alloy Subjected to Deep Cryogenic Treatment, *Materials Science and Engineering: A*, 723, 157-164.
- Guo Q, Wang Q, Sun D, Han X, Wu G, 2010, Formation of Nanostructure and Mechanical Properties of Cold-Rolled Ti-15V-3Sn-3Al-3Cr Alloy, *Material Science Engineering*, 527, 4229-4232.

- Hafeez N, Liu S, Lu E, Wang L, Liu R, Zhang L C, 2019, Mechanical Behavior and Phase Transformation of β Type Ti-35Nb-2Ta-3Zr Alloy Fabricated by 3D-Printing, *Journal of Alloys and Compounds*, 790, 117-126.
- Hashmi S, 2016, *Comprehensive Materials Finishing*, Elsevier, 414p, Kuala Lumpur.
- Ismarrubie Z N, Ali A, Satake T, Sugano M, 2011, Influence of Microstructures on Fatigue Damage Mechanisms in Ti-15-3 Alloy, *Materials & Design*, 32, 1456-1461.
- Ivasishin O M, Markovsky P E, Semiatin S L, Ward C H, 2005, Aging Response of Coarse-And Fine-Grained β Titanium Alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 405, 296-305.
- Ivasishin O, Markovsky P, Matviychuk Y, Semiatin S, Ward C, Fox S, 2008, A Comparative Study of The Mechanical Properties of High-Strength β Titanium Alloys, *Journal of Alloy and Compounds*, 457, 296-309.
- Jha S K, Ravichandran K S, 2000, Effect of Mean Stress (stress ratio) and Aging on Fatigue-Crack Growth in a Metastable Beta Titanium Alloy, Ti-10V-2Fe-3Al. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31, 703-714.
- Junheng G, Mark R W, 2020, The Effect of Heating Rate on Discontinuous Grain Boundary Alpha Formation in A Metastable Beta Titanium Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions*, 51, 3766-3771.
- Kaivosoja E, Tiainen V M, Takakubo Y, Rajchel B, Sobiecki J, Konttinen Y T, Takagi M, 2013, Materials Used for Hip and Knee Implants, In *Wear of Orthopaedic Implants and Artificial Joints*, 178-218.
- King D, Inderwildi O, Carey C, 2009, *Advanced Aerospace Materials: Past, Present and Future*, *Aviation and The Engineering*, 3, 22-27.
- Kolli R, Devaraj A, 2018, A Review of Metastable Beta Titanium Alloys, *Metals*, 506, 1-41.

- Kopova I, Stráský J, Harcuba P, Landa M, Janecek M, Bacakova L, 2016, Newly Developed Ti–Nb–Zr–Ta–Si–Fe Biomedical Beta Titanium Alloys with Increased Strength and Enhanced Biocompatibility, *Materials Science and Engineering: C*, 60, 230-238.
- Laseure N, Schepens I, Micone N, De Waele W, 2015, Effects of Variable Amplitude Loading on Fatigue Life, *Sustainable Construction and Design*, 6.
- Lee E W, Chakraborty S B, Starke E A, 1984, The Effect of Overload on The Fatigue Crack Propagation in Metastable Beta Ti-V Alloys, *Metallurgical Transactions A*, 15, 511-517.
- Lee S W, Oh J M, Park C H, Hong J K, Yeom J T, 2019, Deformation Mechanism of Metastable Titanium Alloy Showing Stress-Induced α' -Martensitic Transformation, *Journal of Alloys and Compounds*, 782, 427-432.
- Lenain A, Clément N, Jacques P J, Véron M, 2005, Characterization of The α Phase Nucleation in A Two-Phase Metastable β Titanium Alloy, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14, 722-727.
- Leyens C, Peters M, 2003, *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*, John Wiley & Sons, 446p, Boston.
- Li C L, Mi X J, Ye W J, Hui S X, Yu Y, Wang W Q, 2013, A Study on The Microstructures and Tensile Properties of New Beta High Strength Titanium Alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 550, 23-30.
- Li T, Kent D, Sha G, Stephenson LT, Ceguerra AV, Ringer SP, Cairney JM, 2016, New Insights into The Phase Transformations to Isothermal ω and ω Assisted α in Near β -Ti alloys, *Acta Materialia*, 106, 353-366.
- Li Z, Liu C, Wang B, Wang C, Wang Z, Yang F, Wang J, 2018, Heat treatment Effect on The Mechanical Properties, Roughness and Bone in Growth Capacity of 3D Printing Porous Titanium Alloy, *RSC Advances*, 8, 12471-12483.

- Long M, Crooks R, Rack H, 1999, High-Cycle Fatigue Performance of Solution-Treated Metastable β Titanium Alloys, *Acta Mater*, 47, 661-669.
- Long M, Rack H J, 1998, Titanium Alloys in Total Joint Replacement—A Materials Science Perspective, *Biomaterials*, 19, 1621-1639.
- Lutjering G, Williams J C, 2007, *Titanium*, Springer Science & Business Media, 441p, Berlin.
- Lutjering Richardson M D, 2016, Microstructural and Mechanical Property Development in Metastable Beta Titanium Alloys, The University of Sheffield, Department of Materials Science and Engineering, Ph.D. Thesis, 239p, Sheffield.
- Lyasotskaya V, Knyazeva S, 2008, Metastable Phases in Titanium Alloys and Conditions of Their Formation, *Metal Science & Heat Treatment*, 50, 373-377.
- Makabe C, Purnowidodo A, McEvily A J, 2004, Effects of Surface Deformation and Crack Closure on Fatigue Crack Propagation After Overloading and Underloading, *International Journal of Fatigue*, 26, 1341-1348.
- Mantani Y, Takemoto Y, Hida M, Sakakibara A, Tajima M, 2004, Phase Transformation of α'' Martensite Structure by Aging in Ti-8 mass% Mo Alloy, *Materials Transactions*, 45, 1629-1634.
- Miyazaki S, Sachdeva R L, 2009, Shape Memory Effect and Superelasticity in Ti–Ni Alloys, In *Shape Memory Alloys For Biomedical Applications*, Woodhead Publishing Series in Biomaterials, 3-19.
- Mohammed M T, Khan Z A, Siddiquee A N, 2014, Beta Titanium Alloys: The Lowest Elastic Modulus For Biomedical Applications: A Review, *International Journal of Chemical, Molecular, Nuclear, Materials and Metallurgical Engineering*, 8, 726-731.
- Moiseev V N, Polyak E V, Sokolova A Y, 1975, Martensite Strengthening of Titanium

- Alloys, *Metal Science and Heat Treatment*, 17, 687-691.
- Moiseyev V N, 2005, *Titanium Alloys: Russian Aircraft and Aerospace Applications*, CRC Press, 207p, New York.
- Ng H P, Douguet E, Bettles C J, Muddle B C, 2010, Age-hardening Behaviour of Two Metastable Beta-Titanium Alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 527, 7017-7026.
- Nunes A R V, Borborema S, Araújo L S, Malet L, Dille J, de Almeida L H, 2020, Influence of Thermo-mechanical Processing on Structure and Mechanical Properties of a New Metastable β Ti-29Nb-2Mo-6Zr Alloy with Low Young's Modulus, *Journal of Alloys and Compounds*, 820, Article Number 153078.
- Nyakana S L, Fanning J C, Boyer R R, 2005, Quick Reference Guide for β Titanium Alloys in the 00s, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14, 799-811.
- Ogura T, Hirose A, Sato T, 2010, Effect of PFZ and Grain Boundary Precipitate on Mechanical Properties and Fracture Morphologies in Al-Zn-Mg (Ag) Alloys, In *Materials Science Forum*, 638, 297-302.
- Ohmori Y, Ogo T, Nakai K, Kobayashi S, 2001, Effects of ω Phase Precipitation on $\beta \rightarrow \alpha$, α'' Transformations in a Metastable β titanium Alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 312, 182-188.
- Okulov I V, Wendrock H, Volegov A S, Attar H, Kühn U, Skrotzki W, vd., 2015, High Strength Beta Titanium Alloys: New Design Approach, *Materials Science and Engineering: A*, 628, 297-302.
- Ozan S, Lin J, Zhang Y, Li Y, Wen C, 2020, Cold Rolling Deformation and Annealing Behavior of a β Type Ti-34Nb-25Zr Titanium Alloy for Biomedical Applications, *Journal of Materials Research and Technology*, 9, 2308-2318.
- Pande A, Sainis S, Rajaraman S, Manivasagam G, Rao M N, 2014, Influence of Rate of

- Heating to Aging Temperature on Precipitation Hardening in a Metastable β Titanium Alloy, In *Advanced Materials Research*, 1025, 445-450.
- Paris P C, Erdogan F, 1963, A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, *Journal of Basic Engineering*, 85, 528-533.
- Paul S K, Tarafder S, 2013, Cyclic Plastic Deformation Response at Fatigue Crack Tips, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 101, 81-90.
- Pellizzari M, Jam A, Tschon M, Fini M, Lora C, Benedetti M, 2020, A 3D-Printed Ultra-Low Young's Modulus β -Ti Alloy for Biomedical Applications, *Materials*, 13, Article number 2792.
- Peters J O, Lütjering G, 2001, Comparison of the Fatigue and Fracture of α + β and β Titanium Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32, 2805-2818.
- Peters M, Leyens C, 2009, Aerospace and Space Materials, *Materials Science and Engineering*, 3, 1-11.
- Pommier S, De Freitas M, 2002, Effect on Fatigue Crack Growth of Interactions Between Overloads, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25, 709-722.
- Prasad S, Ehrensberger M, Gibson M P, Kim H, Monaco E A, 2015, Biomaterial Properties of Titanium in Dentistry, *Journal of Oral Biosciences*, 57, 192-199.
- Prima F, Vermaut P, Ansel D, Debuigne J, 2000, ω Precipitation in a Beta Metastable Titanium Alloy, Resistometric Study, *Materials transactions*, 41, 1092-1097.
- Rath B B, Lederich R J, Yolton C F, Froes F H, 1979, Recrystallization and Grain Growth in Metastable Beta III Titanium Alloy, *Metallurgical Transactions A*, 10, 1013-1019.
- Reck A, Pilz S, Kuczyk M, Gebert A, Zimmermann M, 2019, Cyclic Deformation Characteristics of the Metastable β -type Ti-40Nb Alloy, *Material Science Engineering A*, 761, Article number 137966.

- Ren L, Xiao W, Han W, Ma C, Zhou L, 2018, Influence of Duplex Ageing on Secondary α Precipitates and Mechanical Properties of The Near β -Ti Alloy Ti-55531, *Materials Characterization*, 144, 1-8.
- Renganathan G, Tanneru N, Madurai S L, 2018, Orthopedical and Biomedical Applications of Titanium and Zirconium Metals, Woodhead Publishing Series in Biomaterials, 211-241.
- Richard H A, Sander M, 2016, Fatigue Crack Growth, Springer International Publishing, 292p, Berlin.
- Ritchie R O, 1999, Mechanisms of Fatigue Crack Propagation in Ductile and Brittle Solids, *International Journal of Fracture*, 100, 55-83.
- Santhosh R, Geetha M, Nageswara Rao M, 2017, Recent Developments in Heat Treatment of Beta Titanium Alloys for Aerospace Applications, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 70, 1681-1688.
- Santhosh R, Geetha M, Saxena V K, Nageswararao M, 2014, Studies on Single and Duplex Aging of Metastable Beta Titanium Alloy Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn, *Journal of Alloys and Compounds*, 605, 222-229.
- Santhosh R, Geetha M, Saxena V, 2015, Effect of Duplex Aging on Microstructure and Mechanical Behavior of Beta Titanium Alloy Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn Under Unidirectional and Cyclic Loading Conditions, *International Journal of Fatigue*, 73, 88-97.
- Sasaki L, Hénaff G, Arzaghi M, Villechaise P, Delfosse J, 2017, Effect of Long Term Aging on The Fatigue Crack Propagation in The β Titanium Alloy Ti-17, *Materials Science and Engineering: A*, 707, 253-258.
- Schmidt P, EL-Chaikh A, Christ H, 2011, Effect of Duplex Aging on The Initiation and Propagation of Fatigue Cracks in The Solute-Rich Metastable β Titanium Alloy Ti 38-644, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42, 2652-2667.

- Settefrati A, Dehmas M, Geandier G, Denand B, AebyGautier E, Appolaire B, vd., 2011, Precipitation Sequences in Beta Metastable Phase of Ti-5553 Alloy During Ageing, Ti-2011, Science Press Beijing, 468-472.
- Sha W, Malinov S, 2009, Titanium Alloys: Modelling of Microstructure, Properties and Applications, Woodhead Publishing, 343p, Cambridge.
- Shaokai C, Yiwei T, Lu C, Zhuang M, Jinhua X, 2009, A Comparative Study of Differential Thermal Analysis Method and Metallographic Observation Method for the $\alpha+\beta/\beta$ Transformation Temperature of Titanium Alloys, Rare Metal Materials and Engineering, 1-11.
- Silva F S, 2007, Fatigue Crack Propagation After Overloading and Underloading at Negative Stress Ratios, International Journal of Fatigue, 29, 1757-1771.
- Song Z Y, Sun Q Y, Xiao L, Sun J, Zhang L C, 2011, Precipitation Behavior and Tensile Property of the Stress Aged Ti-10Mo-8V-1Fe-3.5 Al Alloy, Materials Science and Engineering: A, 528, 4111-4114.
- Srinivasu G, Natraj Y, Bhattacharjee A, Nandy T K, Rao G N, 2013, Tensile and Fracture Toughness of High Strength β Titanium Alloy, Ti-10V-2Fe-3Al, As A Function of Rolling and Solution Treatment Temperatures, Materials & Design, 47, 323-330.
- Stephens R R, Stephens R I, Albertson T P, Veit A L, 1998, Fatigue Crack Growth in Two Advanced Titanium Alloys under Constant and Variable Amplitude Loading at 25 and 175°C, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 21, 819-834.
- Sun F, Zhang J Y, Vermaut P, Choudhuri D, Alam T, Mantri S A, vd., 2017, Strengthening Strategy for a Ductile Metastable β Titanium Alloy Using Low-Temperature Aging, Materials Research Letters, 5, 547-553.
- Sun Q, Song S, Zhu R, Gu H, 2002, Toughening of Titanium Alloys by Twinning and Martensite Transformation, Journal of Materials Science, 37, 2543-2547.

- Tang B, Chu Y, Zhang M, Meng C, Fan J, Kou H, Li J, 2020, The ω Phase Transformation During The Low Temperature Aging and Low Rate Heating Process of Metastable β Titanium Alloys, *Materials Chemistry and Physics*, 239, 122-125.
- Tokaji K, Ogawa T, 1992, The Growth Behaviour of Microstructurally Small Fatigue Cracks in Metals. *Short Fatigue Cracks*, *ESIS*, 13, 85-99.
- Václavová K, Stráský J, Zháňal P, Veselý J, Polyakova V, Semenova I, vd., Ultra-Fine Grained Microstructure of Metastable Beta Ti-15Mo Alloy and Its Effects on The Phase Transformations, 7th International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, 2017, July 2-7, Australia.
- Wain N, Hao X, Ravi G A, Wu X, 2010, The Influence of Carbon on Precipitation of α in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr, *Materials Science and Engineering: A*, 527, 7673-7683.
- Wang K, 1996, The Use of Titanium for Medical Applications in the USA, *Materials Science and Engineering: A*, 213, 134-137.
- Welsch G, Boyer R, Collings E W, 1994, *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*, ASM International: Materials Park, 767p, USA.
- Wen J, Fleury E, Cao F, Allain N, 2021, Hydrogen Concentration Dependence of Phase Transformation and Microstructure Modification in Metastable Titanium Alloy β -21S, *Journal of Materials Science*, 56, 5161-5172.
- Williams J C, Hickman B S, Marcus H L, 1971, The Effect of Omega Phase on The Mechanical Properties of Titanium Alloys, *Metallurgical Transactions*, 2, 1913-1919.
- Wu Z, Kou H, Chen N, Zhang Z, Qiang F, Fan J, Li J, 2020, The Effect of Cubic-Texture on Fatigue Cracking in a Metastable β Titanium Alloy Subjected to High Cycle Fatigue, *International Journal of Fatigue*, 141, Article number 105872.

- Xiao W, Dargusch M S, Kent D, Zhao X, Ma C, 2020, Activation of Homogeneous Precursors For Formation of Uniform and Refined α Precipitates in A High-Strength β -Ti Alloy, *Materialia*, 9, Article number 100557.
- Xu L, 2015, Metastable Beta Titanium Alloys: Tuning Their Beta Phase Stability and Low-Temperature Martensitic Transformation, Delft University of Technology, Ph.D. Thesis, 96p, Delf.
- Xu T W, Kou H C, Li J S, Zhang F S, Feng Y, 2015, Effect of Phase Transformation Conditions on The Microstructure and Tensile Properties of Ti-3Al-15Mo-3Nb-0.2 Si Alloy, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24, Article number 3018-3025.
- Xu T, Zhang S, Liang S, Cui N, Cao L, Wan Y, 2019, Precipitation Behaviour During The $\beta \rightarrow \alpha/\omega$ Phase Transformation And its Effect on The Mechanical Performance of A Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2 Si Alloy, *Scientific Reports*, 9, 1-12.
- Yan J, 2014, TRIP Titanium Alloy Design, Northwestern University, Ph.D. Thesis, 202p, Illinois.
- Yao T, Du K, Wang H, Huang Z, Li C, Li L, Ye H, 2017, In Situ Scanning and Transmission Electron Microscopy Investigation on Plastic Deformation in a Metastable β Titanium Alloy, *Acta Materialia*, 133, 21-29.
- Yolton C F, Froes F H, Malone R F, 1979, Alloying Element Effects in Metastable Beta Titanium Alloys, *Metallurgical Transactions A*, 10, 132-134.
- Yumak N, Aslantas K, 2019, Effect of Notch Orientation and Single Overload on Crack Interaction in Ti-6Al-4V Alloy, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 41, 1-12.
- Zafari A, Wei X S, Xu W, Xia K, Effects of Severe Plastic Deformation on Grain Refinement and Martensitic Transformation in a Metastable β Ti Alloy, 36th Risø International Symposium on Materials Science, 2015, September 7-11.

- Zhang H Y, Zhang Z P, Li Z Y, Sun J, Che X, Zhang S Q, vd., 2020, Low Cycle Fatigue Behavior of Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe Alloy With Various Types of Secondary α Phase, *Materials Research Express*, 7, Article number 26555.
- Zhao X, Niinomi M, Nakai M, Hieda J, 2012, Effect of Deformation-induced ω Phase on the Mechanical Properties of Metastable β -type Ti-V Alloys, *Material Transaction*, 53, 1379–1384.
- Zhao Y Q, Xin S W, Zeng W D, 2009, Effect of Major Alloying Elements on Microstructure and Mechanical Properties of A Highly β Stabilized Titanium Alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 481, 190-194.
- Zhao Z, Chen J, Lu X, Tan H, Lin X, Huang W, 2017, Formation Mechanism of The α Variant and Its Influence on The Tensile Properties of Laser Solid Formed Ti-6Al-4V Titanium Alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 691, 16-24.
- Zhaoxin D, Guolong L, Fei L, Jun C, Yanfe C, Yun C, vd., 2019, Influence of Pre-aging on Microstructure and Mechanical Properties of Coarse Grained Beta titanium Alloy, *Rare Metal Materials And Engineering*, 48, 770-774.
- Zheng Y, 2013, Nucleation Mechanisms of Refined Alpha Microstructure in Beta Titanium Alloys, The Ohio State University, Ph.D. Thesis, 235p, Ohio.
- Zhou Z B, Yue F E I, Lai M J, Kou H C, Chang H, Shang G Q, 2010, Microstructure and Mechanical Properties of New Metastable β Type Titanium Alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20, 2253-2258.

İnternet Kaynakları

1. https://www.slideshare.net/mistryhiten/plastic-deformation?next_slideshow=1
08.01.2021

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Nihal YUMAK
Doğum Yeri ve Tarihi : AYDIN 1988
Yabancı Dili : İngilizce
İletişim (Telefon / e-posta) : nyumak@aku.edu.tr

Eğitim Durumu (Kurum ve Yıl)

Lise : Selçuk Özsoy Lisesi (2003–2007)
Lisans : Hitit Üniversitesi, Makine Mühendisliği Böl., (2007–2011)
Yüksek Lisans : Ege Üniversitesi, Fen Bilimleri Ens., Makine Mühendisliği Böl. ABD, (2012 –2015)
Doktora : Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Ens., Makine Mühendisliği ABD, (2015–2021)

Çalıştığı Kurum/Kurumlar ve Yıl

: Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi (2013 – Devam Ediyor)

Yayımları (SCI ve diğer)

: Pekbey Y, Aslantaş K, Yumak N, 2017, Ballistic impact response of Kevlar Composites with filled epoxy matrix, Steel and Composite Structures, 22(4), 191-200.
: Yumak N, Aslantas K, PEKBAY Y, 2017, Effect of cryogenic and aging treatments on low-energy impact behaviour of Ti–6Al–4V alloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 27(3), 514-526.
: Yumak N, Pekbey Y, Aslantaş K, 2013, Zırh tasarımında kullanılan kompozit malzemelerin deformasyon karakteristiğinin araştırılması, Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 10(4), 1-21.
: Yumak N, Aslantas K, 2018, Investigation of effect of

austempering process on mechanical strength and fatigue crack growth behaviour of ductile iron material, Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University, 33(1), 199-209.


: Yumak N, Aslantas K, 2019, Effect of notch orientation and single overload on crack interaction in Ti-6Al-4V alloy, Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 41(8), 318.

: Yumak N, Aslantaş K, Çetkin A, 2020, Cryogenic and Aging Treatment Effects on the Mechanical Properties of Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn Titanium Alloy, Journal of Testing and Evaluation, 49(5).

: Yumak N, Aslantaş K, Ahmed W, Effect of Aging Treatment on the Initiation and Propagation of Fatigue Cracks in the Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr Metastable β Titanium Alloy, In 2020 Advances in Science and Engineering Technology International Conferences (ASET), 2020, February 4-6, Dubai.

EKLER

EK 1. Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn alaşımının üretim sertifikası.

Baoji Litai Nin-ferrous Metal Co., Ltd.												
MILL TEST CERTIFICATE						NO.:20180322						
EN10204 3.1						DATE:22,Mar.2018						
Commodity:TITANIUM 15V-3Al-3Sn-3Cr BAR						Finish: ANNEALED						
Specification: /												
Size	Heat No.			Quantity	Net Weight		Lot No.					
[mm]				[pc]	[kg]							
Dia.100.0 x 1000.0	171211			1	39.2		171211-5					
Chemical Composition (WT %)												
Requirement	Ti	Al	Sn	V	Cr	Fe	C	N	O	H	Residual Element	
	Remainder	2.5-3.5	2.5-3.5	14.0-16.0	2.5-3.5	≤0.25	≤0.05	≤0.05	0.13	0.015	≤0.10	≤0.40
Result	Remainder	2.74	3.03	15.79	3.12	0.087	0.01	0.008	0.096	0.001	≤0.10	≤0.40
Tensile Test												
Requirement	Tensile Strength		Yield Strength 0.2%			Elongation		Reduction of Area				
	[MPa]		[MPa]			[%]		[%]				
Result	799		795			4.5		17				
Other Test												
Visual Inspection			Dimensional Inspection				DPI Test					
Acceptable			Acceptable				Acceptable					
Surface Contamination Test						Ultrasonic Test						
Acceptable						Acceptable						
I hereby certify this product conforms to ALL specifically listed technical requirements, and other requirements for these specifications. Furthermore, I certify the above stated quantitative results were derived from testing and analysis and are in accordance with the reference specification(s) requirements.												
Note: 1.Hydrogen-----product analysis												
 VICE-MANAGER OF QUALITY DEPARTMENT Baoji Litai Nin-ferrous Metal Co., Ltd.												
VARZENE METAL SAN. VEYFİCİLERİ İTOSB 3. Cad. No:10 Tepeköy - Tuzla - İSTANBUL Tuzla V.D. 15220/040170 Yık. Sic. No: 646133												