

T.C.
HİTİT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI

Ti6Al4V ALAŞIMINA Fe ve B ETKİSİ

Yüksek Lisans Tezi

Yavuz Ahmet GÜRBÜZ

ÇORUM 2019

Ti6Al4V ALAŞIMINA Fe ve B ETKİSİ

Yavuz Ahmet GÜRBÜZ

**Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı**

Yüksek Lisans Tezi

**TEZ DANIŞMANI
Prof. Dr. Hakan GÜNGÜNEŞ**

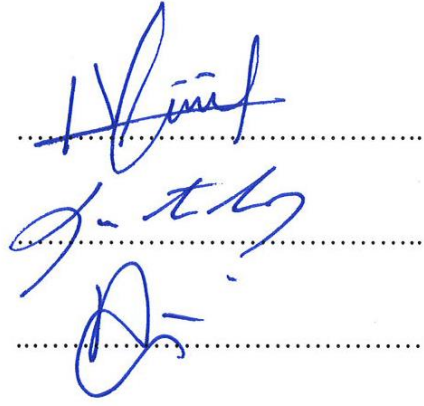
Çorum 2019

Yavuz Ahmet GÜRBÜZ tarafından hazırlanan “Ti6Al4V Alaşımına Fe ve B etkisi” adlı tez çalışması ~~19.12./2019~~ tarihinde aşağıdaki jüri üyeleri tarafından oy birliği ile Hitit Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Hakan GÜNGÜNEŞ

Doç. Dr. Kutalmış GÜVEN

Dr. Öğretim Üyesi Arzu KARAYEL



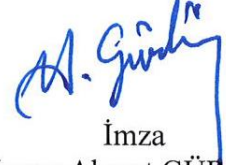
Hitit Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunun ~~26/12./2019~~ tarihli ve ~~2019./327~~ sayılı kararı ile Yavuz Ahmet GÜRBÜZ' ün Fizik Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisans derecesi alması onanmıştır.



Doç. Dr. Cengiz BAYKASOĞLU
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BEYANI

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını beyan ederim.



İmza
Yavuz Ahmet GÜRBÜZ

Ti6Al4V Alaşımına Fe ve B Etkisi

Yavuz Ahmet GÜRBÜZ

HİTİT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Aralık 2019

ÖZET

Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımlarında oluşan martensite yapının morfolojik, manyetik, termal ve mekanik özellikleri incelendi. Alaşımlarda β taneleri içerisinde oluşan iğne tipi α martensite yapı Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile incelendi. Alaşımların Manyetik Özellikleri Mössbauer Spektrometresi ile belirlendi. Oluşan Fazlar, İç Manyetik Alan, Kuadrupol Kayma, İsoyer kayma, Çizgi genişliği ve fazların kısmı alanları gibi Mössbauer parametreleri belirlendi. Alaşıma B eklenmesi sonucu alaşımın paramanyetik özelliğinin arttığı belirlendi. Alaşımların termal özellikleri DSC yöntemi ile belirlendi. Alaşımların β faz dönüşün sıcaklığının 600 °C' den büyük olduğu tespit edildi. Alaşımların mekanik özellikleri Vickers sertlik ve basma testleri ile belirlendi. Alaşıma B eklenmesi alaşımın mekanik özelliklerini düşürdüğü belirlendi.

Anahtar Kelimeler: Martensite, Mössbauer, Gerilme-Gerinim, Vickers Sertlik

The Effect Of B And Fe On Ti6Al4V Alloy

Yavuz Ahmet GÜRBÜZ

HİTİT UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

December 2019

ABSTRACT

The morphological, magnetic, thermal and mechanical properties of the martensite structure formed in Ti-7Al-3.8V-5.4Fe and Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alloys were investigated. The needle type α martensite structure formed in β grains in the alloys was examined by Scanning Electron Microscopy (SEM). The magnetic properties of the alloys were determined by Mössbauer Spectrometer. Mössbauer parameters such as Phases, Inner Magnetic Field, Quadrupol Shift, Isomer Shift, Line Width and Partial Areas were determined. It was determined that paramagnetic properties of alloy increased by adding B to alloy. Thermal properties of the alloys were determined by DSC method. The β phase transformation temperature of the alloys was found to be greater than 600 ° C. The mechanical properties of the alloys were determined by Vickers hardness and compression tests. It was determined that the addition of B to the alloy reduced the mechanical properties of the alloy.

Keywords : Martensite, Mössbauer, Stress-Strain, Vickers Hardness

TEŞEKKÜR

Değerli tez danıőmanım sayın Prof. Dr. Hakan GÜNGÜNEŞ hocama, çevirilerdeki yardımlarından dolayı Uğur KARAKOÇ ve Erkan ÜNSAL hocalarıma, dizgideki yardımlarından ötürü Ali Gökhan Uz ve Ahmet Serdar ÇÖREKÇİ hocamlara ve hiçbir desteklerini esirgemeyen, yetişmemde emeği geçen aileme teşekkürü bir borç bilirim.



Bu tez çalışmasına, FEF19004.18.002 numaralı proje kapsamında vermiş oldukları destekten dolayı, Hitit Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü'ne teşekkür ederiz.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	viii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xi
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
RESİMLER DİZİNİ.....	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xv
1. GİRİŞ	1
2. KURAMSAL TEMELLER VE KAYNAK ARAŞTIRMASI.....	3
2.1. Çalışmanın Amacı.....	4
2.2. Titanyum ve Titanyum Alaşımları.....	5
2.2.1. Titanyumun Keşfedilmesi Tarihçesi ve Endüstriyel Gelişimi.....	5
2.2.2. Titanyum ve Alaşımlarının Genel Yapısal ve Kristalografik Özellikleri.....	7
2.2.3. Titanyumun Alaşım Davranışı.....	7
2.2.4. Titanyum ve Alaşımlarının Faz Yapılarına Göre Sınıflandırılması.....	10
2.3. Titanyum Alaşımlarının Isıl İşlemleri.....	15
2.3.1. Gerilme Giderme Tavlama.....	19
2.3.2. Tavlama.....	20
2.3.3. Çözeltiye Alma ve Yaşlandırma.....	22
3. MATERYAL VE YÖNTEM.....	27
3.1. Materyal.....	27

3.1.1. Alaşımların Hazırlanması.....	27
3.1.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri İçin Alaşımların hazırlanması.....	27
3.1.3. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri İçin Alaşımların Hazırlanması.....	28
3.1.4. Mössbauer Spektrometresi Ölçümleri İçin Alaşımların Hazırlanması....	28
3.1.5. Mikro Sertlik Ölçümleri için Alaşımların Hazırlanması.....	28
3.1.6. Sıkıştırma Ölçümleri için Alaşımların Hazırlanması.....	28
3.2. Yöntem.....	29
3.2.1. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sistemi.....	29
3.2.2. Cihaz ve alışma Prensibi.....	30
3.2.3. Mössbauer Spektrometresi Sistemi.....	33
3.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM).....	42
3.4. Katıların Esneklik Özellikleri.....	46
3.5. Young Modülü.....	47
3.6. Kesme Modülü.....	49
3.7. Hacim (Bulk) Modülü.....	50
3.8. Sertlik Deneyleri.....	51
3.8.1. Sertlik Deneylerinin Amacı.....	53
3.8.2. Sertlik Ölçme Yöntemleri.....	52
4. ARAşTIRMA SONUÇLARI VE TARTIşMA.....	56
4.1. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarında Oluşan Marten site Yapının Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemesi.....	56
4.2. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının Manyetik Özelliklerinin Mössbauer Spektrometresinde İncelenmesi.....	58
4.3. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının Termal Özellik	

leri.....	60
4.4. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının Mekanik zel likleri.....	61
4.4.1. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının Sertlik lmeleri.....	61
4.4.2. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının Basma Testi lmeleri.....	62
5. SONUÇ VE ÖNERİLER	65
KAYNAKLAR.....	67
ÖZGEÇMİŞ.....	73

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 1.1. Titanyum, Alüminyum, Demir ve Vanadyum'un bazı fiziksel özellikleri.....	1
Çizelge 2.1. Ti6Al4V Alaşımının Kimyasal içeriği ve fiziksel özellikleri.....	8
Çizelge 2.2. Ticari saflıktaki titanyumun genel özellikleri.....	11
Çizelge 2.3. α ve β dengeleyici elementler ve miktarları (Ogurtsow, 1976).....	13
Çizelge 2.4. Bazı titanyum alaşımlarının önerilen gerilme giderme parametreleri (Williams, 1982).....	21
Çizelge 2.5. Bazı titanyum alaşımları için önerilen tavlama parametreleri 1. 550 °C 'ye kadar yavaş, sonra havada soğutma 2. Havada ve fırında soğutma.....	23
Çizelge 2.6. Bazı titanyum alaşımlarının çözeltiye alma ve yaşlandırma parametreleri (Carson, 2000).....	24
Çizelge 2.7. $\alpha+\beta$ alaşımlarına uygulanan ısı işlemler ve oluşan mikro yapılar.....	25
Çizelge 3.1. Mössbauer Spektrometresinde kullanılan izotoplar.....	35
Çizelge 3.2. Bazı maddelerin Young, Kesme ve Hacim modülü sabitleri.....	49
Çizelge 3.3. Vickers sertlik skalası ve test kuvvetleri.....	55
Çizelge 4.1. Alaşımların Mössbauer Parametreleri.....	59
Çizelge 4.2. Alaşımların Vickers sertlik değerleri.....	61
Çizelge 4.3. Alaşımların Oda Sıcaklığındaki Mekanik Özellik Parametreleri.....	62

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. SPH α fazı ve HMK β 'nin kristal yapıları	6
Şekil 2.2. Alaşım elementlerinin titanyum alaşımlarının faz diyagramlarına etkisi.....	9
Şekil 2.3. Ti6Al4V'un hızlı soğutma sonucunda oluşan mikro yapı görüntüleri.....	14
Şekil 2.4. Ti-Al ikili faz denge diyagramı.....	16
Şekil 2.5. Ti6Al4V'nin havada soğutulmuş elde edilen yapısı.....	17
Şekil 2.6. Ti6Al4V alaşımına su verilerek martenzit yapı oluşumu, yaşlandırma sonrası yapısı.....	18
Şekil 2.7. Sıcak işlenmiş ve tavllanmış Ti6Al4V alaşımı.....	18
Şekil 2.8. Ti6Al4V alaşımına ait çeşitli soğutma hızları sonucu oluşan iç yapılar...	26
Şekil 3.1. DSC numune tutucuları ve fırınlarının şeması.....	30
Şekil 3.2. Isı akışlı DSC ölçümleri yapan cihazın tasarımı ve hücre şeması.....	31
Şekil 3.3. Amorf bir polietilen terftalat numunesi için DSC eğrisi.....	32
Şekil 3.4. Mössbauer spektrometresinin şematik gösterimi.....	34
Şekil 3.5. Uyarılmış durumdan taban enerji durumuna geçiş.....	36
Şeki 3.6. Yayınlanma ve soğurma çizgileri.....	38
Şekil 3.7. ^{57}Fe ' nin üç farklı γ ışınımı ve enerji seviyeleri.....	38
Şekil 3.8. İzomer kayma olayının grafik olarak gösterilişi.....	40
Şekil 3.9. (3/2 - 1/2) geçişinde gözlenen izomer kaymaya sahip bir tek çizgi Mössbauer spektrumu.....	40
Şekil 3.10. (3/2 - 1/2) geçişinde gözlenen izomer kaymaya sahip bir dublet çizgi Mössbauer spektrumu.....	41
Şekil 3.11. ^{57}Fe izotobunda 3/2 – 1/2 geçişinde gözlemlenen manyetik yarılma	

ve meydana gelen Mössbauer spektrumu.....	44
Şekil 3.12. Elektron-numune etkileşmesi sonucu oluşan ışınlar ve elektronlar.....	45
Şekil 3.13. Elektron numune etkileşmesi.....	46
Şekil 3.14. Young modülünün ölçüldüğü cihazın basit çalışma düzeneği.....	47
Şekil 3.15. Örnek bir numunenin zor zorlanma grafiği.....	48
Şekil 3.16. Kesme modülünün şematik gösterimi.....	50
Şekil 3.17. Hacim modülü hesaplanırken kullanılan bazı değişkenlerin şematik gösterimi	50
Şekil 3.18. Vickers sertlik ölçümünün şematik olarak gösterilmesi.....	55
Şekil 4.1. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının oda sıcaklığındaki Mössbauer Spektrumları.....	59
Şekil 4.2. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımların için sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi.....	61
Şekil 4.3. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe Alaşımının oda sıcaklığında gerilim gerinme grafiği.....	63
Şekil 4.4. Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımının oda sıcaklığında gerilim gerinme.....	63

RESİMLER DİZİNİ

Resim	Sayfa
Resim 3.1. DSC cihazı.....	29
Resim 3.2. Hitit Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü Mössbauer Spektrometresi Cihazı.....	33
Resim 3.3. Hitit Üniversitesi Bilim ve Araştırma Merkezindeki FEI / Quanta 450 FEG marka modeline sahip SEM cihazı.....	43
Resim 3.4. Kaba ve ince zımparalama tezgâhı.....	53
Resim 3.5. Numune üzerinde meydana gelen izin metalurji mikroskobu ile ekrana aktarılması.....	54
Resim 4.1. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe alaşımının SEM görüntüsü.....	57
Resim 4.2. Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımının SEM görüntüsü.....	57

SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler

α	Hacim merkezli tetragonal yapı
β	Hacim merkezli kübik yapı
α'	Ortorombik faz yapısı
δ	İzomer kayma
μ	Dipol moment

Kısaltmalar

HSP	Hekzagonal sıkı paket
YMK	Yüzey merkezli kübik yapı
HMK	Hacim merkezli kübik yapı
LPC	Düşük basınçlı karbürleme
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
DSC	Diferansiyel taramalı kalorimetre
SPH	Hekzagonal sıkı paket yapı
EDS	Elektron dispersiyon spektroskopisi
ΔG	Kimyasal serbest enerji değişimi
ΔH	Sistemin entalpi değişimi
ΔS	Sistemin entropi değişimi
T	Sistemin kelvin sıcaklığı
E_u	Uyarılmış enerji durumu
E_T	Taban enerji durumu
H	Manyetik alan
I	Enerji düzeyi
Y	Elastikiyet modülü
S	Kesme modülü
B	Hacim modülü
H_v	Vickers sertlik değeri

1. GİRİŞ

Titanyum ve alaşımları, pek çok endüstriyel alanda, yüksek mukavemet, kırılmaya karşı gösterdiği direnç, yüksek korozyon, yüksek akma dayanımı ve yüksek maliyetlerine rağmen birçok kimya endüstrisinde, çeşitli hafif tasarımlarda, uçak ve uzay endüstrisinde, uçak motorlarında, ısı eşanjörlerinde, diş hekimliğinde implant malzemelerinde, tıpta protez yapımında kullanılan yeni keşfedilen mühendislik malzemeleridir (Özdemir, 2018; Akagündüz, 2008; Smith, 1993). Bu malzemenin biyouyumluluğu, 1960'lardan itibaren yüksek korozyon dayanıklılığı nedeniyle biyomedikal alanlarda ve dişçilik sektöründe yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır (Long ve Rack, 1998).

Titanyum $4,54 \text{ g/cm}^3$ özkütleyle sahip bir metaldir. Yoğunluk karşılaştırılması yapıldığında alüminyum $2,7 \text{ g/cm}^3$ ve demir $7,87 \text{ g/cm}^3$, vanadyum $5,8 \text{ g/cm}^3$ arasındadır. Demir ve alüminyumdan daha yüksek, vanadyumdan daha düşük bir ergime noktasına sahiptir. Ayrıca elastikiyet modülü, ergime noktası ve yoğunluk karşılaştırılması, titanyum, vanadyum, alüminyum ve demir'in Çizelge 1.1'de verilmiştir.

Çizelge 1.1. Titanyum, Alüminyum, Demir ve Vanadyum'un Bazı Fiziksel Özellikleri

Fiziksel Özellikler	Ti	Al	Fe	V
Yoğunluk (g/cm^3)	4,54	2,7	7,87	5,8
Elastikiyet Modülü (GPa)	115	62	194	129
Ergime Noktası ($^{\circ}\text{C}$)	1668	660	1536	1890
Oda Sıcaklığındaki kristal yapısı	HSP	YMK	HMK	HMK

Titanyum alaşımlarının bütün bu olumlu özelliklerine rağmen yüksek maliyeti, metal cevherinden ayrıştırılmasının zor olması, sürtünme ve aşınma özellikleri nedeniyle

mekanik temasın gerektirdiği mühendislik uygulamalarında yetersiz kalmaktadır (Akagündüz, 2008; Çakar, 2006).

Bu nedenle mineral cevherden en son aşamaya kadar titanyum alaşımlarının üretiminde tüm proseslerin iyi bilinmesi ve anlaşılmasını öngören araştırmalar çok büyük öneme sahiptir. Titanyum ve alaşımları genellikle aşınmanın kritik olmadığı uygulamalarda tercih edilmekte, sürtünme ve büyük aşınma nedeniyle enerji ve malzeme kaybı yaşanmaktadır. Aşınma sonucunda korozyon direncini sağlayan oksit yapısı bozulmakta ve korozyon meydana gelmektedir. Bu sadece yeni malzemeler geliştirmek amacıyla değil, aynı zamanda mevcut malzemelerinde çeşitli işlemlerin ardından iyi hale getirilmesi içinde önemlidir. En sık kullanılan Titanyum alaşımı iki fazlı ($\alpha+\beta$) alaşım Ti-6Al-4V'dir. Alaşımında α/β dönüşümü nedeniyle, özelliklerin değişik uygulamalara izin veren termomekanik işlemeyle çeşitli mikroyapılar ve kombinasyonlar elde edilebilir (Topçuoğlu, 2006; Bloyce at el,1998).

2. KURAMSAL TEMELLER VE KAYNAK ARAŞTIRMASI

Ti-6Al-4V alaşımına ilişkin çalışmaların bazılarını özetlersek; Beibei ve arkadaşları seçici laser erime yöntemi ile üretilen Ti6Al4V alaşımının mekanik ve morfolojik özelliklerini incelemiş ve alaşımda α' martensite oluşumunu göstermişlerdir (Lee ve Peters., 1999).

Mingkang ve arkadaşları, Mingkang seçici laser erime yöntemi ile üretilen Ti6Al4V alaşımında ısı işlem yapılmamış alaşımın tamamen α' martensite den oluştuğunu, buna rağmen farklı sıcaklıklarda ve soğutma hızlarında ısı işlem uygulanan aynı alaşımda α çıta martensite oluşumunu göstermişlerdir (Mingkang ve ark., 2018).

Shan ve arkadaşları, Hidrojen katkılı Ti6Al4V alaşımında faz dönüşümleri ve mikro yapı değişimi üzerine çalışma yapmıştır. Hidrojen miktarının artması ile $\alpha \rightarrow \beta$ faz dönüşüm sıcaklığının azaldığını, oluşan çıta martensite yapının plakalarının incelendiğini tespit etmiştir. Bununla birlikte oluşan martensite morfolojisinin iğne tipi α' ve α çıta martensite olduğu, orthorhombic α'' martensite oluşumu gözlenmemiştir (Shan ve ark., 2007).

Akagündüz, Ti6Al4V alaşımına uygulanan farklı ısı işlem ve soğutma hızı malzemenin yüzeysel özellikleri ve mekanik özelliklerini incelemiştir (Akagündüz, 2008).

Ateş, Ti6Al4V alaşımı numunelerinin farklı sıcaklık ve farklı difüzyon sürelerinde Düşük Basıncılı Karbürleme (LPC) fırınlarında karbürlenerek sürtünme ve yüksek yük koşulları altında çalışan titanyum alaşımı parçalarının mekanik ve yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi için en uygun sıcaklık ve süre işlem parametrelerinin belirlenmesi üzerine çalışmalar yapılmıştır (Ateş, 2018).

Ergen, Ti-15V-4Al alaşımında martensitik faz dönüşümlerini çeşitli fiziksel yöntemler kullanarak incelemiş, Dönüşüm için gerekli aktivasyon enerjisini Kissinger ve Osawa methodlarına göre belirlemiştir (Ergen, 2018).

Maciej, Ti6Al4V alaşımında farklı sıcaklıklarda, farklı yaşlandırma ve deformasyon sonucu alaşımda oluşan α' ve α'' fazlarını detaylı incelemiştir (Maciej, 2019).

Yang ve arkadaşları. Ti-13V-xAl alaşımında Al miktarının oluşan martensite fazın morfolojisi, dönüşüm sıcaklığı ve şekil hatırlama özelliği üzerine etkisini incelemiştir (Yang ve ark., 2015).

Li ve arkadaşları, Ti-10V-2Fe-3Al, Ti-10V-2Cr-3Al ve Ti-10V-1Fe-3Al alaşımlarında zor etkili martensite oluşumu üzerine çalışmalar yapmıştır (Li ve ark., 2013).

Yang ve arkadaşları Fe miktarının Ti-13V-3Al alaşımında martensitik faz dönüşümü ve şekil hatırlama üzerine etkisini araştırmış, Fe miktarı arttıkça faz dönüşüm sıcaklığının azaldığını ve malzemede α'' martensite oluşumunu tespit etmiştir (Yang ve ark., 2016).

Wang ve arkadaşları bazı Ti-V-Fe ve Ti-V-Fe-Al alaşımlarında mekanik özellik ve deformasyon sonucu oluşan mikro yapı üzerine çalışmalar yapmıştır. Yapılan çalışmalarda alaşıma Fe ve Al eklenmesinin alaşımın akma dayanımını arttırdığı ve çekme uzamasının azaldığını tespit etmişve Al' un α stabilize bir element olduğunu göstermiştir. (Wang W ve ark., 2018).

Kuan ve arkadaşları Ti-15,8V ve Ti-19.9 alaşımında çekme deformasyonu sonucu plaka şekilli zor etkili w fazının oluştuğunu tespit etmiştir. (Kuan ve ark., 1975).

Ti alaşımlarına az miktarda Fe eklenmesi sonucu martensitik dönüşüm sıcaklığının V, Nb, Ta ve Al gibi diğer elementlerle karşılaştırıldığında daha hızlı düşürdüğü tespit edilmiştir (Buenconsejo ve ark., 2009).

2.1. Çalışmanın Amacı

Geleneksel NiTi alaşımları şekil hatırlama ve süper elastik özelliklerinden dolayı

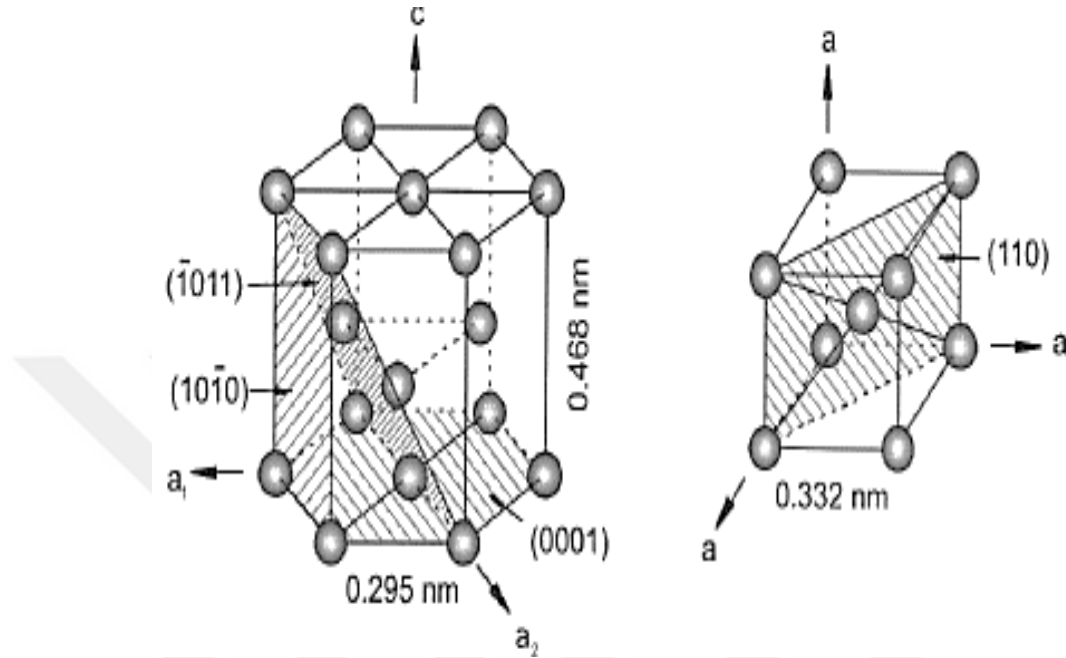
çoğu endüstri dallarında yoğun bir şekilde kullanılmaktadır. Fakat bu alaşımların 100 °C' nin altında martensite dönüşüm sıcaklığının olması ve yoğunluğunun oldukça (6.7gcm^{-3}) yüksek olmasından dolayı yüksek sıcaklık ve özellikle hafif alaşımlara ihtiyaç duyulan uçak sanayinde kullanımını kısıtlamaktadır. Son zamanlarda Yüksek sıcaklık şekil hatırlama alaşımlar üzerine çalışmalar yoğunlaşmıştır. Ni-Ti-X (X=Pt, Pt, Hf, Zr), Cu-Al-Ni, Ni-Mn-Ga ve Ti-Ta alaşımları yüksek sıcaklık şekil hatırlamalı alaşımlardan bazılarıdır. Ni-Ti-Pd/Pt alaşımlarının üretim maliyetlerinin aşırı yüksek olması, diğerlerinin ise uygulanabilirliğinin yetersiz olması ve yoğunluklarının yüksek ($6,4 - 9,0 \text{ g.cm}^{-3}$) olmasından dolayı artan ihtiyaca karşılık verememiş ve uçak sanayinde fazla karşılık görmemiştir. Ti-V-Al alaşımları yoğunlukları aşağı yukarı $4,5 \text{ g.cm}^{-3}$ mertebesinde olması, faz dönüşüm sıcaklıklarının yüksek olması ve soğuk işlenebilirliğinin yüksek olmasından dolayı yüksek sıcaklık şekil hatırlamalı alaşımlar için önemli bir adaydır. Son zamanlarda bu alaşımlar üzerine çalışmalar artmıştır. Bu çalışmada ise genellikle diş ve kalça implant malzemesi olarak kullanılan Ti-6Al-4V alaşımına önce Fe daha sonra ise B eklenmesi sonucu elde edilen Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımında meydana gelen morfolojik, manyetik, mekanik ve termal özelliklerinin nasıl değiştiği SEM, Mössbauer, Zor-Zorlanma, DSC ve Mikro Sertlik gibi bazı fiziksel sistemler kullanılarak belirlenecektir.

2.2. Titanyum ve Titanyum Alaşımları

2.2.1. Titanyumun keşfedilmesi tarihçesi ve endüstriyel gelişimi

Titanyum elementi, 1791 yılında İngiliz araştırmacı ve malzeme bilimcisi Wilhelm Gregor tarafından bulunmuş olup ilk olarak menakrit adını vermiştir (Songur, 2015). Wilhelm Gregor bulduğu bu maddeyi manyetik işlemle demirden ayırarak hidroklorik asit ile dağlama işleminden sonra elementin oksit tuzunu elde etmiştir. Bundan birkaç yıl sonra 1795 yılında Alman kimyager Martin H. Klaproth titanyum oksiti tamamen oksitten ayırarak, Yunan mitolojisinden ilham alarak titanyum olarak adlandırmıştır (Akyol, 2017). Mühendislik ve teknolojiye kullanılan metallerin yaygınlığı açısından ve yer kabuğunun yaklaşık % 6-7'si titanyumdan

oluşması,alüminyum, demir,magnezyumdan sonra dördüncü sırada yer almaktadır (Avcu, E). Ancak saflaştırılmasının zorluğu ve işlenmesinde ileri teknoloji gerektiğinden 1940'lı yıllara



Şekil 2.1. SPH α fazı ve HMK β 'nin kristal yapıları (Akyol, 2007).

kadar endüstride kullanılmamıştır. Aynı yıllarda Wilhem Kroll'un geliştirdiği yöntemle seri üretime geçilmiştir (Çakar, 2006). Titanyum ve alaşımları yüksek dayanma, yüksek korozyon direnci, yüksek sıcaklıkta ergiyen özelliklerinden dolayı birçok endüstri uygulamasında kullanılmaktadır. Yüksek dayanma ve hafifliği, yüksek ergime noktası (1668 °C) sebebiyle havacılık ve uzay teknolojisinde, korozyon direnci nedeniyle kimya sektöründe, tatlı su üretim tesislerinde ve gemcilik sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır (Gökdemir, 2005). Aşınma direncinin düşük olması, korozyon direncini düşürmektedir. Buna karşın korozyon direncini arttırmak için çeşitli alaşımlama ve yüzey işlemleri, ısıl işlemlerle geliştirilmesine çalışılmaktadır (Avcu, 2011). Kimyasal ortamlarda direnci, düşük sıcaklıklarda yüksek iken, HCl, fosforik asit, Cl gazı bulunduran yerlerde kullanılması uygun değildir. Yükselen sıcaklıkla üzerindeki koruyucu oksit tabakası kaybindan dolayı, kullanılabilirliğini etkileyecek kadar H, N, ve O gazları malzeme içerisine difüze olur ve metalde çatlak oluşumu ve kırılma artar (Özdemir,

2006).Titanyum alaşımları yüksek korozyon direncinden dolayı uçakların gövdelerinde,yüksek sıcaklık dayanımı nedeniyle jet motorlarında,hafif malzeme olması nedeniyle yarış otomobillerinin gövdelerinde, yüksek biyoyumluluğu nedeniyle biyomedikal alanlarda kullanılmaktadır (Leyens ve Peters, 2003; Takahashi, 2003).

2.2.2 Titanyum ve alaşımlarının genel yapısal ve kristalografik özellikleri

Titanyum atomu 3d geçiş metalleri grubunda yer alan, bazı yörüngelerindeki orbitalleri yarı dolu elektrona sahip olan geçiş metalidir ve farklı yapılarda kristalleşebilir. Bununla birlikte atomların dizilişindeki her bir yer değişikliği, belirli sıcaklık aralıklarında kararlı fazların oluşumuna olanak sağlar. Başka bir kristal yapıya dönüşmeye allotropik dönüşüm denir ve belli bir dönüşüm sıcaklığında gerçekleşir. Bu dönüşüm sıcaklığı β dönüşüm sıcaklığı olarak tanımlanır ve malzemenin tamamının β olduğu, en düşük denge sıcaklığı olarak tanımlanır. Bu β dönüşüm sıcaklığı yaklaşık 885°C 'dir. Saf titanyumun yanı sıra titanyum alaşımlarının çoğunluğunun oda sıcaklığında ve düşük sıcaklıklarda α fazı denilen bir sıkı paket (SPH) hekzagonal yapıda kristalleşir. Bu yapı 885°C de β titanyum denilen hacim merkezli kübik (HMK) kristal yapıya dönüşür. Titanyumun iki kristal yapısı Şekil 2.1' de gösterilmiştir (Leyens, 2003; Akyol, 2007).

2.2.3.Titanyumun alaşım davranışı

En yaygın kullanılan titanyum alaşım tipi Ti6Al4V'dur. % 6 alüminyum , % 4 vanadyum içeriği olan α - β alaşımlarıdır. Bu alaşımın endüstriyel alanda kullanımı % 50'ye yakındır. Ti6Al4V alaşımlarının en önemli özellikleri; yüksek korozyon direnci, sertlik ve dayanıklılığıdır. Ayrıca elde edilebilirlik, ekonomiklik olarak kullanışlı malzemedir (Akman, 2006). Ti6Al4V alaşımlarının alaşım içindeki kimyasal oranları ve bazı fiziksel yapıları Çizelge 2.1.'de gösterilmiştir (Yücel, 2008).

Kimyasal bileşim ve mikroyapı, titanyum alaşımlarının özelliklerini belirleyen faktörlerdir. Çoğu titanyum alaşımlarının, içindeki alaşım elementleri, alaşımın

yapısını kontrol etmek, dönüşüm sıcaklığını belirlemek, dönüşüm yapısını kontrol etmek, mikroyapıyı güçlendirmek ya da katı çözeltili yapmak için eklenir (Williams, 1986). Titanyum içerisine ilave edilen bu alaşım elementleri sayesinde dönüşüm sıcaklığını değiştirmek olanaklıdır (Akyol, 2007). Titanyum alaşım elementleri β kararlaştırıcı transfer sıcaklığına bağlı olarak, nötr, α kararlaştırıcı ve β kararlaştırıcı alaşımlar olarak üç sınıfa ayrılırlar (Lütjering, 2000). Şekil 2.2’de titanyumun dönüşüm sıcaklığına etki eden elementler gösterilmiştir. Kimyasal bileşim ve mikroyapı, titanyum alaşımlarının özelliklerini belirleyen faktörlerdir. Çoğu titanyum alaşımlarının, içindeki alaşım elementleri alaşımın yapısını kontrol etmek, dönüşüm

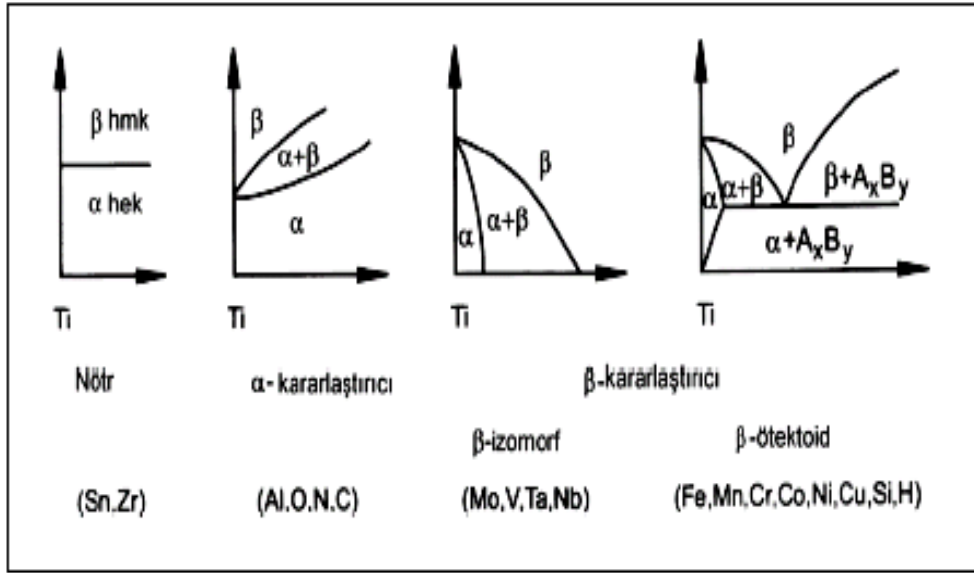
Çizelge 2.1. Ti6Al4V alaşımının kimyasal içeriği ve fiziksel özellikleri

Fiziksel Özellik	Değer	Kimyasal İçerik	Ti6Al4V
Yoğunluk	4.42	Alüminyum, Al	% 6
Erime Sıcaklığı °C $\pm 15^\circ\text{C}$	1649	Vanadyum, V	% 4
Özgül Isısı J/kg °C	560	Demir, Fe	% 0.10
Hacimsel Elektrik Direnci ohm. Cm	170	Oksijen, O	% 0.15
Isısal İletkenlik W/m. K	7.2	Nitrojen, N	% 0.01
Isısal Yayılma Katsayısı 0-100 °C/°C	8.6x10-5	Hidrojen, H	% 0.003
Isısal Yayılma Katsayısı 0-300 °C/°C	9.2x10-5	Karbon, C	% 0.03
Beta Transus °C $\pm 15^\circ\text{C}$ (°F)	999	Titanyum, Ti	Denge Miktarı

sıcaklığını belirlemek, dönüşüm yapısını kontrol etmek, mikroyapıyı güçlendirmek ya da katı çözeltili yapmak için eklenir (Williams, 1986). Titanyum içerisine ilave edilen bu alaşım elementleri sayesinde dönüşüm sıcaklığını değiştirmek olanaklıdır (Akyol, 2007). Titanyum alaşım elementleri β kararlaştırıcı transfer sıcaklığına bağlı olarak, nötr, α kararlaştırıcı ve β kararlaştırıcı alaşımlar olarak üç sınıfa ayrılırlar (Lütjering, 2000). Şekil 2.2’de titanyumun dönüşüm sıcaklığına etki eden elementler gösterilmiştir.

Dönüşüm sıcaklığını yükselten, α kararlaştırıcı hale getiren titanyum alaşım elementi alüminyumdur. Azot, oksijen ve karbon elementleri de α fazını kararlaştırıcı elementler olup, ara yer elementi özelliği göstermektedir (Yalçın, 2007).

Titanyum alaşımlarında her zaman oksijen bulunmakla birlikte, kontrollü oksijen seviyeleri günümüzde yaygın bir katkı maddesi olarak kullanılmaktadır. Azot ve karbon katı çözelti kuvvetlendirici olarak kullanılmakla birlikte alaşım içinde yüksek



Şekil 2.2. Alaşım elementlerinin titanyum alaşımlarının faz diyagramlarına etkisi (Topçuoğlu, 2006).

düfuz olmaları nedeniyle α fazının çekirdeklenmesi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Bunlardan β izomorf elementler; molibden, vanadyum, niyobyum ve tantalum gibi elementleri alaşımda yüksek çözünürlükleri nedeniyle dönüşüm sıcaklığını düşürerek β fazının kararlı olmasına katkıda bulunurlar. Öte yandan β -ötektik elementleri demir, manganez, krom, bakır, silisyum, nikel, kobalt, hidrojen gibi elementler intermetalik bileşiklerin oluşumuna yol açabilir ve dönüşüm sıcaklığını düşürebilir. β ötektik elementleri, izomorf elementleri β fazında içerisinde tamamen çözünebilmektedir. β ötektik elementleri, α fazında dönüşüm sıcaklığını düşürmekte ve düşük çözünürlüğe sahiptir. Bu nedenle β izomorf elementleri, alaşım içerisine yüksek sıcaklıklarda ara bileşiklerin oluşumu engellemek ve β fazını kararlı

hale getirmek için eklenmelidir. Bunun yanında kalay ve zirkonyum gibi nötral elementler, dönüşüm sıcaklığını etkilememekle beraber, alaşımın mukavemet özelliği üzerinde etkisi vardır (Yalçın, 2007; Leyens, 2003; Williams, 2003).

2.2.4. Titanyum ve alaşımlarının faz yapılarına göre sınıflandırılması

Titanyum alaşımları yapısında buldukları fazlara göre üç grupta olup, bunlar α , $\alpha+\beta$ ve β faz yapısına göre sınıflandırılmaktadır. α alaşımının tüm yapısında α fazı bulunurken, β fazının yapısında büyük ölçüde β fazı bulunmaktadır. $\alpha+\beta$ faz alaşımlarının yapısında oda sıcaklığında hem α , hem de β fazı birlikte bulunur. Bu alaşımların yanı sıra yapısında β fazı içerisinde α fazı içeren alaşımlara yakın α , alaşımları denilmektedir (İçdem, 2007). Titanyum ve alaşımları;

- a) CP Titanyum
- b) α alaşımları
- c) α -yakın alaşımları
- d) $\alpha+\beta$ alaşımları
- e) β alaşımları

olmak üzere sınıflandırılırlar (Özak, 2016).

2.2.4.1. Cp (saf) titanyum

Cp titanyum, % 98,635 ile %99,5 arasında saflığa sahip olup, 885 °C de hacim merkezli kübik HMK yapıdaki β fazına dönüşen, oda sıcaklığında sıkı paket hekzagonal (SPH) yapıdaki α fazında olan bir metaldir. Ayrıca hacim merkezli kübik yapıya dönüşürken her iki fazında bir arada bulunduğu küçük bir sıcaklık aralığı da vardır. Ticari saflıktaki titanyum içerisindeki katışık ara yer elementlerinin miktarına, faz dönüşüm sıcaklıklarına, çekme ve akma dayanımlarına göre "Grade" olarak bilinen sınıflara ayrılmıştır (Özdemir, 2018). Bu sınıflara ait özellikler Çizelge 1.2.'de gösterilmiştir (Akyol, 2007; Avcu, 2011).

Sınıfları belirleyen farklar demir ve oksijen içeriğidir. Alaşımsız titanyum, özellikle yüksek mukavemet gerektirmeyen uygulamalarda korozyon direnci sağlamak için

seçilir (Kubiak, Sieniawski,1998). Bu sınıflardan birinci kalite titanyum, en düşük mukavemet seviyesine, çok iyi soğuk şekillendirmeye elverişli olup, yüksek korozyon direncine sahiptir.

İkinci sınıf titanyum en popüler titanyum sınıfıdır. Üçüncü sınıf titanyum yüksek sınıf ve derin çekme uygulamaları, çelik reaktörler için kaplama alaşımı olarak kullanılmaktadır. ağırlık dayanımının önemli olduğu basınçlı kap uygulamalarında kullanılır. Dördüncü sınıf titanyum en yüksek dayanıma sahip olup, montaj ve donanım uygulamalarında kullanılır (Topçuoğlu, 2006).

Çizelge 2.2. Ticari saflıktaki titanyumun genel özellikleri

ASM STANDARDI	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Dönüşüm sıcaklıkları °C		Katkı Elementleri (Ağırlıkça max %)				
			Alfa	Beta	N	C	H	Fe	O
Grade 1	170	240	888	880	0,03	0,10	0,015	0,20	0,18
Grade 2	280	340	913	890	0,03	0,10	0,015	0,30	0,25
Grade 3	380	450	920	900	0,05	0,10	0,015	0,30	0,35
Grade 4	480	550	950	905	0,05	0,10	0,015	0,50	0,40

2.2.4.2. α Titanyum alaşımları

α alaşımları oda sıcaklığında tek fazlı alaşımlardır. α alaşımları , $\alpha+\beta$ alaşımlarının aksine yüksek sıcaklık ve çok düşük sıcaklıklarda tercih edilmektedir. α fazı bakımından zengin olan alaşımlar, β fazı içeren alaşımlara göre yüksek sıcaklıklarda sürünmeye karşı daha dayanıklılık gösterir. Çok az miktarda ara yer atomu içeren α alaşımları, süneklik ve tokluk özelliklerini düşük sıcaklıklarda dahi korumaktadır (William, 1993; Ensarioğlu, 2005). Yapısında kalay, zirkonyum ve alüminyum bulunduran α alaşım çeşidi, daha çok yüksek sıcaklıklarda ve düşük sıcaklık aralıklarında tercih edilmektedir (Gökdemir, 2005). α alaşımları ısı işlemlere karşı duyarsızdırlar ve iyi kaynak kabiliyetlerine sahiptirler. Çoğunlukla α fazında , $\alpha+\beta$

veya β alaşımlarına göre daha düşük verimsiz ve daha düşük dövme sıcaklık aralıklarına sahiptir (Golden, Hutson, Sundaram, Arps, 2005). Dövme sırasında yüzey ve göbek çatlakları meydana gelmekte, bunu engellemek için deformasyon miktarının küçük seçilmesi, malzemenin sık sık tavlanması ve yeniden kristalleştirme işlemleri yapılmalıdır (Ensarioğlu, 2005). Tek fazlı α alaşımlarına örnek olarak Ti-5Al-12.5Sn alaşımı gösterilebilir. Düşük sıcaklıklı uygulamalar olan basınçlı araçlar ve hidrojen depolama araçlarında yaygın olarak kullanılmaktadır (Simith, 1993).

2.2.4.3. α -Yakın titanyum alaşımları

α fazı sabitleyicileri olarak bilinen olarak bilinen Alüminyum, Oksijen gibi elementleri fazla miktarda, Molibden, Vanadyum gibi β fazı sabitleyicilerini az miktarda içeren alaşımlardır. ‘‘Süper alpha’’ ya da α' ya yakın alaşımlar olarak bilinen bu alaşımların mikro yapısındaki α fazı yüksek kararlılığa sahiptir ve içerinde sınırlı miktarda β fazını kararlı kılan elementler içermektedir (Simith, 1993; Ensarioğlu, 2005). α -yakın alaşımlar yüksek sıcaklık gerektirecek uygulamalarda tercih edilirler. Bu alaşımlarda α alaşımlarının yüksek sürünme dayanımı ve $\alpha+\beta$ alaşımlarının yüksek mukavemeti bir arada bulunur. Günümüzde alışma sıcaklıkları 500-550 $^{\circ}\text{C}$ arasındadır. Ti8Al11Mo1V yüksek sıcaklıklar için kullanılan ilk alaşım olmakla beraber, yüksek Al içeriği nedeniyle zayıf gerilmeli korozyon dayanımı sorunları vardı. Günümüzde kullanılan geleneksel titanyum alaşımları % 6'lık maksimum Al içeriği ile sınırlıdır. Benzer alaşım olan Ti6Al2Sn4Zr2Mo alaşımı ile ilgili 1970'lerde yapılan araştırmalarda, bu alaşım içerisine % 1 kadar Si eklenmesi sürünme davranışını iyileştirdiği görülmüştür (Ezugwu, 1997). Bugün en gelişmiş yüksek sıcaklık titanyum alaşımı Amerikan TİMETAL 834 olarak bilinen alaşım, çalışma sıcaklığı 600 $^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar olup, oksidasyona karşı koruma sahip ve uzun süre kararlı olmaktadır (Ezugwu, 1997).

2.2.4.4. $\alpha+\beta$ Titanyum alaşımları

Bu alaşım biçimlerinde % 4-6 miktarı arasında bir veya daha fazla α dengeleyicileri veya α çözünür elementler ve α' ya yakın alaşımlardan daha fazla β fazını dengeleyici

elementler içerir. Spesifik miktar, mevcut β dengeleyicilerin miktarına ve ısı dengesine bağlıdır (Golden, 2005). Çizelge 2.2.'de α ve β dengeleyici elementler ve miktarları verilmiştir (Ogurtsow, 1976).

$\alpha+\beta$ alaşımları, genellikle iki fazlı alanda yüksek bir tepe seviyesinde yapılan su, yağ ve diğer çözünen söndürücü maddelerde söndürme ve α 'yı çökeltme ve β dönüşümü için cevap üretme yaşlanmasıyla mukavemetlendirilebilir. Ancak çözelti muamele sıcaklığı, soğutma hızı ve kesit büyüklüğü üzerinedir (Sundaram, 2005). Çözelti tedavisi ve yaşlandırma, tavllanmış aşırı yaşlanmış durum üzerinde $\alpha+\beta$ alaşımlarının dayanıklılığını % 30 dan % 50'ye kadar veya daha fazla oranda arttırabilir. Çözelti işlemine ve yaşlandırmaya cevap, kesit büyüklüğüne bağlıdır.

Çizelge 2.3. α ve β dengeleyici elementler ve miktarları (Ogurtsow, 1976).

Alaşım elementi	Alaşım elementi miktarı (% Ağırlık)	Yapı hatası
Alüminyum (Al)	2-7	α dengeleyici
Kalay (Sn)	2-6	α dengeleyici
Vanadyum (V)	2-15	β dengeleyici
Molibden (Mo)	2-13	β dengeleyici
Krom (Cr)	2-12	β dengeleyici
Bakır (Cu)	1-3	β dengeleyici
Zirkonyum (Zr)	2-8	Sürünme dayanımını attırır
Silisyum (Si)	0,05-1	Sürünme dayanımını attırır

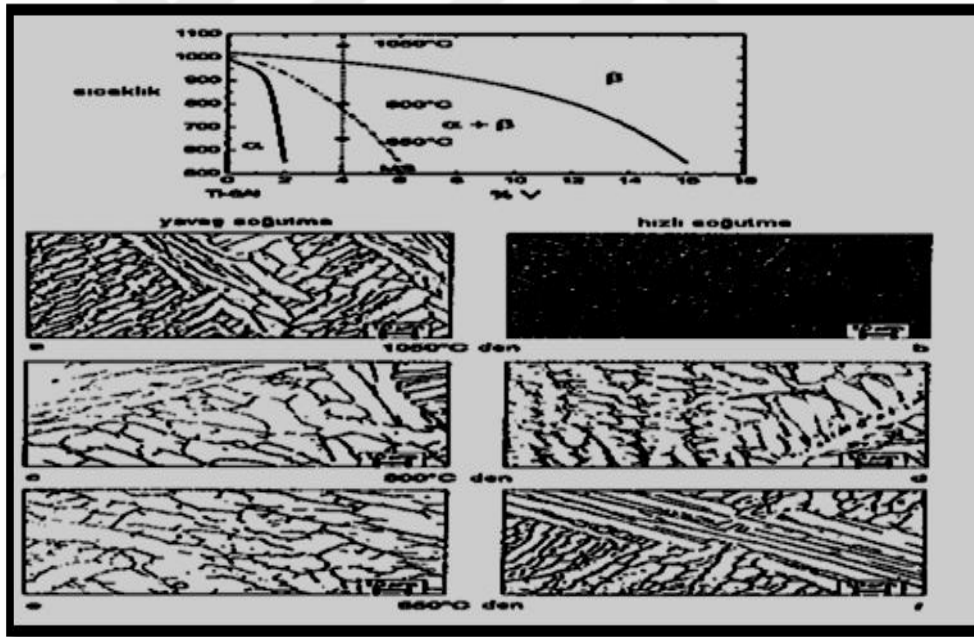
α ve β fazını kararlaştırıcı elementlerin uygun şekilde içerik ayarlanmasıyla oda sıcaklığında α ve β fazlarının karışımı olan bir yapı elde edilir.

Beta dengeleyicide bugüne kadarki en yaygın titanyum alaşımı olan ve titanyum

üretimin yaklaşık % 50'sini oluşturan örnek Ti6Al4V zayıf sertliğe sahiptir ve önemli mukavemet sağlamak için hızlı bir şekilde soğutulmalıdır (Kubiak, Sieniawski, 1998).

Nihai üründe istenilen mekanik özellikleri üretmek için alaşım bileşimi, çözelti sıcaklığı ve yaşlandırma koşulu dikkatli seçilmelidir.

Bundan dolayı 1950'lerin başlarında ABD'de teknolojiye kullanılmak üzere, özellikle havacılık alanında kullanılan, ayrıca reaksiyon kaplarında, ısı eşanjörlerinde ve gaz kompresörlerinde kullanılan Ti6Al4V geliştirilmiştir. Ti6Al6V2Sn ve Ti4Al4Mo2Sn0.5Si gibi diğer $\alpha+\beta$ alaşımları öncelikle yüksek dayanım için geliştirilmiştir. Ti6Al2Sn4Zr6Mo alaşımlarında ise yüksek mukavemet ve tokluk



Şekil 2.3. Ti6Al4V'un a) 1050 °C'den, c) 800 °C'den, e) 650 °C'den, yavaş soğutma sonucunda, b) 1050 °C'den, d) 800 °C'den, f) 650 °C'den, hızlı soğutma sonucunda oluşan mikro yapı görüntüleri (Leyens ve Peters, 2003).

elde edilir. Bu alaşımlar 400 ° C'ye kadar sıcaklıklarda gaz türbin motorlarında kullanılmak için geliştirilmiştir (Simith, 1993; Hutson, 2005). Mukavemet artışı için alaşım ilk olarak yarı karalı doymuş hale getirilmek üzere çözeltiye alma

sıcaklığından hızla soğutulmakta ve 500 °C’de yaşlandırılmaktadır. Bu esnada mikro yapıdaki aşırı doymuş α ve β fazları çözünerek yapıya homojen bir şekilde dağılmakta ve sertliği artmaktadır (Askeland, 1994).

2.2.4.5. β Alaşımları

Bu alaşımlar β fazını kararlaştırıcı alaşım elementleri içermektedir. Bu alaşımlar $\alpha+\beta$ alaşımları ile aynı mukavemet değerine sahiptirler (Ezugwu, 1997). Bu alaşımlar kararsız alaşımlardır ve α fazının β fazı içinde çökeltilmesi ile sertleştirilirler (Tanrıöver, 1997). β alaşımlarının sahip olduğu kırılma tokluğu nedeniyle son yıllarda uzay araçlarında kullanımına olanak sağlamıştır. İçeriğinde Mo olan β alaşımları yüksek korozyon dayanımına sahiptir. Metastable β alaşımları ise oda sıcaklığında $\alpha+\beta$ alaşımlarından daha iyi şekillendirilebilirlik özelliğine, daha iyi akma dayanımına, kalın kesitli parçalarda ısıl işleme $\alpha+\beta$ alaşımlarına nazaran daha iyi cevap verebilme özelliklerine sahiptir (Avcu, 2011).

2.3. Titanyum alaşımlarının ısıl işlemleri

Titanyum ve alaşımlarına uygulanan ısıl işlemler, elde edilmek istenen malzemenin niteliğine göre şöyle sıralanabilmektedir:

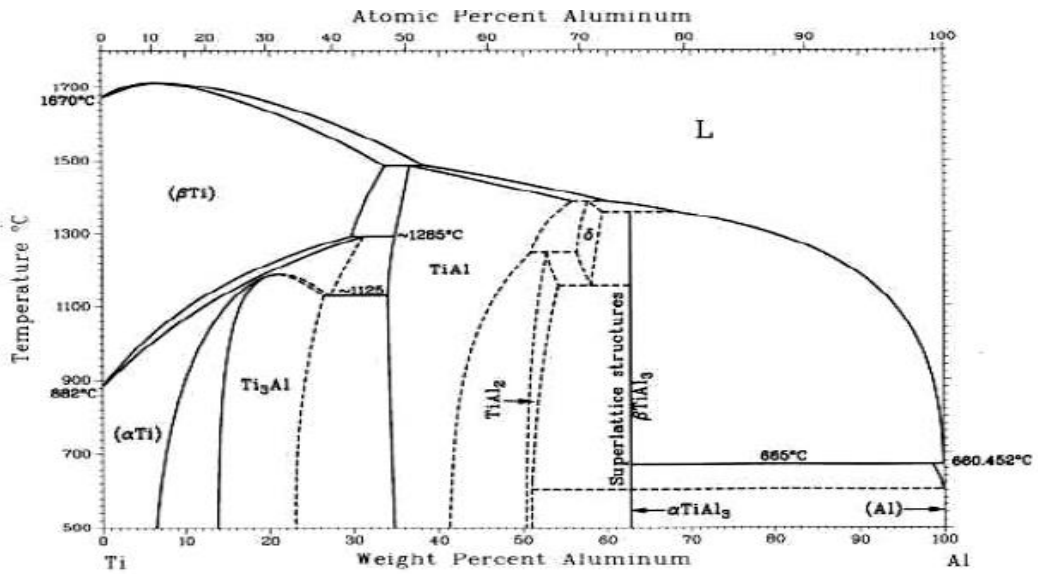
- a) Üretim esnasında oluşan iç gerilmeleri önlemek (gerilme giderme),
- b) Süneklik, boyutsal ve yapısal kararlılık ve talaş kaldırmaya uygunluk gibi parametrelerin optimizasyonu (tavlama)
- c) Mukavemeti arttırmak (çözeltiye alma ve yaşlandırma).

Tavlama, çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri malzemenin mekanik özelliklerini değiştirmeye yönelik işlemlerdir. Ayrıca tavlama ve gerilme giderme işlemleri, malzemenin içinde bulunduğu korozif ortamlara karşı direncini arttırmak, çarpılmaları önlemek ve şekil verme öncesi malzemeyi uygun hale getirmek amacı ile de yapılmaktadır (Ezugwu ve Wang, 1997).

$\alpha+\beta$ alaşımları α ve β fazlarının dağılım yoğunluklarına göre, farklı ısıl işlem karakterizasyonları gösterirler. Bu alaşımlar kararsız β fazının parçalanması

nedeniyle yaşlandırma işlemi sırasında sertleşme gösterebilirler; β alaşımlarında olduğu kadar kararsız β içermediklerinden dolayı β alaşımları kadar sertleşmemektedirler. Bununla birlikte α ve β fazlarına yönelik ısıl işlemler ile mikro yapı ve mekanik özellikleri iyileştirilebilmektedir. $\alpha+\beta$ alaşımlarına uygulanan son ısıl işlem sonrası yapı içerisinde süper- α aşımına göre daha fazla β fazı kaldığı görülmüştür. Bu fazın belirli değerde olması; ısıl işlemin türüne ve alaşım içindeki β fazını kararlaştırıcı elementlerin miktarına bağlı bulunmaktadır. $\alpha+\beta$ alaşımları yaşlandırma ve çözeltiye alma işlemleri ile sertleştirilebilmektedir. Çözeltiye alma işleminde malzeme genellikle ikili faz bölgesi ($\alpha+\beta$) fazı sıcaklıklarına çıkarıldıktan sonra su, yağ ya da diğer soğutucular içerisinde soğutulmaktadır. Bu işlem sonucunda yapının içeriği; alaşımın kompozisyonuna, çözeltiye alma sıcaklığına, soğutma hızına ve malzemenin kesit boyutuna bağlıdır. Çözeltiye alma işlemi normalde 480-650 °C’de yapılan yaşlandırma işlemi takip etmektedir. Bu işlem ile $\alpha+\beta$ fazlarının çok iyi homojen karışımı amaçlanmaktadır (Donachie, 2000).

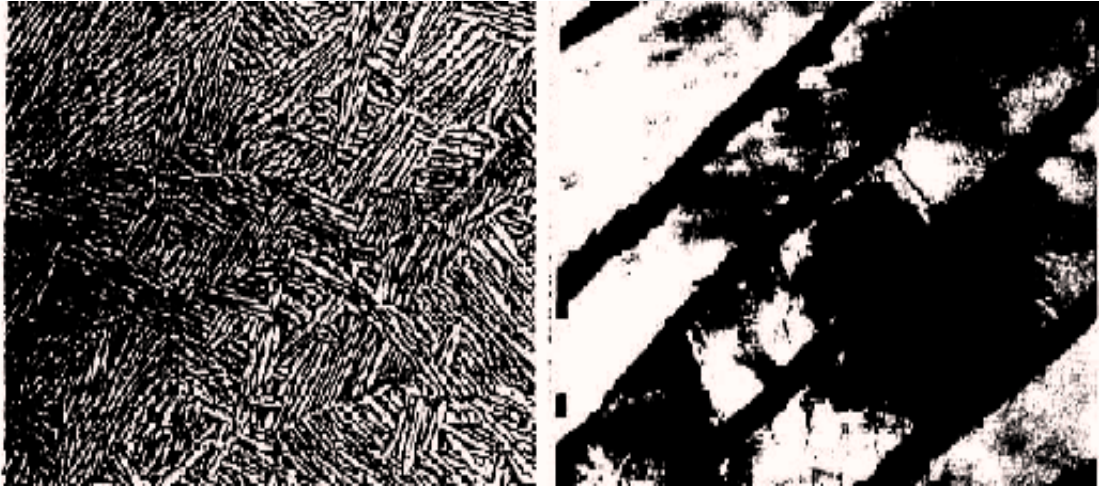
Bilindiği gibi titanyum alaşımlarından en çok kullanılan yine bir $\alpha+\beta$ alaşımı olan Ti6Al4V malzemesidir. Bu alaşıma ait Ti-Al faz diyagramı Şekil 1.4’de görülmektedir. Burada iki dönüşümün önemli olduğu görülmektedir (Carson , 2000).



Şekil 2.4. Ti-Al ikili faz denge diyagramı (Huge Baker, 2004).

Bunlardan birincisi beta dönüşüm sıcaklığı üzerine çıkarılan malzemenin alfa+beta bölgesine dek soğutulmasıyla beta fazının alfa fazı içine çökeltilmesidir. Bu işlem, Fe-C

diyagramı göz önüne getirilirse, ostenit fazının soğutularak ferrit oluşturulmasına benzetilebilir. Ancak burada Widmanstatten yapısı hemen her soğutma hızında baskındır. 1037' °C den itibaren havada soğutulan Ti6Al4V alaşımının yapısı Şekil 2.5 (a)'da görülmektedir. Açık renk bölgeler α , koyu renk bölgeler β fazını göstermektedir. Şekil 2.5 (b)'de ise aynı yapının elektron mikroskobunda alınan görüntüsü görülmektedir. İki fazın ayrımı daha net bir biçimde yapılmakta, β fazının Widmanstatten yapılı α plakları arasında ince tabakalar halinde kaldığı anlaşılmaktadır. Fırında yapılan soğutma sonucunun da benzer yapı ortaya çıkardığı bilinmektedir (Riberio., Moreira., Ferreira, 2003). İkinci önemli dönüşüm ise β fazından itibaren suda soğutulan malzemede martensit oluşumudur. Bu dönüşüm $\beta \rightarrow \alpha'$ şeklinde yazılır. α' ifadesi aşırı doymuş sıkı düzen hegzogonal α fazını temsil etmektedir (Akyol, 2007). Şekil 1.6 (a)'da; 1064 °C'den itibaren suda soğutulan Ti6Al4V malzemesinin martensit dönüşümü gösterilmektedir.

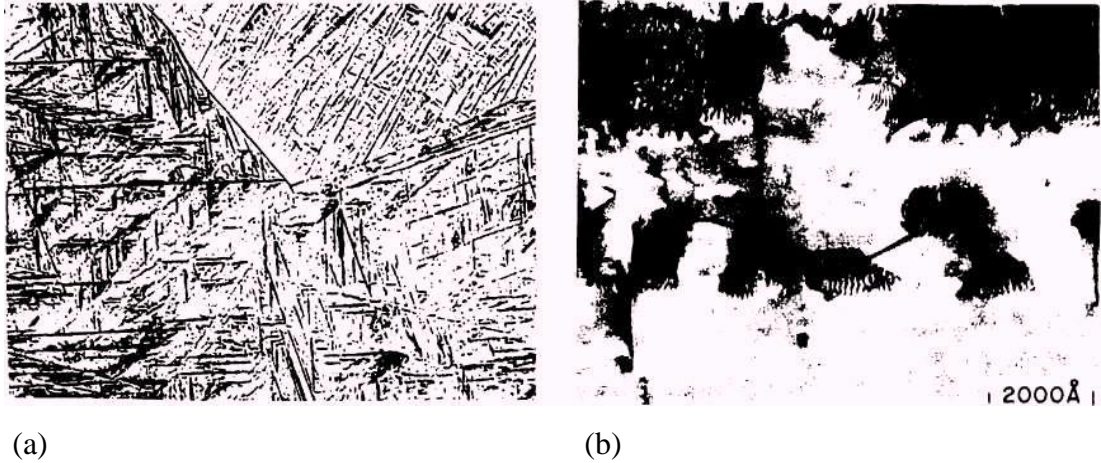


Şekil 2.5. Ti6Al4V'nin havada soğutularak elde edilen yapısı (Riberio., Moreira., Ferreira, 2003).

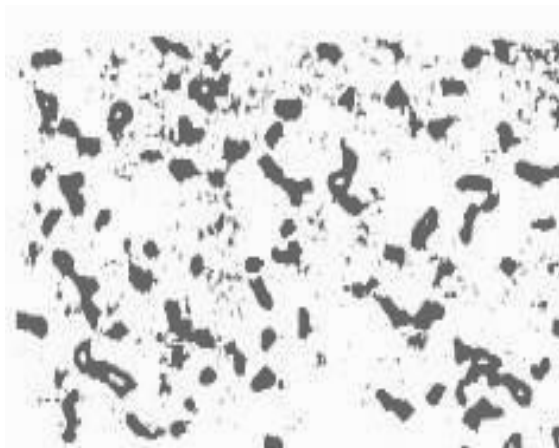
Martensit yapı, istenen difüzyonun gerçekleşebileceği sıcaklıklarda yaşlandırılarak, çökeltiiler şeklinde ortaya çıkan beta fazının aşırı doymuş alfa fazını bozması sağlanmaktadır. 1100 °C'den itibaren su verilen Ti6Al4V malzemesinin yaklaşık 600 °C'de 24 saat yaşlandırılması sonucu oluşan mikro yapının elektron mikroskobundaki görüntüsü Şekil 2.6 (b)'dedir (Ohkubo, 2000).

Martenzit veya Widmanstatten yapıları alaşımlarının mühendislik uygulamalarında genellikle kullanılmadığı gerçektir. Ancak malzemenin bu yapısını değiştirmek ve β fazını α fazına düzgün bir şekilde homojen bir şekilde dağıtmak için faz diyagramında $\alpha+\beta$ bölgesinde çalışmalar devam etmektedir. Bu işlemin ardından 700 °C de tavlama mikro yapıyı istenilen duruma getirmektedir. Şekil 2.7’de görülen bu yapının avantajı Widmanstatten formundaki α fazına göre daha sünek olmasıdır (Carson, 2000).

Yaşlandırma ve çözültüye alma işlemi $\alpha+\beta$ alaşımlarının dayanımını, aşırı yaşlandırılmış ve tavlama yapılarına göre % 30-50 artırmaktadır. Bu işlemle elde



Şekil 2.6. Ti6Al4V alaşımına su verilerek martenzit yapı oluşumu (a), yaşlandırma sonrası yapısı (b) (Ohkubo, 2000).



Şekil 2.7. Sıcak işlenmiş ve tavlama yapıları Ti6Al4V alaşımı (Carson, 2000).

edilecek sertlik değeri, β fazını kararlaştırıcı elementlerin miktarına bağlıdır. B fazı kararlaştırıcı elementlerin miktarı arttıkça sertleşme miktarı da artmaktadır (Ensarioğlu, 2005).

2.3.1. Gerilme Giderme Tavlaması

Titanyum ve alaşımlarına uygulanan gerilme giderme tavlaması, malzemenin sünekliğine ve dayanımına olumsuz etkisi vardır. Gerilme giderme tavlaması, dövme işleminde parçanın asimetrik şekillendirilmesiyle veya döküm ve kaynaklı imalat sonrası parçanın soğuması esnasında iç gerilmelerin azaltılması amaçlanmaktadır (Moreira., Ribeiro., Ferreira., 2003). Bauschinger etkisi gibi istenmeyen etkiler ve boyutsal kararlılığın sağlanması, bu gerilme giderme tavlaması işlemiyle sağlanmaktadır. Titanyum üreticileri yüksek sıcaklıklarda ürünün sürünme direncini azaltarak, iç gerilmesiz asimetrik işlenmiş plakalar üretmektedirler (Moiseyev, 2006). Gerilme giderme işlemleri seçilen alaşıma göre metalürjik özellikler göz önüne alınarak yapılmalıdır. Buna göre işlem sıcaklıkları β ve $\alpha+\beta$ alaşımlarında istenmeyen miktarda çökeldik ürün oluşumuna ve yaşlanmaya; α alaşımlarında ise soğuk şekillendirmeye olumsuz etkisi olan istenmeyen miktarda yeniden kristalleşmeye izin vermeyecek ölçüde tutulmalıdır. İyi bir gerilme giderme işlemi, daha yüksek sıcaklıklarda kısa süreli ve daha düşük sıcaklıklar için uzun süreler içermelidir. Yaşlandırılmış ve çözeltiye alınmış titanyum alaşımlarının gerilme giderme işlemleri esnasında, dayanımın düşmesine neden olan aşırı yaşlanmanın önüne geçilmesi ve bunun önlenmesi için tedbirler alınmalı, uygun sıcaklık ve zaman seçilmesi gerekmektedir (Moiseyev, 2006).

Gerilme giderme işlemleri için uygun sıcaklık-zaman kombinasyonları farklı malzemeler için Çizelge 2.4'de verilmektedir. Tablodan da anlaşılacağı üzere yüksek sıcaklıklarda düşük süreler, düşük sıcaklıklarda uzun süreler dikkate alınması gerekir. Gerilme giderme işleminde α veya $\alpha+\beta$ alaşımlarının karmaşık kaynak bölgeleri için tablodaki en yüksek sıcaklık değerleri sağlanmalıdır.

Gerilme giderme sonrası soğutma işlemi kritik önem taşımakta, yağda veya suda su vererek soğutmayı hızlandırmak, homojen olmayan soğutma nedeniyle iç gerilmeleri

arttırabilmektedir. Bu nedenle fırın içinde veya havada soğutma işlemi tercih edilmektedir (Williams, 1982).

2.3.2. Tavlama

Titanyum ve alaşımlarına tavlama işlemi yeterli kırılma tokluğu, oda sıcaklığında maksimum süneklik, işlenebilirlik, yüksek sıcaklıklarda ise boyutsal ve yapısal kararlılık kazandırmak için yapılmaktadır (Donachie, 2000). $\alpha+\beta$ alaşımlarının ısı kararlığında etkin faktör β fazının dönüşümüdür. Malzemenin tavlama sıcaklıklarından itibaren soğutulması sırasında β faz yapısı oluşmakta, hatta belirli şartlar altında ve bazı alaşımlarda kırılğan bir ara faz olan ω (omega) fazlı bir kararsız yapı oluşmaktadır. Bu durumu önlemek için yapıyı yüksek sıcaklıklara maruz bırakarak, kararlı β fazını oluşturmak olanaklıdır. Bunu mümkün kılan tavlama işlemi ise, 550 °C gibi bir dönüşüm aralığı içinde yavaş soğutmanın (dakikada yaklaşık 3 °C lik soğutma hızı) ardından; havada soğutmayı gerektirmektedir. Ancak süper- α ve Ti6Al4V gibi $\alpha+\beta$ alaşımları tavlama sıcaklığından itibaren soğutulabilmektedir (Leyens ve Peters, 2003).

Titanyum alaşımlarına uygulanan tavlama işlemleri; normalizasyon tavlaması, dubleks tavlama, tripleks tavlama, yeniden kristalleştirme tavlaması ve beta tavlamasıdır. Normalizasyon tavlaması, haddeleme sırasında termo mekanik olarak uygulanan bir işlem olup kısmi bir tavlama. Bu tavlama saclara uygulanmaktadır.

Tavlama sonrasında mikro yapı incelendiğinde soğuk ve sıcak deformasyon izlerine rastlanmaktadır. Yeniden kristalleştirme ve beta tavlaması işlemleri, ısı işlem uygulanan beta dönüşüm sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda uygulanmaktadır (Ohkubo, 2000). Bazı titanyum alaşımları için önerilen tavlama parametreleri Çizelge 2.5’de verilmiştir (Boyer, Welsch, Collings, 1994). Dubleks tavlamanın amacı ise çalışma koşullarında yüksek sıcaklıklara çıkılması durumunda β fazından ω faz dönüşümünü engelleyerek kararlı bir β fazı elde etmektir. Ti6Al4V gibi düşük

Çizelge 2.4. Bazı titanyum alaşımlarının önerilen gerilme giderme Parametreleri (Williams, 1982).

Alaşımın		Gerilme Giderme Parametreleri	
İç Yapısı	Türü	Sıcaklık (° C)	Zaman (Saat)
α	Saf titanyum	500-600	0,25-4
	Ti-5Al-2.5Sn	550-660	0,25-4
	Ti-5Al-5Sn-5Zr	600-720	0,25-1
	Ti-7Al-12Zr	600-720	0,25-1
	Ti-2Fe-2Cr-2Mo	500-550	0,5-1
$\alpha+\beta$	Ti-4Al-4Mn	500-720	0,25-1
	Ti-4Al-4V	500-660	1-5
	Ti-4Al-3Mo-1V	500-580	0,5-8
	Ti-6Al-4V	500-660	1-5
	Ti-7Al-4Mo	500-720	1-8
β	Ti-13V-11Cr-3Al	720-750	1-8

oranda β fazı içeren $\alpha+\beta$ alaşımları tavlama işleminden sonra havada soğutulduklarında kararlılıklarında bir değişiklik olmamaktadır ancak fırında soğutma durumunda Ti_3Al ara fazı oluşmakta ve bu faz malzemenin gerilmeli korozyona karşı direncini azaltmaktadır (Çakır, Ensarioğlu, 2005).

Tavlama sırasında çarpılmaları önlemek zor olmakta, bu durumda da titanyum üreticileri için çubuk formundaki parçaların küçük toleranslarda doğrultulması ve sacların düzeltilmesi önemli bir problem arz etmektedir. Titanyumun oda sıcaklığında işlenmeye karşı direnci ve geri yaylanma özelliği nedeniyle yüksek sıcaklıklarda doğrultma yapılması gerekmektedir. Tavlama sıcaklıklarında malzemenin yeterince düşük sürünme dayanımına sahip olması, bu sıcaklarda doğrultma yapılabilmesine imkân sağlamaktadır (Carson, 2000).

2.3.3. Çözeltiye Alma ve Yaşlandırma

Titanyum alaşımlarının ısıtılışlarında son basamak yaşlandırma işlemidir. Bu işlem soğutma sonrasında oluşan aşırı doymuş β fazının çözülmesine neden olmaktadır. Uygun bir yaşlandırma işlemi ile malzeme yeterli süneklığe, yüksek dayanıma ve metalurjik kararlılığa sahip olacaktır (Donahhie, 2000). Saf titanyum allotropik bir malzeme olup, ısıtıldığında belli bir sıcaklıktan sonra α fazındaki sıkı düzen hekzagonal kristal yapısını, β fazındaki hacim merkezli kübik kristal yapıya dönüştürmektedir. Ti6Al4V alaşımına ait β dönüşüm sıcaklığı yaklaşık 980-1020 °C olarak verilmektedir. $\alpha+\beta$ ve β titanyum alaşımlarında mukavemette, çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemlerinden sonra büyük artışlar görülmektedir. Yeterli süneklik ve yüksek dayanım sağlamak için çözeltiye alma işlemi $\alpha+\beta$ fazından itibaren yapılması gerekmektedir. Çözeltiye alma sıcaklığının değiştirilmesi β fazı miktarının da değişmesine ve dolayısıyla yaşlandırma işlemi özelliklerinin de değişmesine neden olmaktadır. Çözeltiye alma sıcaklığının belirlenmesinde; yaşlandırma sırasında tutulduğu zaman ve yaşlandırma sonrasında elde edilen süneklik gibi değerler önem kazanmaktadır (Ezugwu, E.O., Wang, Z. M., 1997). Bu dönüşüm sıcaklığı geçildiğinde mekanik özellikler ve özellikle de süneklik olumsuz etkilenmektedir (Carson, 2000).

Çözeltiye alma sıcaklığından itibaren soğutma hızı, malzemenin dayanım hızına önemli ölçüde etki etmektedir. Soğutma hızı çok yavaş seçildiğinde yapı içerisinde oluşabilecek difüzyon nedeniyle yaşlandırma sırasında dönüşmüş β fazının dağılması istenen dayanım artışına izin vermemektedir. Bu durumun önüne geçilmesi için soğutma hızı, suda soğutma ile sağlanmaktadır. Soğutma sırasında karşılaşılan en önemli problemlerden biri de, malzeme fırından soğutma ortamına götürülürken gecikmeden etkilenmesi, bu olayda en hassas malzeme Ti6Al4V'dir. Yapılan çalışmalarda Ti6Al4V malzemesinin yaşlandırma işlemi sonrasında maksimum dayanıma sahip olabilmesi için; ilk etapta 935 °C'deki çözeltiye alma sıcaklığından 550 °C'ye kadar soğutulmasının en fazla 1.5 saniye içinde bitirilmesi gerektiği ve 2 saniye içinde fırından soğutma ortamına alınması gerektiği görülmüştür. Ti6Al4V

Çizelge 2.5. Bazı titanyum alaşımları için önerilen tavlama parametreleri 1. 550 °C 'ye kadar yavaş, sonra havada soğutma 2. Havada ve fırında soğutma

İç yapısı	Türü	Sıcaklık °C	Parametreleri	
			Süre (Saat)	Soğutma
	Saf titanyum	660-770	0,1-8	Havada
α	Ti-5Al-2.5Sn	730-850	0,16-4	Havada
	Ti-5Al-5Sn-5Zr	880-910	0.5-4	Havada
	Ti-7Al-12Zr	870-910	0,5-4	Havada
	Ti-5Al-1Mo-1V	800-910	1-8	Havada
	Ti-2Fe-2Cr-2Mo	660-715	0,5-4	Havada
$\alpha+\beta$	Ti-8Mn	660-770	0,5-1	(1)
	Ti-4Al-4Mn	715-800	1-2	(1)
	Ti-4Al-4V	660-770	1-8	(2)
	Ti-4Al-3Mo-1V	715-740	1-2	Havada
	Ti-6Al-4V	715-850	1-8	(2)
β	Ti-13V-11Cr-3Al	720-800	0,16-1	Havada/Suda

malzemesinin suda soğutularak yaşlandırılması sonucunda elde edilen dayanım; yağda soğutularak yaşlandırılan duruma göre 70-100 Mpa daha fazla olabilmekte, aynı malzemenin buzlu ve tuzlu suda soğutularak yaşlandırılması sonucu elde edilen dayanım ile oda sıcaklığında suda soğutularak yaşlandırılması arasında çok az bir fark bulunmaktadır (Brooks, 1982).

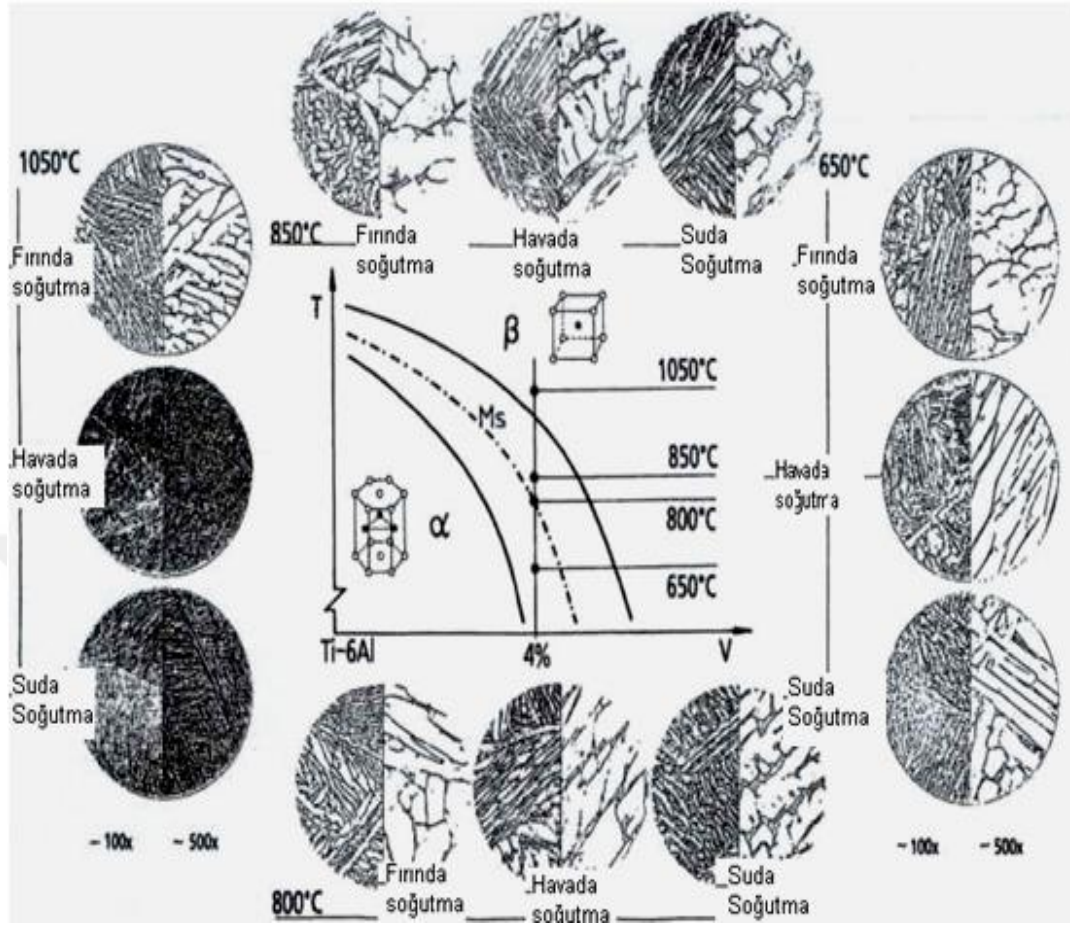
Çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemleri farklı alaşımlar için önerilen zaman değerleri Çizelge 2. 6'de verilmektedir. Bu alaşımlar suda soğutulmaktadır (Carson, 2000). Sonuç olarak $\alpha+\beta$ alaşımlarına uygulanan ısı işlemleri Çizelge 2.7'de toplamak mümkündür. Şekil 2.8' de çeşitli sıcaklıklardan oda sıcaklıklarına değişik soğutma hızlarında indirilmiş Ti6Al4V alaşımına ait mikro yapı örnekleri verilmiştir.

Çizelge 2.6. Bazı titanyum alaşımlarının çözeltiye alma ve yaşlandırma parametreleri (Carson, 2000)

İç yapısı	Alaşımın	Çözeltiye alma		Yaşlandırma	
	Türü	Sıcaklık °C	Süre (Saat)	Sıcaklık °C	Süre (Saat)
α	Ti-8Al-1Mo-1V	900-1010	5-15 d.	565-620	7-9
	Ti-2Fe-2Cr-2Mo	760-805	0,5-1	480-510	2-8
$\alpha+\beta$	Ti-4Al-4Mn	790-870	1-2	480-540	4-8
	Ti-4Al-3Mo-1V	870-900	5-20 d.	480-565	4-12
	Ti-6Al-4V	900-940	5-20 d.	480-540	3-5
	Ti-6Al-4V	900-955	0,5-1	510-595	2-8
	Ti-7Al-4Mo	925-980	0,5-2	540-620	4-8
β	Ti-13V-11Cr-3Al	790	0,5-1	425-510	24-100

Çizelge 2.7. $\alpha+\beta$ alaşımlarına uygulanan ısıl işlemler ve oluşan mikro yapılar

ISIL TÜRÜ	İŞLEM	ISIL İŞLEM ŞARTLARI	OLUŞAN İÇ YAPI
Dubleks Tavlama		β dönüşüm sıcaklığının altında çözeltiye alma, havada soğutma ve 540-675°C sıcaklığında 2-8 saat yaşlandırma	Birincil α ve Widmanstatten tipi $\alpha+\beta$ bölgeleri
Çözeltiye Alma ve Yaşlandırma		β dönüşüm sıcaklığının yaklaşık 40°C altında çözeltiye alma, su verme ve 535-675°C sıcaklıkta 2-8 saat yaşlandırma	Birincil α ve temperlenmiş α martenziti veya $\alpha+\beta$ Karşımı iç yapı
β Fazı Tavlama		β dönüşüm sıcaklığının yaklaşık 15°C üstünde çözeltiye alma, havada soğutma ve 650-760 °C'de 2 saat kararlaştırma	Widmanstatten tipi $\alpha+\beta$ bölgeleri
β Fazında Su Verme		β dönüşüm sıcaklığının yaklaşık 15°C üstünde çözeltiye alma, su verme ve 650-760°C'de 2 saat temperleme	Temperlenmiş α martenziti
Normalizasyon Tavlama		925 °C'de 4 saat ısıtmanın ardından 760°C'ye kadar 50°C/saat hızla soğutma ve daha sonra havada soğutma	Eşeksenli α taneleri sınırlarında noktasal β fazları
Yeniden Kristalleştirme Tavlama		$\alpha+\beta$ fazında yapılan sıcak işlem sonrası 705°C'de en az 30 dakika tavlama ve havada soğutma	Kısmi kristalleşmiş α taneleri içinde hacimce küçük β partikülleri.



Şekil 2.8. Ti6Al4V alaşımına ait çeşitli soğutma hızları sonucu oluşan iç yapılar (Leyens ve Peters, 2003).

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Materyal

3.1.1. Alaşımların hazırlanması

Bu tez çalışmasında kullanılacak olan Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımları üretmek için elementler % 99.5 ve üzeri saflıktaki metal tozları ağırlıkça uygun oranlarda karıştırılarak hazırlanmıştır. Hazırlanan tozlar 1 cm çapındaki paslanmaz çelikten yapılmış silindir yuvalara doldurularak preste 4 ton basınç altında tablet haline getirilmiştir. Daha sonra Fizik bölümü malzeme araştırma laboratuvarında bulunan ark fırınının içerisine yerleştirilen tabletler argon gazı atmosferinde yüksek akımda ergitilerek alaşım haline getirilmiştir. Alaşımların homojenliğinin sağlanması için ark fırınında 3 kere tekrar ergitilerek soğutulmuştur. Elde edilen alaşımların kompozisyonu HÜBTÜAM merkez laboratuvarında FEI / Quanta 450 FEG Elektron Mikroskop' unda kullanılan EDS (Electron Dispersion Spectroscopy) yöntemi ile yüzey üzerinde 10 farklı noktada alınan ölçümlerin ortalaması alınarak belirlenmiştir. Daha sonra alaşımların ısıl işlem esnasında oksitlenmesini engellemek amacıyla yüksek sıcaklıklara dayanıklı silica cam tüplerin içerisine alınmıştır. Daha sonra alaşımlar ısıl işlem fırınında 900 °C' de 8 saat homojenize edilmiş ve direk buzlu su içerisinde soğutulmuştur.

3.1.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri İçin Alaşımların Hazırlanması

Isıl işlemi tamamlanan alaşımlar daha sonra hassas kesme cihazında elmas kesiciler kullanılarak 1 cm kalınlığında kesilmiştir. Kesilen örnekler önce 800, 1000, 1200, 2500 ve 4000 mikronluk zımparalardan geçirilmiş daha sonra 3 ve 1 mikronluk elmas pastalar kullanılarak keçelerde yüzeyi parlatılmıştır. Parlatılan örnekler 3 ml HF + 40 ml HNO₃+30 ml H₂O içeren kimyasal solüsyonlar ile yüzeyleri SEM gözlemleri için dağlanmıştır. Yüzeyleri dağlanarak hazırlanan alaşımların yüzey karakterizasyonu Hitit Üniversitesi HÜBTÜAM merkez laboratuvarında FEI / Quanta 450 FEG Elektron Mikroskop kullanılarak yapılmıştır.

3.1.3. Diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) ölçümleri için alaşımların hazırlanması

Alaşımların faz dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek amacı ile ısı işlemini tamamlamış alaşımlar yaklaşık 20 mg'lık parçalar halinde 60-80 µm kalınlığına kadar inceltiştir. Hazırlanan alaşımların DSC ölçümleri için yapılmıştır. Bu ölçümlerde ısıtma ve soğutma hızı 20 °C / dakika olarak alınmıştır. DSC ölçümleri ile ısı akışı (heat flow) sıcaklık eğrileri çizilmiştir.

3.1.4. Mössbauer spektrometresi ölçümleri için alaşımların hazırlanması

Mössbauer Spektrometresi deneyleri için ısı işlemleri tamamlanmış oda sıcaklığındaki ve sıvı azot içerisine atılan alaşımlar ince ağızlı bir eye ile toz haline getirilmiştir. Mössbauer spektrumları Wissel marka Mössbauer spektrometresi ile Rh içine difuze edilmiş 50 mCi' lik ⁵⁷Co kaynağı kullanılarak oda sıcaklığında elde edilmiştir. Kaynağın hızı α- Fe kullanılarak laser interferometre kullanılarak kalibre edilmiş ve elde edilen spektrumlar Win Normos en küçük kareleri fit etme programı ile analiz edilmiştir.

3.1.5. Mikro sertlik ölçümleri için alaşımların hazırlanması

Bu çalışmada alaşımların yüzeyi önce sırası ile 800, 1000, 1200, 2500 ve 4000 lük zımparalarla daha sonra keçelerde 3 ve 1 mikronluk elmas pastalarla parlatılmıştır. Alaşımların sertlik değeri HÜBTÜAM merkez laboratuvarında Qness / Q250 MS marka Universal sertlik cihazında 20 N' luk kuvvet uygulanarak yüzeyden 8 farklı noktadan sertlik ölçümü alınmış ve ortalamaları alınarak sertlik değerleri belirlenmiştir.

3.1.6. Sıkıştırma ölçümleri için alaşımların hazırlanması

Sıkıştırma testleri için alaşımlar zımpara ve eye kullanılarak 5x5x25 mm³ dikdörtgen prizma şeklinde hazırlanmıştır. Hazırlanan alaşımların sıkıştırma testleri oda

sıcaklığında Shimadzu EHF-EV101K1-040-0A yorulma test cihazı ile 100 kN altında sıkıştırma hızı 5mm / dakika olacak şekilde yapılmıştır.

3.2. Yöntem

3.2.1. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Sistemi

DSC tekniği E.S. Watsson ve M.J.O'Neill tarafından 1960 yılında geliştirilmiştir. DSC sistemi numune ısıtılırken, soğutulurken ya da sabit sıcaklıkta tutulurken soğurulan ya da salıverilen enerji miktarını ölçmektedir. Bu teknikte, referans ile örnekten gelen ya da uzaklaşan ısı farkı sıcaklığa veya zamana bağlı olarak gösterilir. Eğer örnek ile referans arasında sıcaklık farkı saptanırsa, sıcaklığı aynı tutmak için örneğe verilen enerji miktarı değiştirilir. Bu yolla örnekteki faz değişimi sırasındaki ısı transferi miktarı saptanabilir (Uslu, 2016). Laboratuarlarda kullanılan örnek bir DSC cihazı Resim 3.1. de gösterilmiştir.



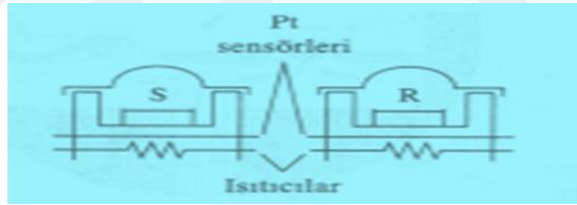
Resim 3.1. DSC cihazı

DSC cihazı ile numunenin camsı geçiş sıcaklığı, erime ve kaynama noktası, kristalleşme zamanı ve sıcaklığı, reaksiyonların ve füzyonun ısısı, özgül ısı

kapasitesi, oksidatif ve termal kararlılık, k rleşme derecesi ve oranı, reaksiyon kinetiği ve numunenin saflığı  l mlenmektedir.

3.2.2. Cihaz ve çalışma prensibi

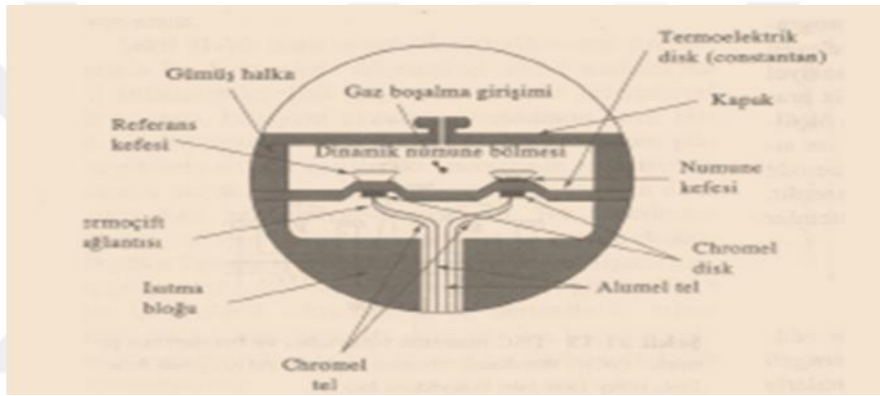
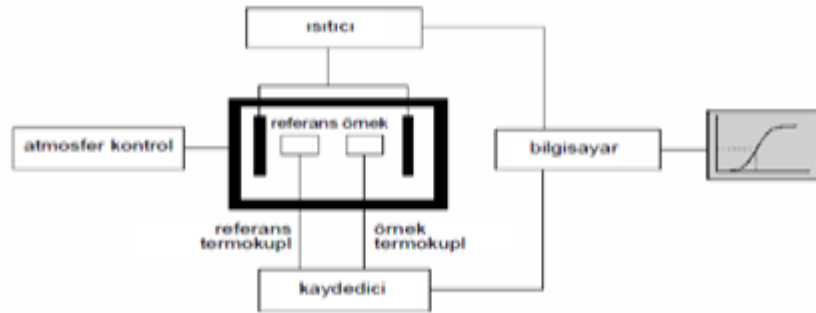
Diferansiyel taramalı kalorimetri eğrilerinin elde edilmesinde iki tip yöntem uygulanmaktadır. Bunlardan birisi g  dengeli DSC'de, numune ve referans maddeler ayrı ısıtıcılarla sıcaklıklar eşitleninceye kadar sıcaklıkları doğrusal olarak arttırılır veya azaltılır. Şekil 3.2'de DSC  l mleri yapan g  dengeli bir kalorimetre tasarımı verilmiştir. Cihaz iki bağımsız fırına sahip olup, biri numuneyi diğer de referansı ısıtmaktadır. Isıtıcıların  zerine numune (S) ve referans (R) tutucuları yerleştirilmiş olup, üzerlerine her iki malzemedeki sıcaklıkları izlemek amacıyla platin dirençli termometre yerleştirilmiştir. İki fırın güç girişi ayarlanarak her iki malzemedeki sıcaklık aynı olur. G  girişindeki fark miliwatt düzeyinde olup numune sıcaklığına karşı grafiğe geçirilen bilgidir (Uslu, 2016).



Şekil 3.1. DSC numune tutucuları ve fırınlarının şeması (Wiley, 1986).

Şekil 3.2'de ısı akışlı DSC  l mleri yapan cihazın tasarımı ve hücre seması gösterilmiştir. Numune ve referans maddelerine ısı akışları, elektriksel olarak ısıtılan konstantan termoelektrik disk üzerinden sağlanır. Numune ve referansa diferansiyel ısı akışı chromel/konstantan termoelektreleri ile izlenir. Numune sıcaklığı, numune diskin altındaki chromel/alumel bağlantısı yardımıyla tayin edilebilir. Konstantan % 60 Cu- % 40 Ni içeren bir alaşım, Chromel ise Cr-Ni-Fe içeren alaşımdır (Uslu, 2016). DSC'de referans malzemeler bir defa kullanılırlar ve daha sonra tekrar kullanılmazlar. Burada önemli bir ayrıntı, yaygın olarak indiyum kullanılmasının nedeni diğer referans malzemeler gibi tek kullanımlık değildir ve birçok kullanım imk nına sahip olmasıdır. Bunun temel nedeni her testten sonra soğutularak yeniden

kristallenir ve yeni numunede kullanıma hazır olur. İndiyum yüksek saflığa sahiptir, çok dengelidir ve çok kullanışlı erime noktasına sahiptir (Güngüneş, 2005).



Şekil 3.2. Isı akışlı DSC ölçümleri yapan cihazın tasarımı ve hücre seması (Uslu, 2016).

Bu çalışmada bu yöntemi kullanmamızdan dolayı bazı termal analizler yapılmıştır. Sabit basınç altında yürütülen termal analizler Gibbs-Helmholtz bağıntısı ile;

$$\Delta G = \Delta H - T \cdot \Delta S$$

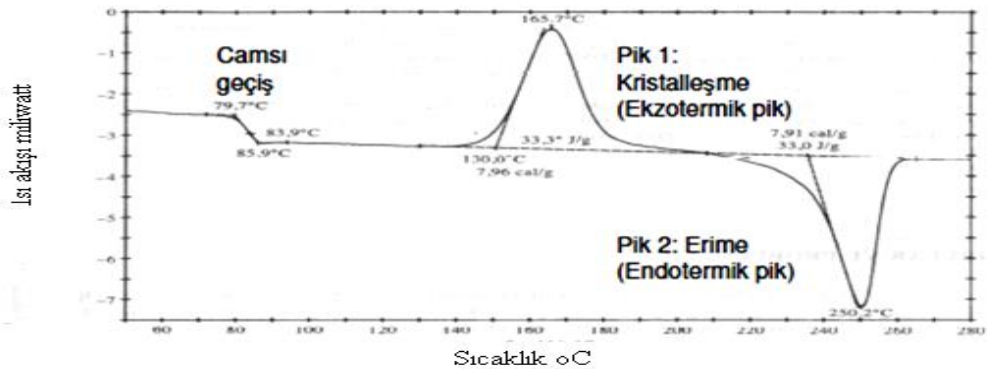
ifade edilecektir. Buradaki terimleri tanımlayacak olursak; G:Sistemin serbest enerjisi, H:Sistemin entalpisi, S:Sistemin entropisi, T:Kelvin sıcaklığı'dır. TG, DTA, DSC yöntemlerinde sıcaklık bağımsız olduğu için T.ΔS terimi büyük önem ifade etmektedir. Gibbs-Helmholtz denkleminin türevi alındığında;

$$\frac{d(G)}{dT} = -\Delta S$$

ifadesi elde edilecektir. Bu denklemi okuyacak olursak, denklemde anlatılmak istenen; tepkimenin olmadığı durumdan ($\Delta G > 0$), tepkimenin olacağı duruma ($\Delta G < 0$) geçişi gösterir. Burada ΔS negatif ise, sıcaklıkta azalma olacağından, kendiliğinden olan tepkime elde edilecektir. ΔS ' nin pozitif olduğu durumda ise; sıcaklığın artması sonucunda sonuç negatif olacaktır. Tepkime başladıktan sonra tepkime esnasında bu üç yöntemden biri kullanılarak olay izlenebilir (Önal, 2018).

Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) yönteminde numune ve referans maddeye aynı sıcaklık programı uygulanır. Eğer numunede bir değişiklik gözlenirse, numuneye dışarıdan belirli yollarla ısı eklenerek numune ve referansın aynı sıcaklıkta kalması sağlanmış olacaktır. DSC eğrileri bize ısı akışının sıcaklık ile değişimini gösterir. Grafikte pik yükseklikleri tepkimenin hızı ile alakalı bilgi vermekte olup, pikin altında kalan ise tepkime esnasında emilen ve açığa çıkan ısıyı verir. DSC entalpi olaylarına karşı çok duyarlı olduğu gibi numune ile referansın arasındaki farkada çok duyarlı bir yapıya sahiptir (Yaşar, 2005). ΔH pozitif olduğunda (endotermik), malzeme ısıtıcısının ısısı artırılır ve pozitif sinyal elde edilir. ΔH negatif durumda ise (ekzotermik), referans ısıtıcısının ısısı artırılarak negatif sinyal elde edilmiş olur. Amorf bir polietilen terftalat numunesi için DSC eğrisi Şekil 3.3'de verilmiştir.

Şekil 3.3'ü Amorf bir polietilen terftalat numunesi için DSC eğrisini yorumlayacak olursak, grafiğin dikey eksenini miliwatt biriminde enerji girişi olup, ilk iki pik kristal oluşumundan ve erimeden kaynaklanmakta, camsı geçiş her iki halde de söz konusudur.



Şekil 3.3. Amorf bir polietilen terftalat numunesi için DSC eğrisi (Uslu, 2016).

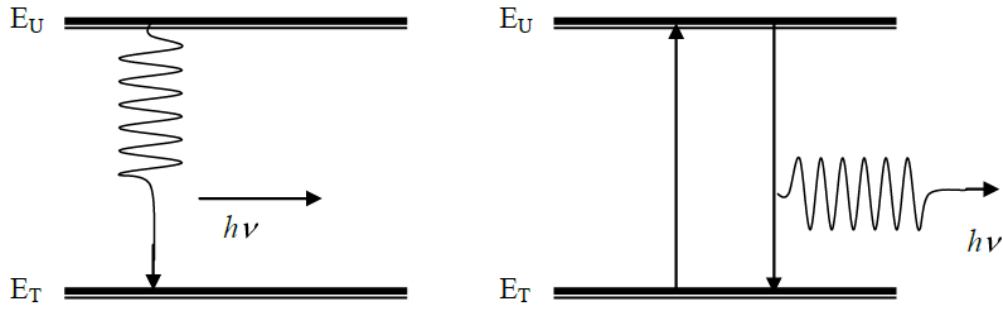
3.2.3. Mössbauer Spektrometresi Sistemi

Münih Üniversitesinde fizik eğitimi alan Rudolf Ludwig Mössbauer tarafından, 1957 yılında keşfedilen ‘Mössbauer Olayı’ daha sonra 1961 yılında Amerikalı Fizikçi Robert Hofstadter ile bu çalışma üzerine birlikte yaptıkları çalışmalarla Nobel Fizik ödülüne layık görülmüştür (Önal, 2018). Kısaca Mössbauer olayı kristal örgü içerisinde bulunan uyarılmış bir atom çekirdeğinden enerji kaybı olmadan γ fotonu salınması olarak bilinir (Hull, 1965). Mössbauer olayı ile kristal içerisindeki austenite-martensite faz dönüşümlerini açıklamakla beraber, kimya, biyoloji, katıhal fiziği ve metalurji gibi bir çok alanda geniş uygulama alanına sahiptir. Mössbauer olayı fizikte atomların parçalanma şemalarının incelenmesi, enerji seviyeleri arasındaki geçişler, enerji seviyelerinin genişlikleri ve bu seviyelerin yaşam alanları, çekirdek quadropol momentleri, çekirdekteki manyetik dipol momentlerin ölçülmesi mümkündür (Yaşar, 2005).



Resim 3.2. Hitit Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü Mössbauer Spektrometresi Cihazı

Elemente özgü bir teknik olan mössbauer olayı ile deney yapmak için; bir soğurucu numune, bir γ sayıcısı, bir tek kanal diskriminatörü ve birçok kanal analizatörü gereklidir. Kaynak ile soğurucu arasında bağıl hızı ayarlayabilmek için bir düzenek kurulmalıdır. Bu şekilde kurulan mössbauer düzeneğinin şematik düzeneği Şekil 3.4’ de gösterilmiştir. Mössbauer araştırmalarının büyük çoğunluğunda net görünen⁵⁷Fe



Şekil 3.5. Uyarılmış durumdan taban enerji durumuna geçiş

korunumu ilkesine göre serbest çekirdek emisyonu sırasında geri tepme ya da γ ışını absorblar. E_G ile gösterilen geri tepme enerjisi uyarılmış çekirdek ile taban enerji durumundaki enerji farkı $E_U - E_T$ olacaktır. Yayınlanan fotonun enerjisi, kütle merkezi sisteminde $E_U - E_T$ olması beklenirken laboratuvar sisteminde;

$$h\nu_{\text{yay}} = h\nu_0 - E_G$$

olur ki bu enerji geri tepme olmadığında yayınlanması beklenen fotonun enerjisidir. Aynı şekilde ikinci çekirdek gelen fotonu soğurduğunda yine momentumun korunumu ilkesine göre, E_G enerjisi ile ötelenecek bu çekirdeğin uyarılması için gerekli olan enerji;

$$h\nu_{\text{soğ}} = h\nu_0 + E_G$$

olacaktır. Bundan dolayı yayınlama ve soğurma çizgileri arasındaki frekans farkı $\Delta\nu$ ile ifade edilirse yukarıda verilen iki denklem taraf tarafa toplanıp $h\nu_0$ yok edilirse

$$\Delta\nu = \nu_{\text{soğ}} - \nu_{\text{yay}} = 2E_G/h$$

olur. İkisi arasındaki enerji farkı ise;

$$h\Delta\nu = 2E_G$$

olduğu görülecektir (Güngüneş, 2005). Şekil 3.6'da tekrar ele alırsak yayınlama ve

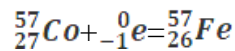
soğurma çizgileri arasındaki $2E_G$ enerji farkından dolayı γ ışınlarının yayınlanma ve soğrulma çizgilerinin merkezleri üst üste gelmez. Yani rezonans durumu meydana gelmez. Bunu sağlamak için Doppler kaymasından yararlanılır. Doppler olayı dalga özelliği gösteren fiziksel bir varlığın frekans ve dalga boyunun, hareketli yani yaklaşan veya uzaklaşan gözlemci tarafından farklı zaman ve konumlarda farklı algılanmasıdır. Kaynağın çizgisel hızı v ise doppler olayı sonucunda ışınım enerjisinde;

$$(\Delta E)_D = h(\Delta V)_D = hv_0 \frac{v}{c} = E_0 \frac{v}{c}$$

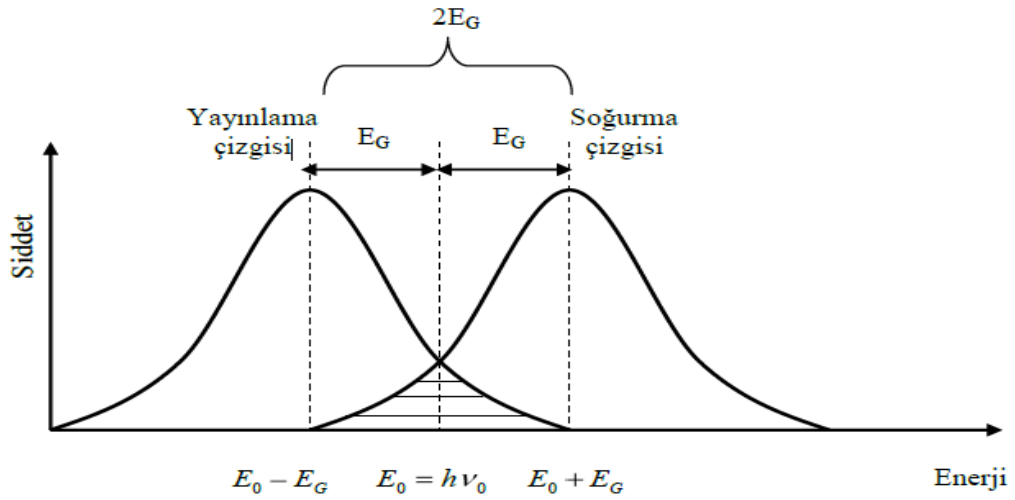
değerinde bir artma sağlanmış olur. $(\Delta E)_D = 2E_G$ olacak şekilde v hızı ayarlanacak olursa, geri tepme sonucu kaybedilen enerji Doppler etkisiyle karşılanmış olur ve soğrulma ve yayınlanma çizgisi üst üste binmiş olur ve rezonansla soğrulma meydana gelir (Gedikoğlu,1978).

Alman fizikçi Mössbauer, aşağıdaki deneyleri tekrarlarlarken γ kaynağı olarak tek tek serbest atomlar yerine kristal örgüsüne bağlı atomlar alındığında geri tepme ihtimali yok denecek kadar az olacağını ve rezonansla soğrulmanın rahatlıkla gözleneceğini keşfetmiştir (Güngüneş,2005). Bu olaya kendi ismiyle anılan Mössbauer olayı adı verilmiştir.

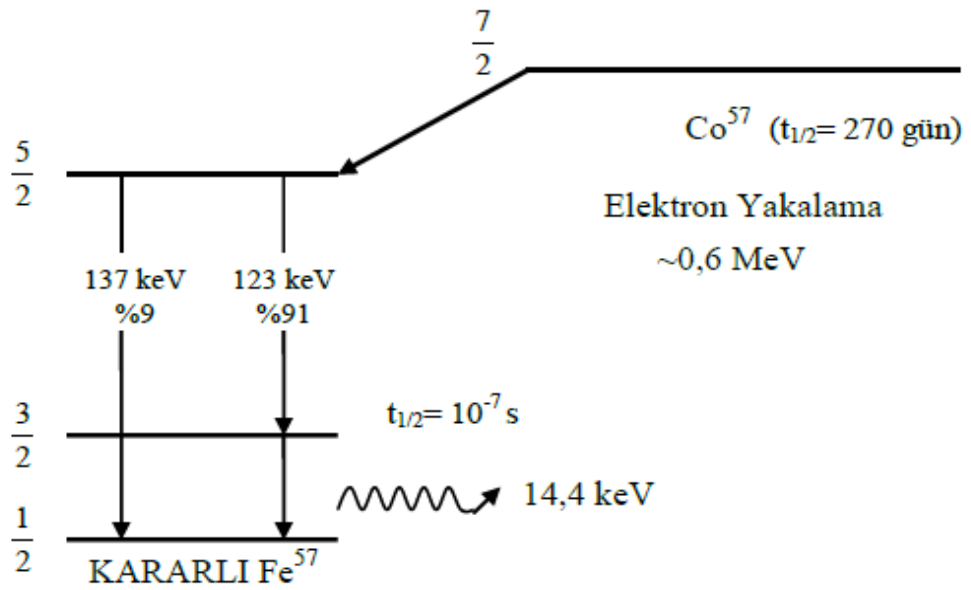
Mössbauer olayı, mössbauer izotopu olan $^{57}_{26}\text{Fe}$; $^{57}_{27}\text{Co}$ 'nin bir elektron yakalaması ile başlar. Bu durumda reaksiyon;



yukarıdaki gibi gerçekleşir. Şekil 3.7' da ^{57}Fe 'nin taban durumuna geçerken yayınladığı üç γ ışını gösterilmiştir. Burada elektron temel hale dönerken üç farklı γ ışını yayınlamakta olup, bunlardan 14,4 eV enerjili ışına Mössbauer olayında kullanılmaktadır (Varol, 2014).



Şekil 3.6. Yayınlanma ve Soğurma çizgileri



Şekil 3.7. ^{57}Fe 'nin üç farklı γ ışınımı ve enerji seviyeleri

yoğunluğunu ölçer. Kaynak ve soğurucu çekirdek aynı kimyasal ortamda ise; nükleer geçiş enerjileri her iki malzeme ile gözlemlenen eşit ve rezonans soğurması olacaktır. Farklı kimyasal ortamlarda ise nükleer enerji seviyelerinde kaymalara neden olacaktır. Kaynak belirli bir hız aralığında lineer motor kullanılarak ivmeli bir şekilde hızlandırılarak Doppler etkisi üretilir. Burada kaynak seçilirken geçiş enerjisi atomun kafes titreşiminden büyük olmasına özen gösterilmelidir. 10 – 150 eV arasında olmalıdır. Uyarılmış haldeki atomun ömrü geçiş enerjisinden kesinlikle

büyük olmalı fakat spektrumda yoğun çizgilere sahip olacak kadar; 1-100 ns, düşük olmalıdır. Emitör uyarılmış haldeyken bile uzun yarılanma ömrüne sahip malzemedir seçilmelidir. İzotoplar temel halde ve kararlı yapıda olmalıdır. Mössbauer spektroskopisi oksidasyon ve spin durumlarının gözlenmesinde, moleküler simetri ve malzemenin manyetik özelliklerinin incelenmesinde kullanılmaktadır (Varol, 2014).

3.2.3.3. Mössbauer spektroskopisinden elde edilebilecek veriler

Mössbauer etkisinin çok yüksek enerji çözünürlüğü sağlaması aşırı ince yapı etkileşimlerini görmememizi sağlar. Bu etkileşimler çekirdek ve çevresi arasındaki etkileşimlerdir (Varol, 2014). Buradaki etkileşimler çekirdeğin kendi enerji seviyeleri ile karşılaştıklarında çok küçük olduklarından diğer spektroskopik yöntemlerle görülmesi zordur. Aşırı ince yapı etkileşimleri olarak adlandırılan bu etkileşimler; İzomer kayma, elektrik quadrupol etkileşim ve manyetik ince yapı (yarılma) olarak sınıflandırılabilir (Özaydın, 2008).

3.2.3.4. İzomer kayma

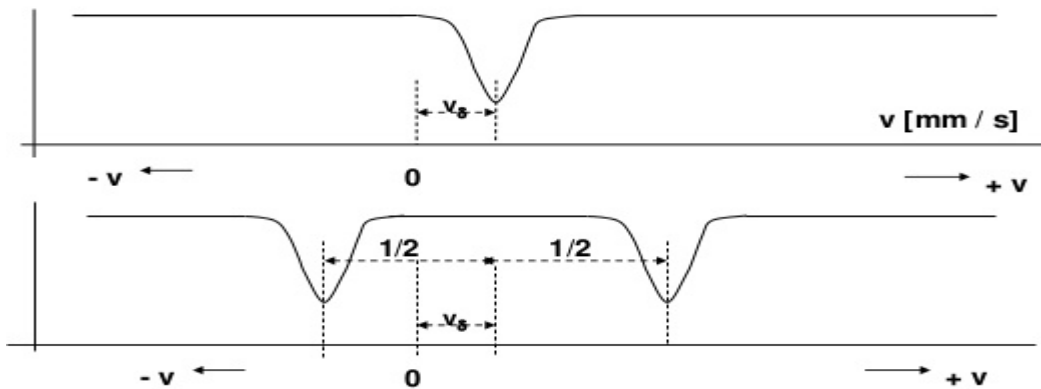
İzomerin kelime anlamı herhangi bir durumdaki değişme ya da intikaldir. Çeşitli etkenler nedeniyle dizgenin bir nicem durumundan başka bir nicem durumuna atlamasıdır. Fiziksel anlamda bir çekirdeğin uyarılmış bir halden daha düşük bir enerjili kararlı bir hale dönmesi ya da bunun tam tersi olay; geçişler belli miktarda enerji salınımı veya enerji soğrulması ile olur.

Bir atomun kimyasal değerliğinin değişmesi sonucunda atomun s- elektron yoğunluğu da değişir. Bu nedenden dolayı sıfırdan farklı bir değerlikte olan atomun çekirdeği ile s- elektronları arasındaki coulomb çekim etkileşme kuvveti de farklı olacaktır. Bunun sonucunda atomun çekirdek enerji seviyeleri bir değişime uğrar. Bu değişim mössbauer spektrumunda izomer kayma olarak gözlemlenir. Bu izomer kaymanın değeri;

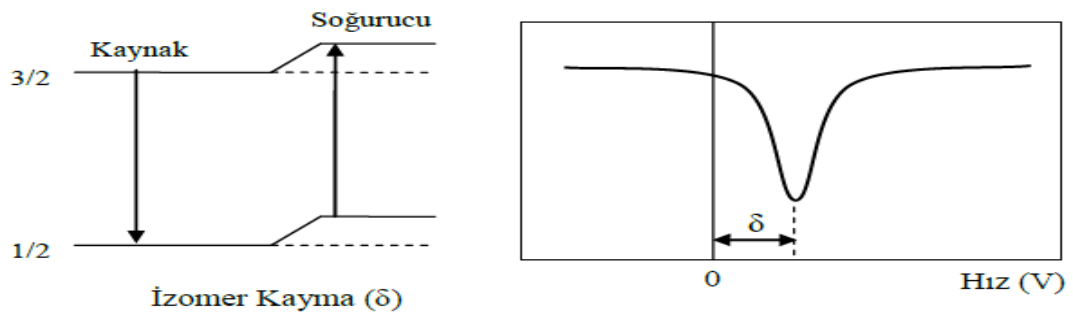
$$\delta = \frac{4\pi}{5} Z e^2 R^2 \left(\frac{\sigma R}{R} \right) [|\psi(0)|^2_{\text{soğurucu}} - |\psi(0)|^2_{\text{kaynak}}]$$

matematiksel bağıntısı ile hesaplanır. Bu ifadede $R = R_{\text{uyarılmış}} - R_{\text{Temel}}$ şeklinde ifade edilir. Bu denklem iki çarpandan oluşmuştur. Birinci çarpan nükleer değişkenleri içerirken; izomerik uyarılmış durum yarıçapı ile taban enerji durumundaki yarıçap farkını içerir. İkinci terim ifadesi ise çekirdekdeki yük yoğunluğunu ifade eder.

İzomer kayma kendini Mössbauer spektrumunda $V=0$ olması durumunda gereken maksimum rezonansa bir kayma olarak kendini göstermektedir. İzomer kaymanın parametreleri değerlik elektron durumunu ve bu bileşikteki atomlar arası kimyasal bağların türleri hakkında bilgi verir (Önal, 2018).



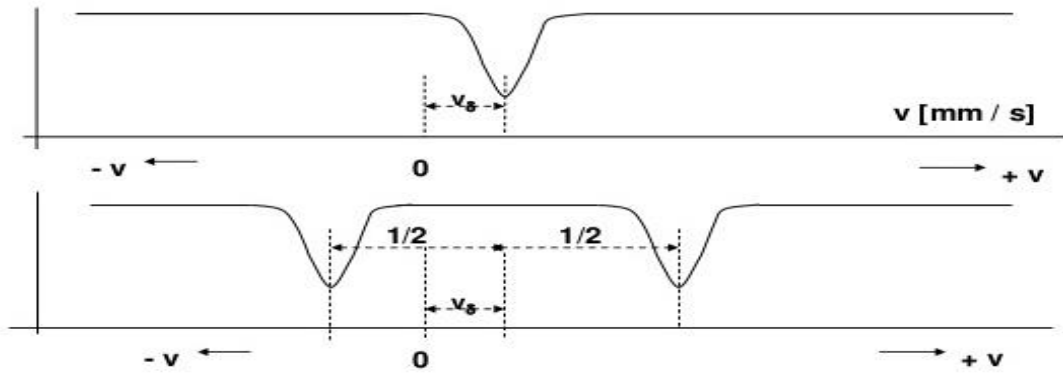
Şekil 3.8. İzomer kayma olayının grafik olarak gösterilişi



Şekil 3.9. (3/2 - 1/2) geçişinde gözlenen izomer kaymaya sahip bir tek çizgi mössbauer spektrumu (Özaydın, 2008).

3.2.3.5. Quadrupol etkileşim (yarılma)

Nükleer enerji düzeyleri ve elektrik alan gradiyenti çevresindeki etkileşimi gösterir. Elektrik quadrupol etkileşimi olarak da isimlendirilir. Çekirdeğin küresel olmayan yük dağılımlı halleri asimetric bir elektrik alan üretir ve nükleer enerji seviyelerini böler, quadrupol moment üretir. ^{57}Fe , $l=3/2$ uyarılmış haldeki izotop durumunda olan $l=3/2$ ve $l=1/2$ geçişi iki alt hale yarılmış $m_1 = \pm 1/2$ ve $m_2 = \pm 2$ gözlenir. Spektrumda dublet olarak tanımlanan iki belirgin pik olarak gözlemlenir. Quadrupol yarılma bu iki tepe arasındaki ayrılık olarak ölçülen ve çekirdekte elektrik alanın karakterini yansıtır. Bu yarılmalar Şekil 3.10' da gösterilmiştir (Varol, 2014).



Şekil 3.10. (3/2 - 1/2) geçişinde gözlenen izomer kaymaya sahip bir dublet çizgi mössbauer spektrumu

3.2.3.6. Manyetik dipol etkileşmesi (manyetik yarılma)

Bu etkileşim, çekirdeğin dipol momentini μ ile çevrenin oluşturduğu manyetik alan H arasındadır:

$$E_M = -\mu H \frac{m_l}{l} \quad m_l = 1, 1-1, \dots, -1$$

olarak tanımlanır. Yörünge açılal momentumunun dış manyetik alan etrafındaki kuantumlu yönelmeleri normal Zeeman Olayı olarak bilinmektedir. Her yönelme bir enerji seviyesine karşılık geldiğinden l seviyesi $(2l+1)$ tane Zeeman seviyesinde yarılr. Çünkü m_l , $(2l+1)$ farklı değer alır. Elektronun spin dipol momentine anormal

dipol moment denir. Yörünge ve spin dipol momentlerinin bileşkesi olan elektronun toplam açısal momentumunun dış manyetik alana göre yönelmelerine de anormal Zeeman olayı denir (Varol, 2014). Burada enerji manyetik kuantum sayısına göre değişeceğinden ana enerji seviyelerinde yarıma söz konusu olur. Örnek verilecek olursa $I=3/2$ enerji düzeyi ile $I=1/2$ enerji düzeyi arasında manyetik dipol geçişleri söz konusu olduğunda gözlenen spektrum sextet (altılı) rezonans çizgili spektrum olacağı açıktır. Gözlenen çizgilerin spektrumdaki yerleri μH hakkında bilgi verir. Bu yolla ya da ilgili düzeyin magnetik momenti, çevre özelliklerini içeren manyetik alan belirlenmiş olur (Özaydın, 2008).

Mössbauer spektrometresi ile metal ve metal alaşımlarının faz dönüşümlerinin incelenmesinde sıkça başvurulan metotlardan birisidir. Bu yöntemle austenite ve matensite yapıların manyetik yönelimleri, soğutma sonucu oluşan martensite'lerin hacim oranlarını oluşan martensite fazın iç manyetik alanını ve bu fazların izomer kayma değerlerini tespit etmek mümkündür (Güngüneş, 2005).

Taban durum için μ çekirdek manyetik momenti bilinirse, dış elektronların çekirdek meydana getirdikleri manyetik alan şiddetini bulmak mümkündür (Tanyel, 1994).

3.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)

1935 yılında Max Knoll tarafından ilk taramalı elektron mikroskobu Berlin'de üretilmiştir. 1965 yılında ise ilk ticari SEM Cambridge Scientific Instruments firması tarafından piyasaya sürülmüştür. Taramalı elektron mikroskopisi, bir elektron demetinin ilgilenilen örnek boyunca taranması ve bu örnekten saçılan elektronların görüntü haline getirilmesi şeklinde uygulanan topografik bir inceleme yöntemidir. Elektron demetini nm boyutunda odaklamak mümkün olduğundan, bu yöntemin sağladığı çözünürlük ve detay daha fazladır (Yılmaz, 2013).

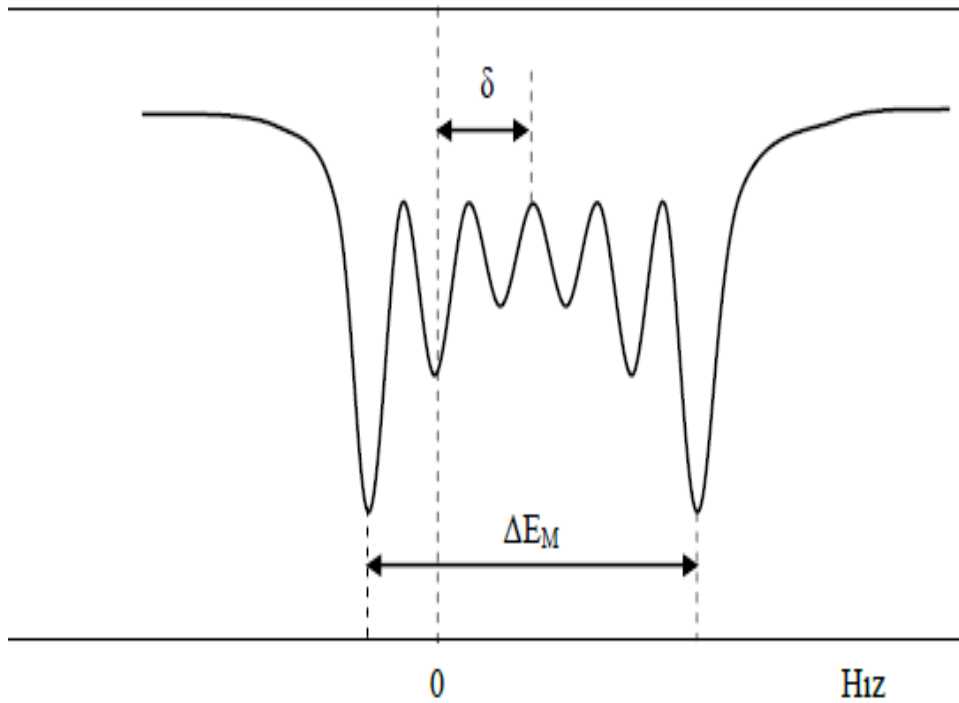
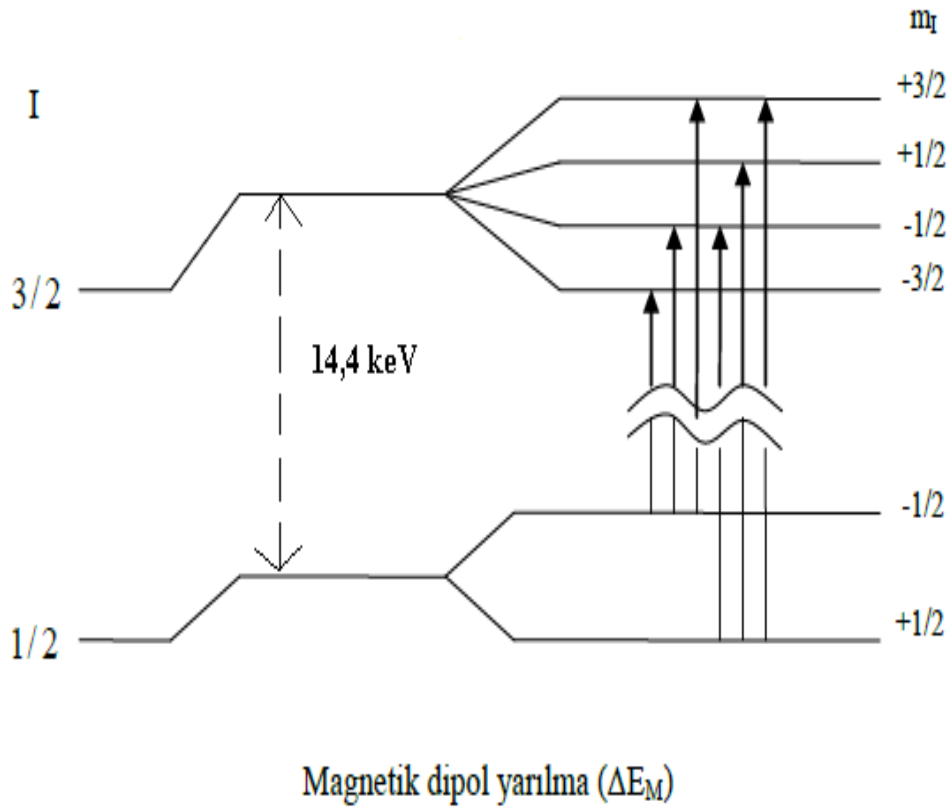
SEM cihazıyla hacimce çok yoğun cisimler incelendiğinde yüksek kontrast elde edilmektedir. Bu cihazın avantajlarından birisi geniş derinlik incelemesine olanak sağladığı için numune görüntüsü üç boyutlu olarak belirlenmesidir. SEM'de alanın

geniş derinliği, numunenin bileşimi ve yzey yapısı ile bilgi sahibi olmamıza olanak sağlar. SEM cihazında numune üzerine hızlandırılarak gönderilen elektron demeti numuneye tek bir yerden çarpar. Elektron demetinin, numune ile etkileşmesinden bir çok sinyal oluşur (Çakar, 2006).

Bu sinyal ve ışınlar Şekil 3.12 ve Şekil 3.13’de gösterilmiştir. Şekil 3.12’ de verilen ışınlardan detektör yardımıyla ölçülebilen sinyaller elastik ve elastik olmayan saçılmalardır. Bu sinyallerin ölçümü ile elektron demetinin çarptığı numunenin yerel topografisi, bileşimi ve kristalografik yapısı gibi özelliklerinin belirlenmesi mümkündür. Eğer cihaz ikincil elektronları algılayacak şekilde ayarlanırsa ikincil elektron görüntüsü elde edilirken, geri saçılma elektronlarını algılayacak şekilde ayarlanırsa geri saçılma elektron görüntüsü elde edilir. Benzer şekilde X- ışınları sinyalleri dönüştürüldüğünde x-ışını görüntüsü elde edilir. Karakteristik x-ışınmasının analizi ile numunenin bileşimi ile ilgili nitel ve nicel bilgileri elde etmek mümkündür.



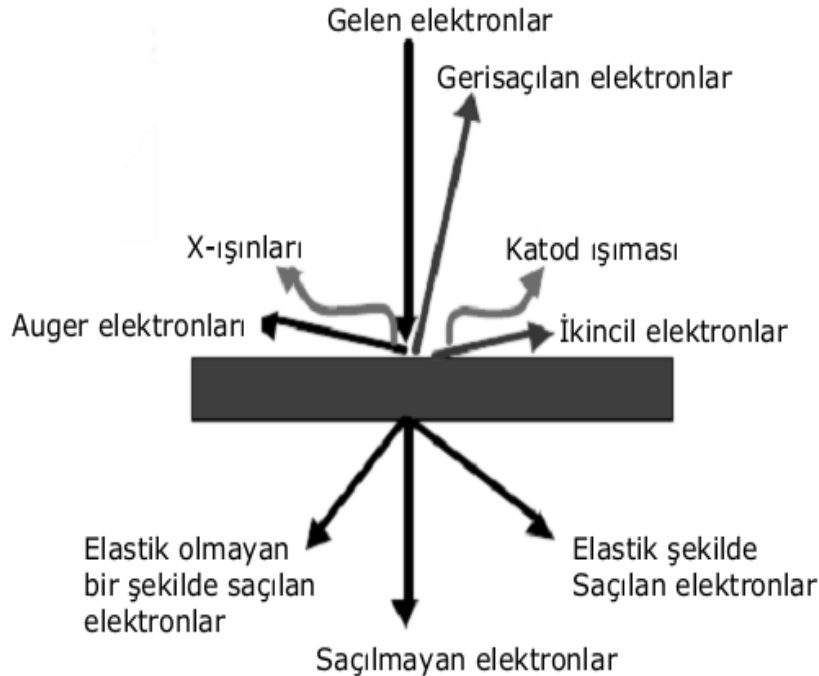
Resim 3.3. Hitit Üniversitesi Bilim ve Araştırma Merkezindeki FEI / Quanta 450 FEG marka modeline sahip SEM cihazı



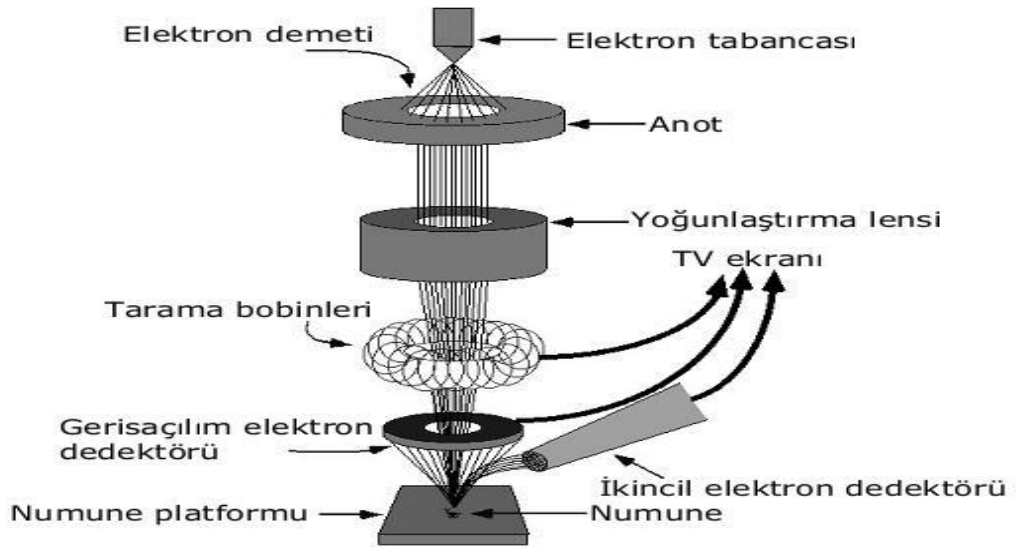
Şekil 3.11. ^{57}Fe izotobunda $3/2 - 1/2$ geçişinde gözlemlenen manyetik yarıma ve meydana gelen Mössbauer spektrumu (Özaydın, 2008).

SEM’de ikincil ve geri saçılma elektronları en çok incelenen sinyallerdir. Çünkü bunlar numune boyunca taratılan elektron demeti, yüzey şekillerindeki farklılıktan dolayı değişir. İkincil elektron saçılması, demetin çarptığı alana yakın hacim kaplamaktadır. Kısmen ayırım gücünün yüksek olduğu görüntüye izin verir. Görüntünün üç boyutlu olması ise alanın geniş derinliği ile beraber, ayrıca ikincil elektron kontrastının gölge gevşetme etkisinden kaynaklanır. Geri saçılma elektronları numuneden geri saçılan elektronlardır. Gelen elektronların geri saçılma oranı, artan atom numarası ile artmakla birlikte ve bu görüntü modu atom numarasındaki kontrastı göstermek için kullanılır. Atom numarası yüksek olan ağır atomlu numunelerden elde edilen görüntüler parlak görüntü verirken, düşük atom numaralı numunelerden elde edilen görüntüler net olamayabilir. Bu görüntüler numenin bileşimi hakkında bizlere bilgi verir (Çakar, 2006).

SEM için numune hazırlanması gayet kolaydır. Taramalı elektron mikroskobu ile incelenecek ısıtıl işlemi tamamlanmış numune ve metal alaşımları 1cm çapında ve 0,3-



Şekil 3.12. Elektron-numune etkileşmesi sonucu oluşan ışınlar ve elektronlar



Şekil 3.13. Elektron numune etkileşmesi

0,4 cm kalınlığında su bazlı elmas kesiciyle kesilir. Kesilen numunelerdeki pürüzler,değişik kalınlıktaki su zımparaları ile kalından inceye göre gidilecek şekilde giderilir. Daha sonra çeşitli mikron ölçüdeki elmas pastalarla parlatma aleti kullanılarak numune yüzeyleri parlatılır. Devamında su ve asit karışımından oluşan çözeltilde 10-30 sn bekletilir. Numuneler bu şekilde taramalı elektron mikroskobu ile incelenecek hale gelir.

3.4. Katıların Esneklik Özellikleri

Katıların üzerine dış kuvvetler uygulanması halinde cismin şeklinin ve büyüklüğünün değişmesi mümkündür. Bu değişimler sırasında cismin içindeki iç kuvvetler, bu deformasyona karşı iç direnç gösterirler.

Katıların bozulmasını zor ve zorlanma kavramlarını kullanarak açıklamak daha anlaşılır kılar. Zor bozulmaya sebep olan kuvvetle orantılı bir niceliktir. Zor, cisim üzerine birim kesit başına etki eden dış kuvvet olarak tanımlanır. Zorlanma ise bozulmanın derecesinin bir ölçüsüdür. Yeteri kadar küçük zorlar için; zorlanmanın, zor ile doğru orantılı olduğu ve orantı sabitinin bozulan maddenin cinsine ve bozulmanın yapısına bağlı olduğu görülür. Bu orantı sabitini esneklik sabiti (veya

esneklik modülü) olarak isimlendireceğiz. Esneklik sabiti, zorun zorlanmaya oranı olarak;

Esneklik modülü $= \frac{Zor}{Zorlanma}$ bağıntısıyla verilebilir. Katıların esneklik özellikleri için bozulmanın üç değişik şeklini ele alacağız ve bunların her biri için bir esneklik modülü tanımlayacağız:

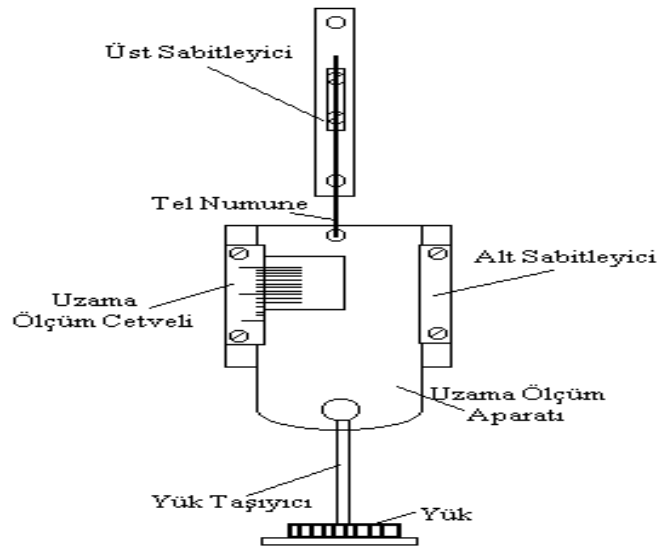
Young Modülü: Katının uzunluğundaki bir değişime karşı gösterdiği dirençtir.

Makaslama Modülü: Katının, atomik düzlemlerinin birbiri üzerinden kayması şeklinde ortaya çıkan harekete karşı gösterdiği direncin ölçüsü olan kesme sabitidir.

Hacim (Bulk) Modülü: Katıların ve sıvıların hacimlerinde meydana gelecek değişime karşı gösterdikleri dirençtir (Kutlu, 2015).

3.5. Young Modülü

Kesit alanı A ve L_i uzunluğundaki bir çubuk üzerine F dış kuvveti uygulandığında, çubuğun içindeki iç kuvvetler uzunluk değişimine karşı koymaya çalışır. Denge durumunda, çubuk L_i 'den daha büyük bir L_{son} uzunluğuna ulaşmış ve dış kuvvet, iç

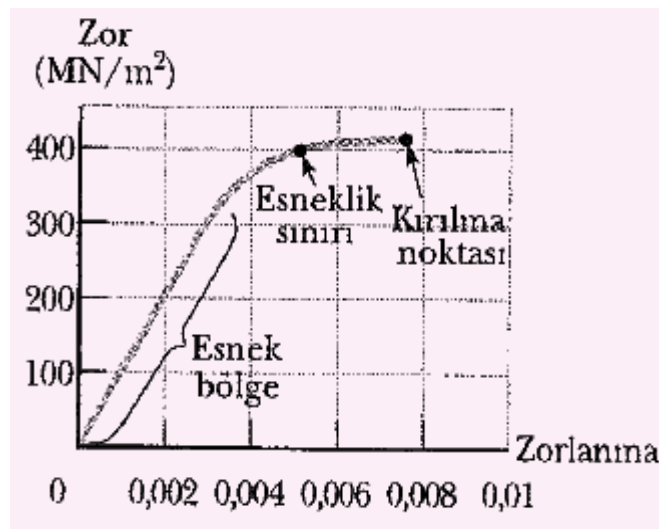


Şekil 3.14. Young modülünün ölçüldüğü cihazın basit çalışma düzeneği

kuvvetler tarafından tam olarak dengelenmiştir. Dış kuvvetin F büyüklüğünün, çubuğun A kesit alanına oranı gerilme zoru olarak tanımlanır. Gerilme zorlanması çubuğun uzunluğundaki ΔL değişimin, çubuğun ilk uzunluğu olan L_i 'a oranı olarak tanımlanır.

$$Y = \frac{\text{gerilmezoru}}{\text{gerilmezorlanması}} = \frac{F/A}{\Delta L/L_i}$$

Bu bağıntı, genellikle gerilme veya sıkıştırılma sonucu zor etkisi altında bırakılan bir çubuk veya teli karakterize etmek için kullanılır. Zorlanma boyutsuz bir niceliktir. Y birim alan başına kuvvet birimine sahiptir. Bazı maddelerin Young sabitleri Çizelge 3.2'de verilmiştir. Yapılan deneylerin uygulanan sabit bir kuvvetin etkisi altında uzunlukta meydana gelen değişimin, başlangıç uzunluğuyla orantılı olduğunu, verilen bir zorlanmayı meydana getirmek için gerekli olan kuvvetin, kesit alanıyla orantılı olduğunu göstermekte, gözlemlerin her ikisinin de Şekil 3.15' deki grafik verileriyle uyduğu söylenebilir. Bir cismin esneklik sınırı, o cisim kalıcı bozulana kadar cisme uygulanan en büyük zor olarak tanımlanır. Şekil 3.15'de verilen grafikte başlangıçta zor-zorlanma eğrisi doğru bir çizgi iken, zor yeteri kadar arttırılırsa eğri doğru şeklini yitirir. Zor esneklik sınırını geçtiğinde ise cisim giderek aşırı derecede bozulur ve artık zor ortadan kalktıktan sonra bile başlangıçtaki şekline geri dönemez.



Şekil 3.15. Örnek bir numunenin zor zorlanma grafiği (Kutlu,2015)

Bunun sonucundacismin şekli kalıcı olarak değişir. Zor daha da arttırıldığında cisimde kopma meydana gelir (Kutlu,2015).

3.6. Kesme Modülü

Bir cismin bir yüzü f_s sürtünme kuvveti tarafından sabit bir konumda tutulurken, öteki yüzüne teğet bir F kuvveti uygulandığında, Şekil 3.19 (a) 'da bozulmanın başka bir şekli ortaya çıkar. Cisim başlangıçta dikdörtgenler prizması şeklinde bir blok olduğu düşünülürse, kesme zoru, onun şeklini ara kesiti paralelkenar olan bir yapıya dönüştürür. Bir kitabın Şekil 3.19 (b)'de gösterildiği gibi bir yüzüne bastırılarak itilmesi, kesme zoru altındaki cisimlere iyi bir örnek olarak verilebilir. Küçük yer değiştirmeler için bu bozulma sonucunda cismin hacmi değişmez.

Kesme zorunun uygulandığı yüzeyin alanı A ise, kesme zoru, teğet F kuvvetinin alanına oranı olarak F/A tanımlanır. Kesme zorlanması ise $\Delta x/h$ olarak ifade edilir.

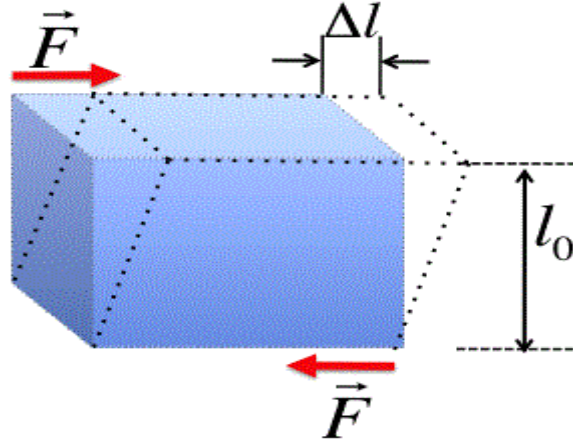
Çizelge 3.2. Bazı maddelerin Young, Kesme ve Hacim modülü sabitleri

Cisim	Young Modülü N/m ²	Kesme Modülü N/m ²	Hacim (Bulk) Modülü N/m ²
Alüminyum	7×10^{10}	$2,5 \times 10^{10}$	7×10^{10}
Prinç	$9,1 \times 10^{10}$	$3,5 \times 10^{10}$	$6,1 \times 10^{10}$
Bakır	11×10^{10}	$4,2 \times 10^{10}$	14×10^{10}
Çelik	20×10^{10}	$8,4 \times 10^{10}$	16×10^{10}
Tungsten	35×10^{10}	14×10^{10}	20×10^{10}
Cam	$6,5-7,8 \times 10^{10}$	$2,6-3,2 \times 10^{10}$	$5-5,5 \times 10^{10}$
Kuartz	$5,6 \times 10^{10}$	$2,6 \times 10^{10}$	$2,7 \times 10^{10}$
Su	-	-	$0,21 \times 10^{10}$
Civa	-	-	$2,8 \times 10^{10}$

Burada Δx , kesilen yüzeyin uygulanan kuvvet doğrultusundaki yer değiştirmesi, h ise yüksekliğidir. Bu büyüklükler cinsinden kesme modülü ifade edilirse;

$$S = \frac{\text{kesme zoru}}{\text{kesme zorlanması}} = \frac{F/A}{\Delta x/h}$$

olarak ifade edilir. Bazı maddelerin kesme zoru Çizelge 3.2’de verilmiştir (Sankır, 2013).

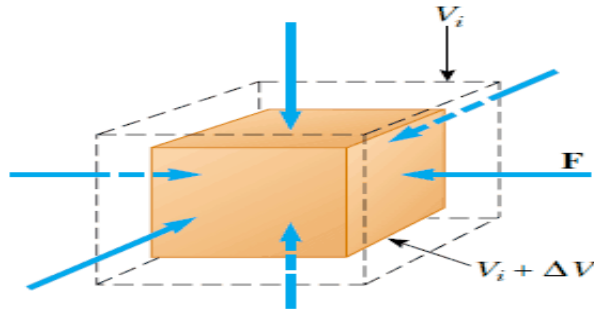


Kesme

Şekil 3.16. Kesme modülünün şematik gösterimi (Kutlu, 2015).

3.7. Hacim (Bulk) Modülü

Son olarak, düzenli bir şekilde sıkıştırılan bir cismin buna karşı koyma özelliğini ifade etmek için hacim modülünü tanımlayalım. Şekil 3.17’de bir cisme etki eden dış kuvvetlerin, cismin bütün yüzeylerine düzgün olarak dağıldığını kabul edelim. Kuvvetlerin bu şekilde düzgün dağılması bir cismin bir akışkan içerisindeyken olur.



Şekil 3.17. Hacim modülü hesaplanırken kullanılan bazı değişkenlerin şematik gösterimi

Şekil 2.20’de verilen yapıdaki bir bozulmaya uğrayan cismin hacmi değişir fakat şekli aynı kalır. Hacim zoru, yüzeye dik olan F kuvvetinin büyüklüğünün, yüzeyin A alanına oranı olarak tanımlanır. $P = F/A$ niceliğine basınç denir. Eğer bir cisim üzerine etki eden basınç $\Delta P = \Delta F/A$ değeri kadar değişirse, o zaman cisim ΔV hacim değişimine uğrayacaktır. Hacim zorlanması, hacimdeki ΔV değişimin başlangıçtaki V hacmine bölümüne eşittir. Böylece aşağıda verilen eşitlikten, hacimdeki (bulk) küçülmeyi, bulk modülü olarak;

$$B = \frac{\text{hacim zoru}}{\text{hacim zorlanması}} = - \frac{F/A}{\Delta V/V_i} = - \frac{\Delta P}{\Delta V/V_i}$$

şeklinde tanımlarız. Bu eşitlik ifadesindeki eksi işareti B’nin artı işaretli olmasını sağlamak için konulmuştur. Çünkü basınçtaki artma pozitif ΔP , hacmin küçülmesine negatif ΔV ’ye neden olur. Çizelge 3.2’de bazı maddelerin bulk modül katsayıları verilmektedir. Bu tablo verilerine başka kaynaklardan bakıldığında zaman zaman hacim modüllerinin tersinin listelendiği görülür. Bulk modülünün tersine, maddenin sıkıştırılabilirliği denir (Sankır, 2013).

Çizelge 3.2 incelendiğinde katıların ve sıvıların her ikisinde bulk modülüne sahip olduğu görülür. Bunun yanında, sıvılar için kesme modül ve young modülü yoktur. Çünkü sıvıya kesme ve germe zoru uygulanamaz (Kutlu, 2015).

3.8. Sertlik Deneyleri

3.8.1. Sertlik Deneylerinin Amacı

Malzemeyi veya numuneyi en az tahrip etmesinden dolayı en genel deney, sertliğin ölçülmesidir. Deneyin basit oluşu tercih nedenlerinden birisidir. Diğer avantajı ise bir malzemenin sertliği ile mekanik özellikleri arasında ilişkinin bulunmasındandır. Örneklendirirsek, çeliklerde çekme mukavemeti sertlik ile doğru orantılıdır. Dolayısıyla yapılan sertlik ölçmesi ile malzemenin mukavemeti hakkında bilgi sahibi olabiliriz. Sertlik izafi bir ölçü olmakla beraber malzemelerin, çizilmeye aşınmaya ve delinmeye karşı gösterdiği direnç olarak tanımlayabiliriz. Laboratuvar şartlarında özel

cihazlarla yapılan sertlik ölçmelerindeki veri, malzemenin plastik deformasyona karşı göstermiş olduğu dirençtir (Anonim, 2019).

3.8.2. Sertlik Ölçme Yöntemleri

Sertlik deneyleri genellikle, konik veya küresel bir ucun malzemeye batırılmasına karşı gösterdiği direnci ölçmekten ibaret deneylerdir. Uygun olarak seçilen elmas bir uç, uygulanan yük altında numuneye batırıldığında üzerinde bir iz bırakacaktır. Malzemenin sertliği bu iz ile ters orantılıdır. Sertlik deneyleri malzemenin kökeni hakkında bilgi sahibi olmamızı sağlar. Malzemenin işlenebilirliğini gösterebilir. Sertlik ile işlenebilirlik arasında ters bir bağıntı vardır. Diğer bir ifade ile sert malzemeleri işlemek zordur diyebiliriz. Cisimlerin serliğini ölçme yöntemleri dört grupta incelenebilir bunlar;

1. Malzeme yüzeyini sert bir cisimle çizerek yapılan deneyler,
2. Malzemeye sert bir cisim kuvvet altında batırmak suretiyle yapılan sertlik deneyleri,
3. Sert bir bilyeyi malzeme üzerine düşürmek ve şıçratmak suretiyle yapılan sertlik deneyleri malzemeye bir cismin darbeli yükü batırılması, olarak sınıflandırmak mümkündür.

3.8.2.1. Vickers sertlik deneyi

Sertlik deneyinde ilk işlem olarak sertliği ölçülecek malzemenin yüzeyini ölçüm yapmaya elverişli hale getirmek gereklidir. Sertliği ölçülecek numune veya malzeme yüzeyi oksitlerden girinti ve çıkıntılardan arındırılmış olmalıdır. Parça yüzeyine göre temizleme yöntemlerinden birisi kullanılarak temizleme işlemi gerçekleştirilir. Yüzey oksitlenmeleri ve kirler yabancı maddeler tel fırça ile temizlenir. Girintisi ve çıkıntısı fazla olan, parlak ve düzgün olması istenilen yüzeyler zımpara taşıyla taşlanmalı ve parlatma yapılmalıdır. Bu işlem için zımpara taşı ve taşlama makineleri kullanılır. Zımparalama işlemi kabaca iki aşamada gerçekleştirilir. Birinci aşamada kaba taşlama yapılarak parça yüzeyi düzgün hale getirilir. İkinci aşamada ise kaba

taşlamadan dolayı yüzeyde meydana gelen çizilme ve izler taşlama yapılarak giderilir. Girinti ve çıkıntılı yüzeylerin yukarıda açıklanan yöntemlerle temizlenmesinin güç olduğu durumlarda ise kum püskürtme gibi yöntemler kullanılabilir. Bu deney yönteminde baskı elemanı olarak tepe açısı 136° olan Şekil 3.21’de verilen kare piramit kullanılır. Vickers sertlik deneyi ve sertlik numarasının nasıl bulunduğunu ifade edecek olursak, F yükü ile malzemeye batırılan piramit ucun



Resim 3.4. Kaba ve ince zımparalama tezgâhı

bıraktığı dikdörtgen izin köşegenleri ölçülerek hesaplanan ortalama köşegen uzunluğu formülde yerine yazılarak sertlik değeri bulunur. Vickers sertliği yüke bağlı değildir ancak ölçme hatalarını minimuma indirmek ve heterojen yapılarda ortalama bir değer elde etmek için yükü dolayısıyla izi büyütmek için faydalı olacaktır. Ancak burada köşegen uzunluğu sertliği ölçülen parça veya tabaka kalınlığının en çok üçte ikisi kadar olmalıdır. Yük 1-120 kgf arasında uygulanabilir. Genellikle normal yük olarak 30 kgf seçilebilir. Yükün numune üzerinde kalması yaklaşık 20 saniyedir. Bu süre sonunda baskı ucu numune üzerinden kaldırılır ve deney sonlandırılır (Anonim ,2019). Numune yüzeyindeki yükün kaldırılmasından sonra numune üzerindeki yükün kaldırılmasında sonra numune üzerinde meydana gelen izin görüntüsü metal mikroskobu yardımıyla ölçme ekranına aktarılır (Anonim, 2011). Bu işlemlerin takip sırası Resim 3.5’de verilmiştir.

Vickers sertlik ölçümünün şematik olarak gösterimi Şekil 3.18’de verilmiştir. Ölçüm sırasında küçük veya düzensiz şekle sahip parçalar iyi desteklenmeli veya bir yere sabitlenmelidir. Ölçüm oda sıcaklığında yapılmalı, deney parçası deney cihazı

üzerine sağlam bir şekilde bağlanmalı, ucu sıkı bir şekilde tutturulmalı ve deney cihazı ani titreşimlerinden korunmalıdır. Deney sonuçlarının güvenilir olması için numunenin üç farklı noktasına uygulanmalıdır. Ölçümlerde numune kenarından ölçüm yapılmamalı ve izler arasında yeterli mesafe olmalıdır (Anonim, 2011).



Resim 3.5. Numune üzerinde meydana gelen izin metalurji mikroskobu ile akarana aktarılması.

Vickers sertlik değeri Şekil 3.18’de verilen hareketli cetveller yardımıyla tayin edilir. 1920’ li yıllarda İngiltere’de mühendisler tarafından bulunan bu yöntem günümüzde de hale geçerliliğini korumaktadır (Bekteş, 2014). Vickers sertlik numarası H_v nin hesaplanması için ölçme ekranındaki hareketli cetvel yardımıyla izin köşegen uzunlukları ölçülerek ortalaması alınır.

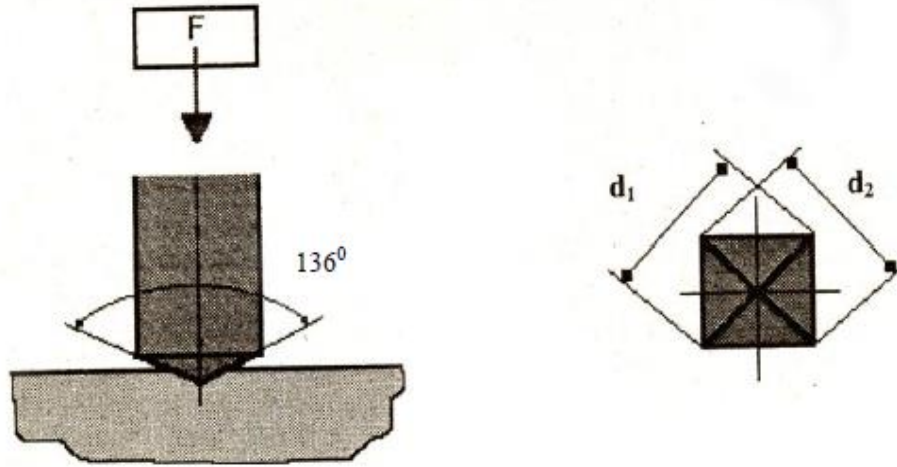
$$d = (d_1 + d_2) / 2$$

İz alanının hesaplanmasından sonra Vickers sertliği aşağıdaki formül ile hesaplanır.

$$H_v = 1,8544 \cdot \frac{F}{d \cdot d}$$

bağıntısı ile hesap edilir.

Burada F uygulanan kuvvet (kg), d (mm) ise iz köşegen uzunluklarının ortalamasıdır. Vickers sertlik deneyi çok yumuşak ve sert tabakalar için de uygun bir yöntemdir. Vickers sertliği metallerin yanında seramik malzemelerin sertliğinin ölçümünde de güvenilir bir ölçüm metodudur. Çizelge 3.3’de Vickers sertlik skalası ve test kuvvetleri verilmiştir (Bekteş, 2014).



Şekil 3.18. Vickers sertlik ölçümünün şematik olarak gösterilmesi.

Çizelge 3.3. Vickers sertlik skalası ve test kuvvetleri (Önal, 2018).

Mikro sertlik skalası	Test kuvveti (F/N)	Düşük kuvvetlerdeki sertlik skalası	Test kuvveti (F/N)	Büyük kuvvetlerdeki sertlik skalası	Test kuvveti (F/N)
$H_v=0,01$	0,098 07	$H_v=0,2$	1,961	$H_v=5$	49,03
$H_v=0,015$	0,147 1	$H_v=0,3$	2,942	$H_v=10$	98,07
$H_v=0,02$	0,196 1	$H_v=0,5$	4,903	$H_v=20$	196,1
$H_v=0,025$	0,245 2	$H_v=1$	9,807	$H_v=30$	294,2
$H_v=0,05$	0,490 3	$H_v=2$	19,61	$H_v=50$	490,3
$H_v=0,1$	0,980 7	$H_v=3$	29,42	$H_v=100$	980,7

4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

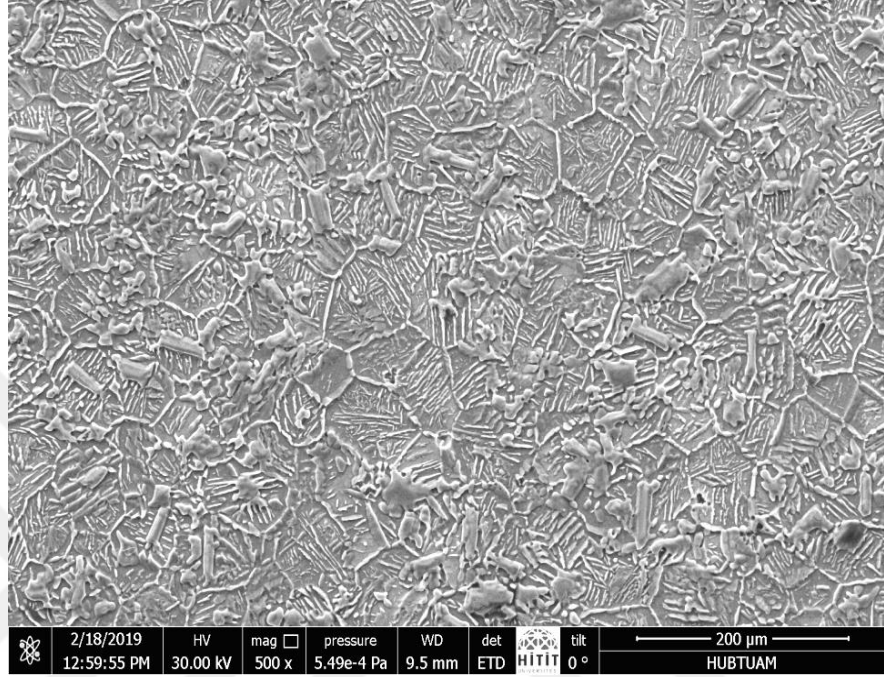
4.1. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımalarında Oluşan Martensite Yapının Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemesi

Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımalarında oluşan martensite yapının morfolojik özellikleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) de incelenmiştir. Bu amaçla hazırlanan alaşımalar ısı işlem fırınında 900 °C' de 8 saat homojenize edilmiş ve direk buzlu su içerisinde soğutulmuştur. Alaşımaların oda sıcaklığında çekilen SEM görüntüleri Resim 4.1 ve Resim 4.2' de verilmiştir. Ticari amaçla kullanılan $\alpha+\beta$ titanyum alaşımaları genellikle; hafif olmaları, yüksek dayanım ve oda sıcaklığında yüksek korozyonundan dolayı özellikle havacılık endüstrisinde yüksek ilgi gören alaşımlardır. Bu alaşımlarda yarı kararlı martensite α yapı hacim merkezli β kübik yapıdan hızlı soğutma sonucu oluşur. Oluşan α martensite yapı hep sıkı paket hexagonal (α') veya c-orthorhombic (α'') martensite faz olarak isimlendirilir. Saf titanyum 885°Cye kadar kararlı alfa fazına sahiptir ve bunun üzerindeki sıcaklıklarda beta fazına dönüşüm başlamaktadır. Ti6Al4V alaşımının β fazından itibaren soğutulması esnasında, iç yapıda büyümeye başlayan α taneleri, β taneleri içerisinde atomların en yoğun olarak bulunduğu [1,1,0] düzleminde ilerleyerek oluşur (Leyens, C. and Peters, M., 2003).

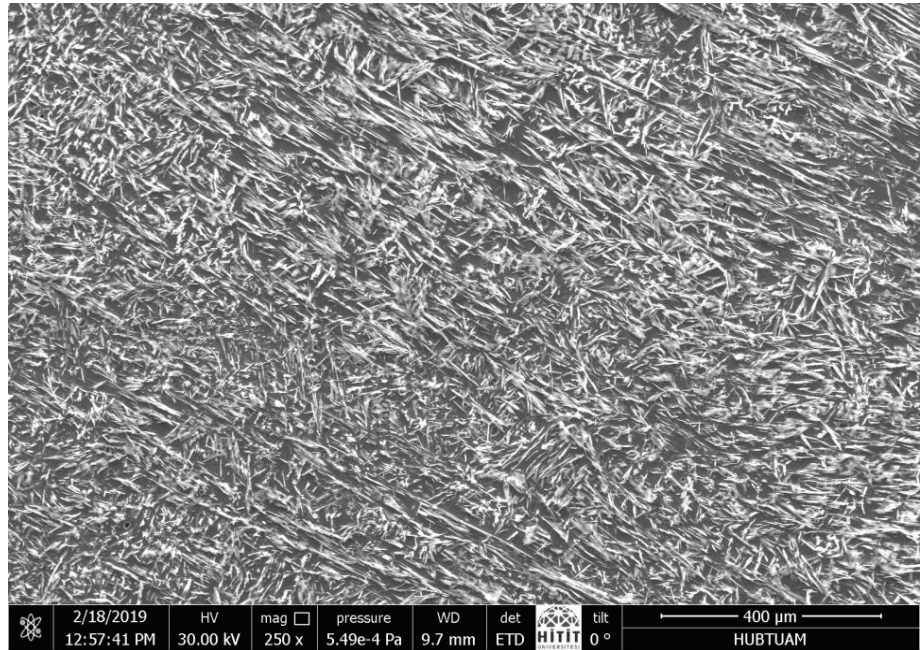
Alaşımında oluşan α' fazının iç yapısı tavlama sonrası soğutma hızına bağlı olarak farklılık gösterir. Alaşımı tavlama sonrası hızlı soğutmak iğnemsisi (acicular) α' nün, fırında soğutmak ise plakalı (lath) α' nün oluşumuna sebep olur (Moiseyev, V.N., 2006). İğnemsisi α' fazı çeliklerdeki α martensite oluşumuna benzerdir fakat iğnemsisi α' fazının daha yuvarlak kenarları ve martensitik α daha düz kenarlıdır.

Geçiş elementleri içeren titanyum alaşımalarında c-orthorhombic (α'') martensite faz oluşur (Motyka ve ark. 2019). İkisi de iğnesel morfolojiye sahip olan α' ve α'' benzeyen tipik bir martensite fazdır. İkisi arasındaki en önemli fark α'' fazı plakaları α' fazının plakaları ile kıyaslandığında daha küçüktür. Bununla birlikte α' fazı yüksek yoğunlukta dislokasyon içerirken (Li ve ark. 2019), α'' fazı {111} ikiz

yapısına sahiptir (Li ve ark. 2011). Bununla birlikte TiVAl alaşımlarında α'' martensite yapı genellikle deformasyon sonucu oluşur.



Resim 4.1. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe Alaşımının SEM görüntüsü



Resim 4.2. Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımının SEM görüntüsü

Resim 4.1 ve Resim 4.2' de β taneleri içerisinde oluşan iğne tipi α martensite fazı görülmektedir. Şekilde görülen beyaz kısım martensite faz iken koyu kısım β fazına aittir. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe alaşımındaki iğnemsî şekilli martensite plakalar, Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımında oluşan iğnemsî martensite plakalardan daha kısadır. Bununla birlikte B katkılı alaşımda oluşan martensite plakaların hacimce daha yoğun olduğu Resim 4.1 ve Resim 4.2' de görülmektedir.

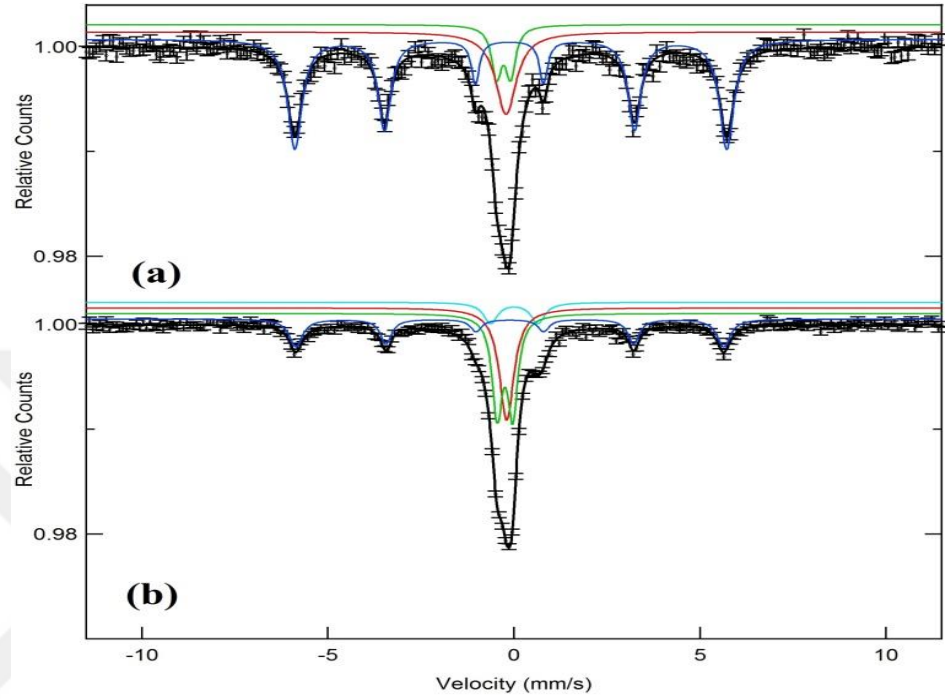
4.2. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının Manyetik Özelliklerinin Mössbauer Spektrometresinde İncelenmesi

Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımlarının oda sıcaklığında fit edilmiş Mössbauer Spektrumları Şekil 4.1 de verilmiştir. Fit sonucu elde edilen fazlar, izomer kayma, kuadropol kayma, fazların hacimsel yüzdelere ve iç manyetik alan gibi Mössbauer parametreleri Çizelge 4.1' de verilmiştir.

Mössbauer spektrometresi demir içeren metal, metal alaşımları ve bileşiklerinin manyetik özelliklerini belirlemek için kullanılan oldukça hassas bir yöntemdir. Bu yöntemle oluşan kristal yapıların manyetik düzenlenişleri, çekirdek ile s yörüngesindeki elektron yoğunluğunun değişimini gösteren izomer kayma değeri, kristal örgünün simetrisi hakkında bilgi veren kuadropol kayma değeri, demir atomlarının valans durumları, çekirdeğin iç manyetik alanı, oluşan ferromanyetik ve paramanyetik fazların hacimsel yüzdeleri belirlenebilmektedir. Paramanyetik yapılar mössbauer spektrumunda tek veya dublet soğurma çizgisi ile kendisini gösterirken, ferromanyetik ve antiferromanyetik düzenlenimler altılı çizgi ile karakterize edilirler.

Şekil 4.1' de görüldüğü gibi Ti-7Al-3.8V-5.4Fe alaşımının Mössbauer spektrumu 1 altılı (sextet), 1 tekli (singlet) ve 1 ikili (doublet) nin üstüne binmesi ile oluşmuştur. Mössbauer parametreleri incelendiği zaman oluşan bu sextetin α -Fe ait olduğu belirlenmiştir. Bu sextetin Q.S değeri 0.1 den küçük olduğundan dolayı ihmal edilebilir buda kristal yapımı kübik simetride olduğunu gösterir. Kuadropol kayma kristal yapıda 3d Fe atomları üzerine komşu atomların ortalama yükünün etkidiği

elektrik alanının gradyanının değişiminden kaynaklanır (Gismelseed ve Yousif 2015). Q.S değeri artması kübik simetrisinin bozulması anlamına gelmektedir.



Şekil 4.1. a) Ti-7Al-3.8V-5.4Fe b) Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının oda sıcaklığında ki Mössbauer Spektrumları.

Çizelge 4.1. Alaşımların Mössbauer Parametreleri (H_{eff} : İç Manyetik Alan, Q.S: Kuadrupol Kayma, I.S: İzomer Kayma W: Yarı Yükseklikteki Tam Genişlik), R_A : Oluşan fazların hacimsel yüzdesi)

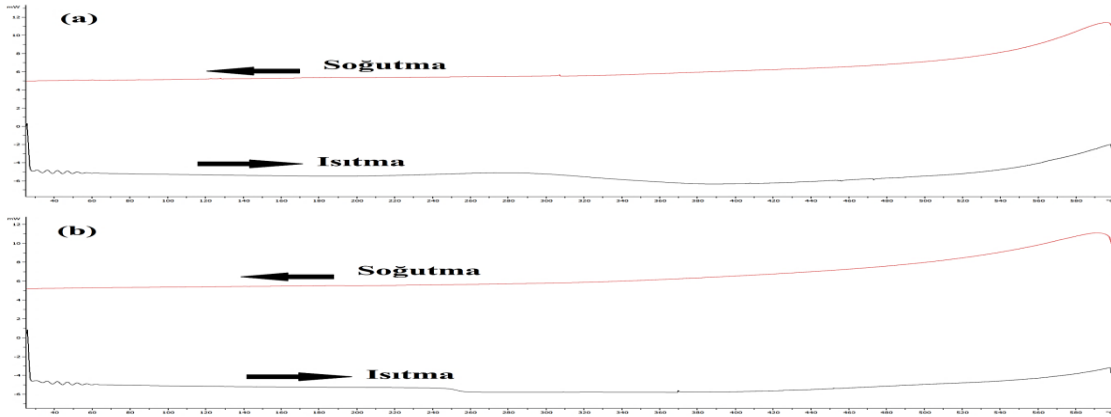
Alaşım	Faz	H_{eff} (T) (± 0.04)	I.S. (mm s^{-1}) (± 0.004)	Q.S. (mm s^{-1}) (0.009)	W (mm s^{-1}) (± 0.03)	R_A (%)
Ti-7Al-3.8V-5.4Fe	Sextet (α -Fe)	33.466	0.008	0.032	0.243	52.581
	Singlet (FeTi)	-	-0.093	-	0.625	37.386
	Db-1:	-	-0.154	0.354	0.294	10.033
Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B	Sextet (α -Fe)	35.659	0.007	-0.001	0.361	25.147
	Singlet (FeTi)	-	-0.097	-	0.474	34.72
	Db-1:	-	-0.136	0.42	0.325	28.586
	Db-2:	-	0.113	1.2694	0.449	11.547

Alaşımında oluşan Singlet yapı ise alaşımda oluşan paramanyetik FeTi fazına ait olduğu düşünülmektedir. Oluşan Doublet fazı alaşımda oksitlenmeden dolayı

Ti(Fe)O₂ kübik olmayan bir faz olabilir. Alaşıma B eklenmesi sonucu oluşan Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımının Mössbauer spektrumu incelendiğinde diğerlerinin yanında ekstra bir doublet faz oluşmuştur. Bu doublet FeB veya Fe₂B fazına ait olabilir. Çizelge 4.1 den elde edilen verilere göre alaşıma B eklenmesi sonucu α -Fe' in iç manyetik alanının arttığı görülmüştür. Ishikawa Fe-Mn alaşımlarında ortalama iç manyetik alanın $H = a\mu_{Fe} + b\mu$ olduğunu önermiştir. Burada a ve b sabit, μ_{Fe} Fe atomlarının ortalama manyetik momenti ve μ çevredeki atomlar tarafından kutuplaşmadan dolayı iletken elektronların ortalama manyetik momentidir. İkinci terim ihmal edilebilir. Bu durumda iç manyetik alan demir atomlarının manyetik momentleri ile orantılıdır (Ishikawa ve Endoh 1967). Bundan dolayı alaşıma B eklenmesi sonucu iç manyetik alanın artması Fe atomlarının manyetik momentinin arttığını gösterir. Bununla birlikte alaşıma B eklenmesi sonucu α -Fe' in kısmı hacim oranı % 52.581 den % 25.147 ye düşmüştür. Bu sonuçlara göre alaşıma B eklenmesi sonucu alaşımın paramanyetik özelliğini artmıştır. İzomer kayma çekirdek çapının ve atomun kimyasal çevresinin değişiminden kaynaklanır. Çekirdek ile etrafındaki s elektron dağılımı arasında bir coulomb etkileşmesi nükleer enerji seviyelerini değiştirir. Kaynak ve alaşım arasındaki s elektron yoğunluğu arasındaki fark enerji geçişleri esnasında bir kaymaya sebep olur. Bu kayma isomer kayma olarak bilinir. İzomer kayma değerinde bir artış veya azalış s elektron yoğunluğunda azalış veya artış anlamına gelmektedir. Çizelge 4.1' den elde edilen sonuçlara göre alaşıma B eklenmesi Sextet ve Singlet yapının elektron yoğunluğunu etkilememiştir.

4.3. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının Termal Özellikleri

Oda sıcaklığında $\alpha+\beta$ fazında bulunan alaşımların faz dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek için DSC (Differential Scanning Calorimetry) ölçümleri yapılmıştır. Oda sıcaklığından 600 °C' ye kadar ısıtılan alaşımlar daha sonra tekrar oda sıcaklığına kadar soğutulmuşlardır. Hem soğutma hemde ısıtma hızı 10 °C/dakika olarak ayarlanmıştır. Alaşımların sıcaklığa bağlı ısı akışı grafiği Şekil 4.2' de verilmiştir. Her iki alaşımın DSC eğrileri incelendiğinde ısıtma ve soğutma boyunca herhangi bir ısı akışı piki gözlenmemiştir. Bu sonuçlara göre Alaşımların β dönüşüm sıcaklığının 600 °C' den büyük olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 4.2. a) Ti-7Al-3.8V-5.4Fe b) Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımları için sıcaklığa bağlı ısı akışı değişimi

4.4. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

4.4.1. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının Sertlik Ölçümleri

Alaşımların sertlik değeri HÜBTÜAM merkez laboratuvarında Qness / Q250 MS marka Universal sertlik cihazında 20 N' luk kuvvet uygulanarak yüzeyden 6 farklı noktadan sertlik ölçümü alınmış ve ortalamaları alınarak bulunan sertlik değerleri Çizelge 4.2' de verilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre B katkılı alaşımın sertlik değeri azalmıştır.

Çizelge 4.2. Alaşımların Vickers sertlik değerleri

Alaşım	H _v
Ti-7Al-3.8V-5.4Fe	472
Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B	416

4.4.2. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımlarının Basma Testi Ölçümleri

Alaşımların mekanik özelliklerini belirlemek için oda sıcaklığında basma testi yapılmıştır. Bu test için ısıl işlemi biten alaşımlar zımpara kullanılarak 5x5x25 mm³dikdörtgen prizma şeklinde hazırlanmıştır. Hazırlanan alaşımların basma testleri oda sıcaklığında Shimadzu EHF-EV101K1-040-0A yorulma test cihazı ile 100 kN altında sıkıştırma hızı 5 mm /dakika olacak şekilde yapılmıştır. Alaşımların gerilme gerinim grafikleri Şekil 4.3 ve Şekil 4.4’ de verilmiştir. Test sonucu elde edilen parametreler ise Çizelge 4.3’ de verilmiştir.

Çizelge 4. 3 Alaşımların Oda Sıcaklığındaki Mekanik Özellik Parametreleri

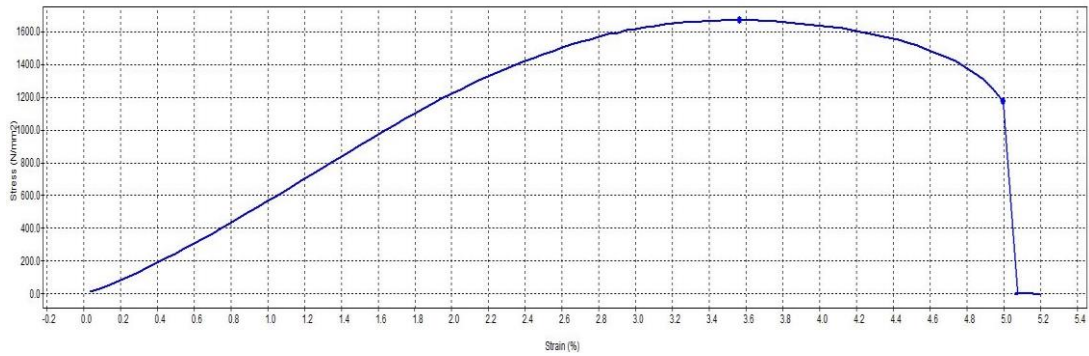
Alaşım	Elastik Modül (N/mm ²)	Akma Dayanımı (kN)	Enerji (J)	Kırılma Noktası (mm)	Gerilme Mukave meti (kN)
Ti-7Al-3.8V-5.4Fe	57761.6	10.8645	6.31982	0.82442	11.039
Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B	47284.5	8.71019	2.20526	0.40344	8.90656

Çizelge 4.3 den elde edilen sonuçlara göre Alaşıma B eklenmesi sonucu alaşımın Elastik modül, Akma dayanımı, Enerji, Kırılma noktası ve Tepe değeri azalmıştır. Elastik modül bir malzemenin elastik şekil değişimine karşı gösterdiği dirençtir. Yüksek elastik modül malzemeye uygulanan bir gerilme sonucu oluşan elastik birim şekil değişiminin küçük olacağını gösterir. Bununla birlikte sert malzemelerin elastik modülü daha büyüktür. Bu sonuçlar alaşımların sertlik değerleri ile uyum içerisindedir.

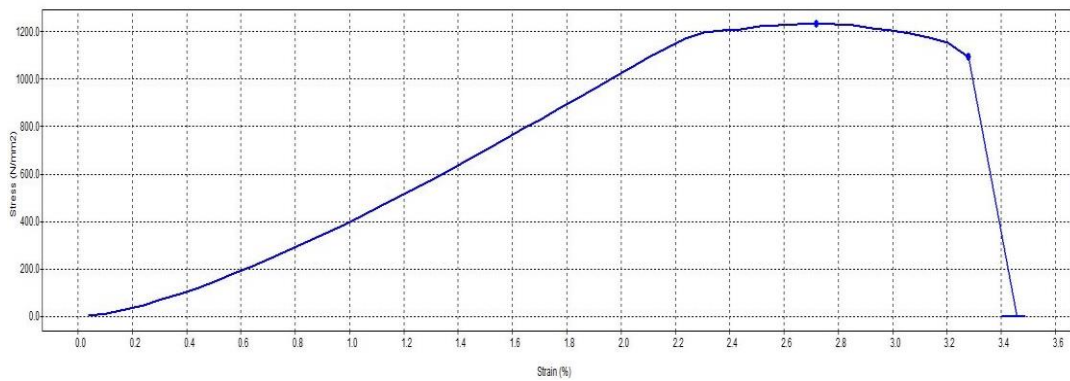
Akma dayanımı ise malzemenin plastik olarak deforme olarak başladığı değerdir. Sert malzemelerin akma dayanımı daha büyüktür. Enerji değeri ise bir malzemeyi

kırmak için kullanılan enerji miktarıdır. Bu değer malzemelerde tokluk değeri olarak bilinir. Gerilme gerinim grafiğinin altında kalan alan hesaplanarak bulunur.

Sünek malzemelerin tokluk değeri gevrek malzemelerden daha yüksektir. Bir başka deyişle tokluk değeri ne kadar fazla ise o malzeme daha dayanıklıdır. Bu sonuçlara göre alaşıma B eklenmesi alaşımın dayanımını azaltmıştır. Alaşımların kırılma noktalarına baktığımız zaman Ti-7Al-3.8V-5.4Fe alaşımı için 0.82442 mm, Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımı için ise 0.40344 mm' dir. Sünek malzemelerin kırılma değeri daha yüksektir. Bu sonuçlarda Ti-7Al-3.8V-5.4Fe alaşımının daha sünek olduğunu göstermektedir. Gerilme mukavemeti bir malzemenin kırılmadan önce dayanabileceği maksimum gerilmedir. Gerilme gerinim grafiğinin en yüksek gerilme değeridir. Güçlü malzemelerin gerilme mukavemeti daha fazladır. Çizelge 4.3'den elde edilen verilere göre B katkılı alaşımın gerilme mukavemeti daha düşüktür.



Şekil 4.3 Ti-7Al-3.8V-5.4Fe Alaşımının oda sıcaklığında gerilim gerinme grafiği



Şekil 4.4. Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B Alaşımının oda sıcaklığında gerilim gerinme grafiği

Ti-6Al-4V ile Ti-4Al-2Sn-4Mo-0.5Si alaşımları en çok kullanılan $\alpha+\beta$ alaşımlarıdır. Bunlar arasında en ok tercih edilen Ti-6Al-4V alaşımı toplam titanyum üretiminin % 45 inden fazlasını oluşturmaktadır. Bu tip alaşımlarda yüksek mukavemet elde etmek için ısıl işlem uygulanır. Bundan dolayı $\alpha+\beta$ alaşımları genellikle 350-400 C aralığındaki sıcaklık gereken ve yüksek mukavemet gerektiren uygulamalarda kullanılır (Hideki, 1998). Alaşımın dayanımını arttırmak için öncelikle ısıl işlem den sonra hızla soğutulmakta daha sonra yaklaşık 500 C yaşlandırılmaktadır. Bu esnada aşırı doymuş α ve β fazları oznerek yapıya düzgün bir şekilde dağılmakta ve dayanımı artmaktadır (Lütjering ve Williams 2003). Alaşıma uygulanan yaşlandırma işleminin alaşıma yeterli süneklik, yüksek dayanım ve metalürjik kararlılık kazandıracalı bililmektedir (Donachie, 2000). Alaşıma eklenen element miktarları da malzemenin mekanik özelliklerini değiştirmektedir. Ti-13V-3Al-(0,5, 1, 1,5)Fe alaşımında yapılan çalışmada Fe miktarı arttıa malzemenin uzamasının arttığı, buna rağmen Ti-13V-3Al-1Fe alaşımının %6 deformasyon sonucu nerdeyse %100 e yakın şekil hatırlama özelliği gösterdiği bulunmuştur. Ti-13V-3Al-1.5Fe alaşımının ise hiç şekil hatırlama özelliği göstermediği bulunmuştur (Yang ve ark. 2016).

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Metal ve alaşımlarının teknolojik önemi her geçen gün artmaktadır. Ama yönelik malzeme tasarımında alaşımın fiziksel özelliklerinin yanında maliyetinin ve ağırlığının düşük olması son derece önemlidir. Otomobil sektöründe bir aracın ağırlığını 1 kg hafifletmenin maliyeti 15 \$ ile tolere edilebilirken, havacılık sektöründe 1500 \$ daha ileri teknoloji gerektiren uzay sektöründe ise, 15000 \$ seviyelerini bulmaktadır (Leyens ve Peters, 2003). Ti ve alaşımlarının Mekanik dayanıklılığının uygun olması, biyouyumlu olması, Mekanik özelliklerinin kemiğe yakın olması, korozyona karşı dirençli olması, şekil hatırlama özelliğinin yüksek olması ve özellikle hafif olması gibi sebeplerden dolayı teknolojinin hemen hemen her noktasında kendine önemli bir pazar yakalamıştır. Şekil hatırlamalı alaşımlar martensite yapıda iken belli bir deformasyona maruz kalmaları sonucu değişen şekillerini, östenite faz sıcaklığına geçtiklerinde büyük oranda geri kazanabilen alaşımlardır. Fe β Titanyum alaşımlarında β fazını stabilize etme kabiliyeti yüksek olması, katı çözeltili sertleşmesinde etkili olması, düşük miktarda eklendiğinde yoğunluğunu değiştirmedikten dolayı Ti-V-Al alaşımlarında şekil hatırlama özelliğini artırması ve maliyeti düşürmesinden dolayı önemlidir. Bunun yanısıra B elementinin teknolojide kullanımı her geçen gün artmaktadır. Literatürde B katkılı Ti alaşımları ile alakalı çalışma olmadığından dolayı bu çalışmada Ti-7Al-3.8V-5.4Fe ve Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımlarının çeşitli fiziksel özellikleri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda maddeler halinde özetlenmiştir.

1. Alaşımların morfolojik özellikleri SEM ile incelenmiştir. Her iki alaşımda da iğne tipi α martensite oluşumu gözlenmiş, Ti-7Al-3.8V-5.4Fe alaşımındaki iğnemsî şekilli martensite plakaların Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımında oluşan iğnemsî martensite plakalardan daha kısa olduğu belirlenmiştir. Bununla birlikte B katkılı alaşımda oluşan martensite plakaların hacimce daha yoğun olduğu görülmüştür.

2. Alaşımların Manyetik özellikleri Mössbauer Spektroskopi yöntemi ile belirlenmiştir. Ti-7Al-3.8V-5.4Fe alaşımının Mössbauer spektrumu 1 altılı (sextet), 1 tekli (singlet) ve 1 ikilinin (doublet) üst üste binmesi ile oluşmuştur. Alaşıma B

eklenmesi sonucu oluşan Ti-6.5Al-4V-5Fe-1.3B alaşımının M6ssbauer spektrumu incelendiğinde diğerlerinin yanında ekstra bir doublet faz oluşmuştur. Bununla birlikte alaşıma B eklenmesi sonucu α -Fe' in kısmı hacim oranı % 52.581 den % 25.147 ye d6řm6řt6ř. Bu sonuçlara g6re alaşıma B eklenmesi alaşımın paramanyetik 6zelliğini arttırmıştır. Alaşıma B eklenmesi Sextet ve Singlet yapının elektron yoğunluğunu etkilememiştir.

3. DSC 6lç6mleri oda sıcaklığı ile 600 °C aralığında alınmıştır. Bu sıcaklık aralığında bir faz d6n6ř6m6 g6zlenmemiştir.

4. B katkılı alaşımın sertlik, akma dayanımı, s6neklik, elastik modulu, tokluk, kırılma noktası ve gerilme mukavemeti gibi alaşımın mekanik 6zelliğini belirleyen b6t6n parametreler azalmıştır.

KAYNAKLAR

- Akagündüz, E., 2008. Isıl İşlem Görmüş Ti6Al4V Alaşımının Yüzey Özelliklerinin Mikroyapı ve Yüzey Çizilme Dayanımları Açısından İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Yüksek Teknoloji Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü, Gebze, 1-2.
- Akman, E., 2006. Ti6Al4V Titanyum Alaşımının Atımlı Nd:YAG Lazeri Kullanılarak Kaynak Elde Edilmesi ve Kaynak Parametrelerinin Belirlenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmit.
- Akyol, S., 2007. Ti6Al4V Titanyum Alaşımının İşlenebilirliğinin Isıl İşlem yardımıyla Arttırılması. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 223609.
- Anonim, <https://www.slideshare.net/iuslu/termik-analiz-yöntemleri-6214216> (18. 06. 2016).
- Anonim, http://malzememuh.cbu.edu.tr/db_images/site_117/file/sertlik.pdf 1. (28. 06. 2019).
- Anonim, 2011. Setlik Ölçme Yöntemleri. 521MMI208 Milli Eğitim Bakanlığı Basım evi, 26-27, Ankara.
- Askeland, D., R., 1994. "The Science and Engineering of Materials". USA, 74-76.
- Ateş, G., 2018. Ti6Al4V Titanyum Alaşımının İç Yapısı Ve Yüzey Özellikleri Termokimyasal İşlem Parametrelerinin Etkisi. Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Dalı, Isparta.
- Avcu, E., 2011. Farklı Büyüklüklere Sahip Aşındırıcı Partikül Karışımlarının Ti6Al4V Alaşımının Erozyon Davranışına Etkileri. Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.
- Bektes, M., 2014. Fe-Mn Alaşımının Mikrosertlik Ölçümleri. Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta.
- Brooks, R., C., 1982. Heat Treatment, Structure and Properties Handbook: Titanium. Indian, 420.

- Buenconsejo, P., S., Kim, H., Y., Miyazaki, S., 2009. Effect of ternary alloying elements on the shape memory behavior of Ti-Ta alloys. *Acta Mater.* 57, 2509-2515.
- Carson, C., 2000. Heat Treating, Heat Treating of Titanium and Titanium Alloys, Handbook, 4, 2043.
- Çakar, Y., 2006. Toz Enjeksiyon Kalıplama İle Üretilmiş Ti-6Al-4V Parçalarda İşlem, Yapı ve Özellik İlişkileri. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Çakır, M., V., Ensarioğlu, C., 2005. Titanyum ve Alaşımlarının İşlenebilirlik Etüdü Mühendis ve Makine, Cilt:46, Sayı : 546-547.
- Davis, J., R., 1993. Aluminum and Aluminum Alloys. USA, 350-365.
- Donachie, M., J., 2000. "Titanium A Technical Guide" ASM International, Materials Park-Ohio, 55-65, 203-217.
- Donachie, M., J., 2000. "Titanium A Technical Guide". Ohio, USA, 55-65, 203-217.
- Ergen S., 2018. Determination of phase transformation and activation energy in high temperature shape memory Ti-V-Al Alloy. *Hittite Journal of Science and Engineering*, 5(1), 63-68.
- Ezugwu, E., O., Wang, Z., M., 1997. Titanium alloys and their machinability. *Journal of Materials Processing Technology*, 68, 262-274.
- Ensarioğlu, C., 2005. "Titanyum ve alaşımlarının işlenebilirlik etüdü", Mühendis ve Makine, 547, 36-46.
- Gismelseed, A., M., Yousif, A., A., 2005. Mössbauer study of chromium-substituted nickel ferrites. *Physica, B* 370, 215-222.
- Golden, P., J., Hutson, A., Sundaram, V., Arps, J., H., 2005. 'Effect of surface treatments on fretting fatigue of Ti6Al4V'. *International Journal of Fatigue*, 29, 1302-1310.
- Gökdemir, Y., 2005. Saf Titanyum ve Ti6Al4V Alaşımının Yüksek Sıcaklıkta Oksidasyon Davranışı. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

- Güngüneş, H., 2005. Fe %24,5Ni-%4,5Si Alaşımında Austenite-Martensite Faz Dönüşümleri Üzerinde Çalışmalar. Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale.
- Hideki F., 1998. "Strengthening of $\alpha + \beta$ titanium , Materials Science and Engineering, A 243, 103-108.
- Hull, D., 1965. Introduction to Dislocation, Pergamon Pres, London, 43-55.
- Ishikawa, Y., Endoh, Y., 1967. Anti ferromagnetism of γ -FeMn alloys. II. Neutron diffraction and mössbauer effect studies, Journal of Physics D: Applied Physics, 23, 205.
- İçdem, C., 2007. Saf Titanyum ve Ti6Al4V, Ti6Al7Nb Alaşımlarının Akışkan Yatak Ortamında Termal Oksidasyonu. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Kuan, T., Ahrens, R., Sass, A., 1975. The stress-induced ω phase Transformation on Ti-V alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, 1767-1774.
- Kubiak, K., Sieniawski, J., 1998. "Development of the micro structure and fatigue strength of two phase titanium alloys in the processes of forging and heat treatment". Journal of Materials Processing Technology, 78, 117-121.
- Kutlu, S., 2015. www.muhendisbeyinle.net/yazar/sevilkutlu (5 Aralık 2015).
- Lee, Y., T., Peters, M., 1999. Effect of degassing treatment on micro structure and mechanical properties of PM Ti-6Al-4V. Science and Technology, 1805-1812.
- Leyens, C., Peters, M., 2003. Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications, Weinheim, Germany, 1-42, 454-455.
- Li, C., Li, G., Yang, Y., Varlioğlu, M., Yang, K., 2011. Hard-acting martensite transformation in Ti-10V-2Fe-3Al, Ti-10V-2Cr-3Al and Ti-10V1Fe-3Al alloys. Journal of Metallurgy, 1-5.
- Li, C., Chen, J., H., Wu, X., Zwaag, S., V., D., 2013. Find out more about the editorial board for journal of materials science. Materials Science and Engineering, A 573, 111-118.

- Lütjering, G., 2000. "Influence of processing on micro structure and mechanical properties of ($\alpha+\beta$) titanium alloys". *Materials Science and Engineering A*, 243, 32-45.
- Lütjering, G., Williams, J., C., 2003. "Titanium, Engineering Materials and Processes". Springer, 1-18, 333-481.
- Maciej, M., Anna, B., S., Jan, S., Malgorzata, W., Kamil, G., 2019. Investigation of α' and α' phases formed in the alloy due to different aging and deformation at different temperatures in Ti6Al4V alloy. *Materials Science and Technology*, 35 (3), 260-272.
- Mingkang, Z., Yongqiang Y., Di, W., Zefeng, X., Changhui, S., Changwei, W., 2018. A lath martensite formation of untreated alloy in Ti6Al4V alloy produced by selective laser melting method. *Materials Science Engineering A*, 736, 288-297.
- Moiseyev, V., N., 2006. *Titanium Alloys: Russian Aircraft and Aerospace Applications*, CRC Press, Boca Raton, New York, 225-233.
- Motyka, M., Sadleja, A., B., Sieniawski, J., Wierzbinska, M., Gancarczyk, K., 2019. *Materials Science and Technology* 35 (3), 260-272.
- Ohkubo, C., 2000. The machinability of cast titanium and Ti6Al4V. *Biomaterials* 21, 421-428.
- Ogurstov, S., V., 1976. "State and prospects of the development of industrial Methods for the production of metallic titanium". *Titanium and Titanium Alloys*, Plenum Press, ed. By Williams, J., L., Belov, A., F., Scientific and Technological Aspects, New York and London, 1: 41-58.
- Önal, O., 2018. Fe-280/oNi-xo/oTi Alaşımlarında Ti Elementinin Bazı Fiziksel Özellikler Üzerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Hitit Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Çorum.
- Özak, H., C., 2016. Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretilmiş Metal Matrisli Kompozitlerin Mikroyapısal ve Fiziksel Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Hitit Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Çorum, 246227.
- Özaydın, E., T., 2008. Kaolinit Klinin Mössbauer Spektrometrisiyle İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya.

- Özdemir, B., 2006. Lazer ile Titanyum ve Magnezyum Alaşımının İşlenmesi ve Kaynağı. Bitirme Tezi, Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Kocaeli, 179147.
- Özdemir, K., 2018. Ti4Al4Mo ve Ti6Al4V Alaşımının Sıcak Press ile Üretimi ve Erozyon Davranışlarının İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.
- Ribeiro, M., V., Moreira, M., R., V., Ferreira, J., R., 2003. Optimizasyon of Titanium alloy (6Al-4V) machining. Journal of Materials Processing Technology, 143-144, 458-463.
- Sankır, N., D., 2013. Statik Denge ve Esneklik. TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Basımevi, Ankara, 1-9.
- Shan, D., B., Zong, Y., Lu, T., F., Lv, Y., 2007. Rapid solidification of bulk under Cooled hypoperitectic Fe- Cu alloy. Journal of Alloys and Compounds 427, 229-234.
- Smith, W., F., 1993. Structure and Properties of Engineering Alloys. McGraw-Hill International Editions, New York, 433-487.
- Songur, F., 2015. Ti6Al4V Eli Alaşımı Üzerine Nanokompozit TiO₂:n-HA Kaplamalarının Peo Yöntemi ile Büyütülmesi; Yapısal Korozyon Biyoaktivite Özelliklerinin Karakterizasyonu. Yüksek Lisans Tezi, Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Takahashi, K., 2003. "Application Titanium and Its Alloys for Automobile Parts" Nippon Steel Technical Report, 70-75.
- Tanyel, B., 1994. Nükleer Fizik. Ege Üniversitesi Basımevi, İzmir, 108-112.
- Topçuoğlu, M., 2006. Ti-6Al-4V Eli Alaşımının İç Yapı ve Elektrokimyasal Karakterizasyonu. Yüksek Lisans Tezi, Orta Doğu Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Ankara.
- Uslu, İ., 2016. Termik Analiz Yöntemleri, <https://www.slideshare.net/iuslu/termik-analiz-yntemleri-62142161>, (11.11.2019).
- Varol, 2014. sunum <https://www.slideshare.net/Zzmmrrtt/mssbauer-spektroskops> (19.11.2014).

- Wang, W., Zhang, X., Sun, J., 2018. Ti-V-Fe and Ti-V-Fe-Al alloys, microstructures formed as a result of mechanical property deformation. *Materials and Design*, 142, 398-405.
- Wiley, J., 1986. *Thermal Analysis*, Wendlandt, 3, New York, 346.
- Williams, J., C., 2003. "Titanium, Engineering Materials and Processes", Springer, 1-18, 333-481.
- Yalçın, B., 2007. Toz Metalurjisi Yöntemiyle İmal Edilen Titanyum Alaşımı İmplatların Temel Özelliklerinin Araştırılması. Doktora Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta, 200076.
- Yang, Z., Y., Zheng, X., H., Cai, W., 2015. Martensitic transformation and shapememory effect of Ti-V-Al light weighthigh-temperature shape memory alloys. *Scripta Materialia*, 99, 97-100.
- Yang, Z., H., İ., Zheng, X., H., Wu, Y., Cai, W., 2016. Effect of Fe on Ti-V-3 alloy alloy on matrix phase transformation and shape reminder. *Journal of Alloys and Compounds*, 680, 462-466.
- Yaşar, E., 2005. Fe-%30Ni-%XMo Alaşımlarında Atermal ve İzotermal Martensitik Dönüşümlerinin Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi. Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen bilimleri Enstitüsü, Kırıkkale.
- Yücel, Z., 2008. Lazer ve Kuşlama Yöntemleri İle Ti6Al4V Alaşımında Fonksiyonel Yüzeylerin Oluşturulması, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.
- Xin, J., Gutierrez-Urrutia, I., Satoshi, E., Tianwei, L., Toru, N., Xiaohua, M., Dehai, P., Koichi, T., 2019. Twinning behavior of orthorhombic-alpha" martensite in a Ti-7.5Mo alloy. *Science Technology Advanced Materials*, 20 (1), 401-411.

ÖZGEÇMİŞ**Kişisel Bilgiler**

SOYADI, Adı : GÜRBÜZ, Yavuz Ahmet

Uyruğu : T.C.

Doğum yeri ve tarihi : Çorum, 24/08/1979

Medeni hali : Bekar

Telefon : 0505 723 59 93

E-posta : yagurbuz@hotmail.com

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek lisans	Hitit Üniversitesi	
Lisans	Atatürk Üniversitesi	27/06/2001
Lise	Osmancık Lisesi	1996

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2001-Halen	Milli Eğitim Bakanlığı	Öğretmen

Yabancı Dil

İngilizce