

**NIKEL ALÜMİNYUM BİLEŞİKLERİNİN  
MİKROYAPISINI KONTROL EDEREK  
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

**2015  
DOKTORA TEZİ  
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Hüseyin DEMİRTAŞ**

**NİKEL ALÜMİNYUM BİLEŞİKLERİNİN MİKROYAPISINI KONTROL  
EDEREK MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

**Hüseyin DEMİRTAŞ**

**Karabük Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında  
Doktora Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK  
Haziran 2015**

Hüseyin DEMİRTAŞ tarafından hazırlanan "NİKEL ALÜMİNYUM BİLEŞİKLERİNİN MİKROYAPISINI KONTROL EDEREK MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ" başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Ali GÜNGÖR

Tez Danışmanı, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora Tezi olarak kabul edilmiştir. 22/06/2015

Unvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. İsmail ATILGAN (KBÜ)

Üye : Prof. Dr. Ali GÜNGÖR (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Bülent BOSTAN (GÜ)

Üye : Doç. Dr. Ahmet GÜRAL (GÜ)

.../.../2015

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nevin AYTEMİZ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

*“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”*

Hüseyin DEMİRTAŞ



## ÖZET

**Doktora Tezi**

### **NİKEL ALÜMİNYUM BİLEŞİKLERİNİN MİKROYAPISINI KONTROL EDEREK MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

**Hüseyin DEMİRTAŞ**

**Karabük Üniversitesi**

**Fen Bilimleri Enstitüsü**

**Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Prof. Dr. Ali GÜNGÖR**

**Haziran 2015, 121 sayfa**

Nikel-Alüminyum bileşiği (NiAl) yüksek ergime sıcaklığı, yüksek ısıl iletkenliği ve oksitlenme direnci, düşük yoğunluk gibi cazip özelliklere sahip olmasına rağmen, düşük sıcaklıklardaki yetersiz süneklik ve tokluğu ve yüksek sıcaklıklardaki düşük dayanımı NiAl bileşiğinin yapısal malzeme olarak kullanımını sınırlamaktadır. Bundan dolayı, bu tezin amacı, alaşım elementleri ile NiAl bileşiğinin düşük ve yüksek sıcaklık mekanik özelliklerini ötektik yapı, katı eriyik çözeltisi ve ikincil fazlar (Heusler ve Laves fazları) oluşturarak iyileştirmek olarak belirlenmiştir. Ötektik yapı oluşturmak için Cr ve Mo, katı eriyik çözeltisi oluşturmak için demir (Fe), Heusler ve Laves fazlarını oluşturmak için titanyum (Ti) ve niyobyum (Nb) elementleri kullanılmıştır. Her bir alaşım elementi (Fe, Ti ve Nb) üç veya dört farklı oranda NiAl-28Cr(6Mo) ötektik alaşımına ilave edilerek etkileri araştırılmıştır.

Alaşımlar vakumlu ark ergitme yöntemiyle üretildikten sonra, mikroyapı incelemeleri taramalı elektron mikroskopuyla (SEM), fazların kimyasal analizleri enerji dağılım spektroskopisi (EDS) kullanılarak yapılmıştır. Alaşımların oda sıcaklığındaki sertlikleri mikro ve makro sertlik ölüm yöntemleriyle tespit edilmiş ve yoğunlukları Arşimet prensibine göre llmştr. Alaşımların oda sıcaklığı ve 1000 °C’deki faz analizleri ve mekanik özellikleri sırasıyla X-Işınları kırınımı (XRD) metodu ve basma testleriyle belirlenmiştir.

Yapılan incelemeler sonucunda NiAl-28Cr(6Mo) alaşımının hüresel ötektik yapıdan oluştuğu, alaşım elementleri ilave edildiğinde yapıda beklenen fazların oluştuğu (katı eriyik zeltisi, Heusler ve Laves fazları gibi) taramalı elektron mikroskop görüntüleri, kimyasal analizler ve XRD grafiklerinden belirlenmiştir. Fe elementinin NiAl-28Cr(6Mo) alaşımının sertliğini kısmen düşürdüğü, Ti ve Nb elementlerinin ise sertliği artırdığı belirlenmiştir. En yüksek sertlik değerı Ti içeren alaşımlarda görülmüştür. Yoğunluk ölümlerinden ise alaşım elementlerinin yoğunluğu artırdığı ve en yüksek yoğunluğu Nb içeren alaşımların sergilediği belirlenmiştir. Basma deney sonuçlarına göre NiAl bileşiği dışındaki tüm alaşımların oda ve yüksek sıcaklık süneklik, tokluk ve akma dayanımlarının oldukça yüksek olduğu belirlenmiştir. İncelenen tüm alaşımlar içerisinde, oda sıcaklığında ve 1000 °C’de en yüksek mekanik özelliklere, Ti içeren alaşımların sahip olduğu görülmüştür.

**Anahtar Sözcükler :** NiAl intermetalik, NiAl-Cr(Mo), mikroyapı ve mekanik zellikler.

**Bilim Kodu :** 915.1.092

## **ABSTRACT**

**Ph. D. Thesis**

### **IMPROVING THE MECHANICAL PROPERTIES OF NICKEL ALUMINIUM COMPOUNDS BY CONTROLLING THE MICROSTRUCTURE**

**Hüseyin DEMİRTAŞ**

**Karabük University**

**Graduate School of Natural and Applied Sciences**

**Department of Metallurgical and Materials Engineering**

**Thesis Advisor:**

**Prof. Dr. Ali GUNGOR**

**June 2015, 121 pages**

Although Nickel-Aluminium (NiAl) compound has attractive properties such as high melting temperature, high thermal conductivity and oxidation resistance, low density, etc., the disadvantages such as inadequate ductility and toughness at low temperatures and low strength at high temperatures limit its application as a structural material. Therefore, the aim of this thesis is to improve the low and high temperature mechanical properties of NiAl with alloying elements by forming eutectic structure, solid solution and secondary phases (Heusler and Laves phases). Cr and Mo are used to form eutectic structure, Fe is used to form solid solution, Ti and Nb are used to form Heusler and Laves phases respectively. Each alloying element (Fe, Ti and Nb) is introduced in three or four different ratios into NiAl-28Cr(6Mo) eutectic alloy and their effects are investigated.

After processing the alloys by vacuum arc melting technique, the microstructure and chemical analyses of the phases are done by using scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive x-ray spectrum (EDS). The room temperature hardness of the alloys are determined by micro and macro hardness measurements and the densities of the alloys are measured according to the Archimedes principle. Phase analyses and mechanical properties of the alloys are respectively determined by x-ray diffraction spectrum and compression tests at room temperature and 1000 °C.

After experimental investigations, it is determined that NiAl-28Cr(6Mo) alloy has cellular eutectic structure, expected phases (formation of solid solution, Heusler and Laves phases) formed in microstructure after addition of alloying elements from SEM images, chemical analyses and XRD graphics. It is seen that the Fe element decreases the hardness of NiAl-28Cr(6Mo) alloy slightly, while Ti and Nb increase the hardness. Among the alloys, the highest hardness is observed in Ti containing alloys. From density measurements, it is observed that alloying elements increase the density and the highest density is seen in Nb containing alloys. It is determined that all alloys except NiAl have very high ductility, toughness and yield strength at room temperature and 1000 °C. It is seen that Ti containing alloys have the highest room and high temperature mechanical properties among the alloys were studied.

**Key Words** : NiAl intermetallic, NiAl-Cr(Mo), microstructure, mechanical properties.

**Science Code** : 915.1.092

## TEŞEKKÜR

Tez alıŐmamn planlanması, yurütölmesi ve sonuçlanması aŐamalarının tölmlnde ilgi ve desteğini esirgemeyen, bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, alıŐmamn bilimsel temeller ıŐıęında Őekillenmesini sağlayan sayın danıŐman hocam Prof. Dr. Ali GÜNGÖR'e, tezin ilerleyiŐ safhasında bilgi, tecrübe ve laboratuvar imkânlarından faydalandığım sayın Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK ve sayın Prof. Dr. İsmail ATILGAN'a teŐekkürlerimi sunarım.

Deneysel alıŐmalar sırasında yardımlarını esirgemeyen Karabük Üniversitesi Demir elik Enstitüsü alıŐanlarından Alper İNCESU'ya, Laboratuvar imkânlarından faydalandığım Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliğinden Prof. Dr. İbrahim ÇİFTÇİ ve Karabük Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği hocalarından Doç. Dr. Hayrettin AHLATI'ya ayrıca teşekkür ederim.

Ayrıca tez çalıŐmalarındaki giderlerin temini konusunda faydalandığım 213M247 no'lu projeden dolayı TÜBİTAK'a ve KBU-BAP-13/2-DR-011 no'lu proje desteğinden dolayı Karabük Üniversitesine teŐekkürlerimi sunarım.

## İÇİNDEKİLER

	<b><u>Sayfa</u></b>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER .....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xvii
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 .....	4
NiAl BİLEŞİĞİ VE ALAŞIMLARI .....	4
2.1. METALLERARASI BİLEŞİKLER.....	4
2.2. NİKEL-ALÜMİNYUM FAZ DENGESİ VE YAPISI .....	5
2.3. FİZİKSEL ÖZELLİKLERİ .....	8
2.4. MEKANİK ÖZELLİKLERİ .....	10
2.4.1. Dayanım ve Süneklik.....	10
2.4.2. Sünek Gevrek Geçiş Sıcaklığı .....	13
2.4.3. Sürünme.....	13
2.4.4. Deformasyon ve Kırılma .....	13
2.5. MEKANİK ÖZELLİKLERİ ETKİLEYEN BAZI PARAMETRELER .....	16
2.5.1. Sıcaklığın Etkisi.....	16
2.5.2. Stokiyometrinin Etkisi .....	17
2.5.3. Tane Boyutunun Etkisi .....	19
2.5.4. Alaşım Elementi İlavesi.....	20
2.6. NiAl ESASLI ALAŞIMLAR .....	23

	<b><u>Sayfa</u></b>
2.6.1. NiAl-Cr Ötektik Alaşımları .....	25
2.6.2. NiAl-Cr(Mo) Ötektik Alaşımları .....	28
2.6.3. NiAl-Cr(Mo) +Fe Alaşımları.....	30
2.6.4. NiAl-Cr(Mo) +Ti Alaşımları .....	31
2.6.5. NiAl-Cr(Mo) +Nb Alaşımları.....	33
BÖLÜM 3 .....	34
DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	34
3.1. NUMUNE ÜRETİMİ.....	34
3.1.1. Kullanılan Malzemeler .....	34
3.1.2. Ark Ergitme İle Alaşımların Üretimi.....	35
3.1.3. Homojenleştirme Isıl İşlemi .....	36
3.2. MALZEME ANALİZLERİ .....	37
3.2.1. Mikroyapı İncelemeleri .....	38
3.2.2. XRD Analizi .....	38
3.2.3. Sertlik Ölçümü.....	39
3.2.4. Basma Testi .....	39
3.2.5. Yoğunluk Ölçümü .....	40
BÖLÜM 4 .....	41
DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME .....	41
4.1. NiAl, NiAl-Cr ve NiAl-Cr(Mo) ALAŞIMLARI.....	41
4.1.1. Mikroyapı İncelemeleri .....	41
4.1.2. XRD Analizi Sonuçları.....	50
4.1.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları .....	51
4.1.4. Basma Testi Sonuçları .....	54
4.2. Fe İLAVESİNİN NiAl-Cr(Mo) ALAŞIMINA ETKİSİ.....	56
4.2.1. Mikroyapı İncelemeleri .....	56
4.2.2. XRD Analizi Sonuçları.....	66
4.2.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları .....	67
4.2.4. Basma Testi Sonuçları .....	69

	<b><u>Sayfa</u></b>
4.3. Ti İLAVESİNİN NiAl-Cr(Mo) ALAŞIMINA ETKİSİ .....	71
4.3.1. Mikroyapı İncelemeleri .....	71
4.3.2. XRD Analizi Sonuçları .....	81
4.3.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları .....	82
4.3.4. Basma Testi Sonuçları .....	84
4.4. Nb İLAVESİNİN NiAl-Cr(Mo) ALAŞIMINA ETKİSİ.....	86
4.4.1. Mikroyapı İncelemeleri .....	86
4.4.2. XRD Analizi Sonuçları.....	98
4.4.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları .....	99
4.4.4. Basma Testi Sonuçları .....	100
4.5. YOĞUNLUK ÖLÇÜMÜ SONUÇLARI.....	103
BÖLÜM 5 .....	105
GENEL SONUÇLAR .....	105
KAYNAKLAR .....	108
EK AÇIKLAMALAR A. ALAŞIMLARIN BASMA TESTLERİNE GÖRE MEKANİK ÖZELLİKLERİ .....	117
ÖZGEÇMİŞ .....	121



## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1.	Nikel – Alüminyum sisteminin ikili faz diyagramı.....	6
Şekil 2.2.	NiAl bileşiğinin CsCl tipi kristal yapısı. ....	7
Şekil 2.3.	B2 düzenli NiAl yapısında stokiyometriye bağlı atomik kusurlar.....	7
Şekil 2.4.	NiAl ve Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> termal genleşme katsayıları.....	9
Şekil 2.5.	Sıcaklığa bağlı NiAl, Ni <sub>3</sub> Al ve bazı ticari süperalaşımların % 0,2 ofset akma dayanımları .....	11
Şekil 2.6.	NiAl-Cr(Mo) alaşımında çatlak ilerlemesi.....	12
Şekil 2.7.	NiAl’de üç ana kayma sisteminin sıcaklığa bağlı kritik kayma gerilme bileşeni, birim hücre içindeki üç Burgers vektörü ve {110} kayma düzlemi.....	14
Şekil 2.8.	Çok taneli NiAl bileşiğinin sıcaklığa bağlı akma mukavemeti.....	16
Şekil 2.9.	NiAl bileşiğinin sıcaklık ve stokiyometriye bağlı sertliği.....	17
Şekil 2.10.	Çok taneli NiAl bileşiğinde stokiyometrinin akma dayanımına etkisi. ..	18
Şekil 2.11.	Ni <sub>49</sub> Al alaşımında tane boyutunun süneklığe etkisi.....	19
Şekil 2.12.	NiAl bileşiğinde üç tip faz dengesinin gösterildiği periyodik tablo bölümü.....	24
Şekil 2.13.	NiAl-Cr alaşımından yapılmış parçalar stator bıçak, termal blok ve enjeksiyon iğneleri .....	25
Şekil 2.14.	NiAl-Cr faz diyagramı ve yönlü katılaştırılmış NiAl <sub>34</sub> Cr mikroyapısı .	26
Şekil 2.15.	NiAl-Cr(Mo) lamelli ötektiğinde görülen çatlak ilerlemesi.....	27
Şekil 2.16.	β/HMK ötektiklerin (NiAl-Cr veya NiAl-Mo) deformasyon davranışının şematik olarak gösterimi.....	27
Şekil 2.17.	% 3,5 ve %-10 basma sonrası NiAl-Cr(Mo) mikroyapısı. ....	29
Şekil 2.18.	NiAl bileşiğinde Fe ilavesinin % deformasyona etkisi .....	31
Şekil 2.19.	Ni <sub>2</sub> AlTi bileşiği kafes yapısının iki farklı şematik gösterimi.....	32
Şekil 3.1.	Edmund Buhler vakumlu ark ergitme cihazı ve ergitme haznesi.....	35
Şekil 3.2.	Ark ergitme yöntemi ile üretilen at.% 1 Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımının makro görüntüsü. ....	36
Şekil 3.3.	Isıl işlemden uygulanan sıcaklık-zaman grafiği.....	37
Şekil 3.4.	Analiz ve testler için hazırlanan numuneler. ....	37

Şekil 4.1. NiAl alaşımının ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri. ....	41
Şekil 4.2. NiAl alaşımının alan EDS analiz değerleri ve alındığı bölgenin görüntüsü. ....	42
Şekil 4.3. NiAl-34Cr alaşımının ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri. ....	43
Şekil 4.4. NiAl-34Cr alaşımının EDS analiz noktaları. ....	44
Şekil 4.5. NiAl-Cr(Mo) alaşımının ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri. ....	45
Şekil 4.6. NiAl-Cr(Mo) alaşımının EDS analiz noktaları. ....	48
Şekil 4.7. NiAl-Cr(Mo) alaşımının, EDS elementel dağılım görüntüleri. ....	49
Şekil 4.8. NiAl-Cr(Mo) alaşımının çizgisel EDS analiz görüntüsü. ....	49
Şekil 4.9. NiAl, NiAl-Cr ve NiAl-Cr(Mo) alaşımına ait XRD sonuçları. ....	50
Şekil 4.10. NiAl, NiAl <sub>34</sub> Cr ve NiAl <sub>28</sub> Cr <sub>6</sub> Mo alaşımına ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri. ....	52
Şekil 4.11. NiAl, NiAl <sub>34</sub> Cr ve NiAl <sub>28</sub> Cr <sub>6</sub> Mo alaşımına ait Brinell sertlik ölçüm noktalarının SEM görüntüleri. ....	53
Şekil 4.12. NiAl, NiAl <sub>34</sub> Cr ve NiAl-Cr(Mo) alaşımının oda sıcaklığı ve 1000 °C'deki basma testi sonuçları. ....	54
Şekil 4.13. NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımının ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri. ....	57
Şekil 4.14. NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü. ....	58
Şekil 4.15. NiAl-Cr(Mo)+0,1Fe alaşımının EDS analiz noktaları. ....	58
Şekil 4.16. NiAl-Cr(Mo)+0,2Fe alaşımının ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri. ....	60
Şekil 4.17. NiAl-Cr(Mo)+0,2 Fe alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü. ....	61
Şekil 4.18. NiAl-Cr(Mo)+0,2 Fe alaşımının EDS analiz noktaları. ....	61
Şekil 4.19. NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımının ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri. ....	62
Şekil 4.20. NiAl-Cr(Mo)+0,5 Fe alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü. ....	63
Şekil 4.21. NiAl-Cr(Mo)+0,5 Fe alaşımının EDS analiz noktaları. ....	64
Şekil 4.22. NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımının EDS elementel dağılım görüntüleri. ...	65
Şekil 4.23. NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımının çizgisel EDS analiz görüntüsü. ....	65
Şekil 4.24. Farklı oranlarda Fe içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımının oda sıcaklığında ve 1000 °C'deki XRD sonuçları. ....	66

Şekil 4.25. Farklı oranlarda Fe içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri.....	67
Şekil 4.26. at.% 0,1 Fe, at.% 0,2 Fe ve at.% 0,5 Fe içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait sertlik ölçüm noktalarının SEM görüntüleri.....	68
Şekil 4.27. Farklı oranlarda Fe içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığı ve 1000 °C'deki basma testi sonuçları.....	69
Şekil 4.28. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının ısıtma işlem öncesi ve ısıtma işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.....	72
Şekil 4.29. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.	73
Şekil 4.30. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının EDS analiz noktaları.....	73
Şekil 4.31. NiAl-Cr(Mo)+5 Ti alaşımının ısıtma işlem öncesi ve ısıtma işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.....	75
Şekil 4.32. NiAl-Cr(Mo)+5 Ti alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.	75
Şekil 4.33. NiAl-Cr(Mo)+5 Ti alaşımının EDS analiz noktaları.....	76
Şekil 4.34. NiAl-Cr(Mo)+6 Ti alaşımının ısıtma işlem öncesi ve ısıtma işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.....	78
Şekil 4.35. NiAl-Cr(Mo)+6 Ti alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.	78
Şekil 4.36. NiAl-Cr(Mo)+6 Ti alaşımının EDS analiz noktaları.....	79
Şekil 4.37. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının EDS elementel dağılım görüntüleri.....	80
Şekil 4.38. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının çizgisel EDS analiz görüntüsü.....	80
Şekil 4.39. Farklı oranlarda Ti içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında ve 1000 °C'deki XRD sonuçları.....	82
Şekil 4.40. Farklı oranlarda Ti içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri.....	83
Şekil 4.41. at.% 4 Ti, at.% 5 Ti ve at.% 6 Ti içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait Brinell sertlik ölçüm noktalarının SEM görüntüleri.....	83
Şekil 4.42. Farklı oranlarda Ti içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığı ve 1000 °C'deki basma testi sonuçları.....	84
Şekil 4.43. NiAl-Cr(Mo)+0,4 Nb alaşımının mikroyapı görüntüleri.....	87
Şekil 4.44. NiAl-Cr(Mo)+0,4 Nb alaşımının noktasal EDS analizi sonuçları.....	87
Şekil 4.45. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımının ısıtma işlem öncesi ve ısıtma işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.....	88
Şekil 4.46. NiAl-Cr(Mo)+1Nb alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.	89
Şekil 4.47. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımının EDS analiz noktaları.....	89
Şekil 4.48. NiAl-Cr(Mo)+2 Nb alaşımının ısıtma işlem öncesi ve ısıtma işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.....	91
Şekil 4.49. NiAl-Cr(Mo)+2Nb alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.	92

**Sayfa**

Şekil 4.50. NiAl-Cr(Mo)+2 Nb alaşımının EDS analiz noktaları. ....	92
Şekil 4.51. NiAl-Cr(Mo)+3 Nb alaşımının ısıtıl işlem öncesi ve ısıtıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.....	94
Şekil 4.52. NiAl-Cr(Mo)+3Nb alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.	94
Şekil 4.53. NiAl-Cr(Mo)+3 Nb alaşımının EDS analiz noktaları. ....	95
Şekil 4.54. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımının EDS elementel dağılım görüntüleri. ....	97
Şekil 4.55. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımının çizgisel EDS analiz görüntüsü. ....	97
Şekil 4.56. Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında ve 1000 °C'deki XRD sonuçları. ....	98
Şekil 4.57. Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri.....	99
Şekil 4.58. at.% 1 Nb, at.% 2 Nb ve at.% 3 Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait Brinell sertlik ölçüm noktalarının SEM görüntüleri. ....	100
Şekil 4.59. Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığı ve 1000 °C'deki basma testi sonuçları. ....	101
Şekil 4.60. Hazırlanan tüm alaşımlara ait yoğunluk değerleri. ....	104
Şekil Ek A.1. Oda sıcaklığında ve 1000 °C'de en yüksek basma dayanımı / yoğunluk oranları. ....	118

## ÇİZELGELER DİZİNİ

### Sayfa

Çizelge 3.1. Numune üretiminde kullanılan alaşım elementleri. ....	34
Çizelge 3.2. Üretilen malzeme türleri ve nominal bileşimleri.....	35
Çizelge 4.1. NiAl-Cr alaşımının noktasal EDS analiz değerleri. ....	44
Çizelge 4.2. NiAl-Cr(Mo) alaşımının noktasal EDS analizi değerleri. ....	48
Çizelge 4.3. NiAl, NiAl <sub>3</sub> Cr ve NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında (RT) ve 1000°C’de yapılan basma testi sonuçları.....	55
Çizelge 4.4. NiAl-Cr(Mo)+0,1Fe alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.....	59
Çizelge 4.5. NiAl-Cr(Mo)+0,2 Fe alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.....	61
Çizelge 4.6. NiAl-Cr(Mo)+0,5 Fe alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.....	64
Çizelge 4.7. Farklı oranlarda Fe içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında (RT) ve 1000 °C’de yapılan basma testi sonuçları. ....	70
Çizelge 4.8. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının noktasal EDS analiz değerleri. ....	74
Çizelge 4.9. NiAl-Cr(Mo)+5 Ti alaşımının noktasal EDS analiz değerleri. ....	76
Çizelge 4.10. NiAl-Cr(Mo)+6 Ti alaşımının noktasal EDS analiz değerleri. ....	81
Çizelge 4.11. Farklı oranlarda Ti içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında (RT) ve 1000 °C’de yapılan basma testi sonuçları. ....	85
Çizelge 4.12. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.....	90
Çizelge 4.13. NiAl-Cr(Mo)+2 Nb alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.....	93
Çizelge 4.14. NiAl-Cr(Mo)+3 Nb alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.....	95
Çizelge 4.15. Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında (RT) ve 1000°C’de yapılan basma testi sonuçları. ....	102
Çizelge Ek A.1. Tüm alaşımların oda sıcaklığında yapılan basma testlerinden elde edilen değerler. ....	119
Çizelge Ek A.2. Tüm alaşımların 1000 °C’de yapılan basma testlerinden elde edilen değerler.....	120

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

Ni	: Nikel
Al	: Alüminyum
Cr	: Krom
Mo	: Molibden
Ti	: Titanyum
Nb	: Niyobyum
Fe	: Demir
$\sigma$	: Gerilme
$\epsilon$	: Şekil değişimi
E	: Elastik modülüs
GPa	: Giga Paskal
MPa	: Mega Paskal

### KISALTMALAR

SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
EDS	: Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy (Enerji Dağılımlı X-Işınları Spektroskopisi)
XRD	: X-Ray Diffractometer (X-Işını Difraktometresi)
BDTT	: Brittle to Ductile Transition Temperature (Sünek-Gevrek Geçiş Sıcaklığı)
CTE	: Coefficient of Thermal Expansion (Termal Genleşme Katsayısı)
CRSS	: Critical Resolved Shear Stress (Kritik Kayma Gerilmesi)
ppm	: Parts per Million (Milyonda Bir)
at.%	: Yüzde Atom Miktarı
TM	: Toz Metalurjisi

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Yüksek sıcaklık alaşımları genellikle basınçlı, oksitleyici ve korozyon ortamlarında kullanılan kararlı malzemelerdir. Diğer birçok malzemenin ergidiği veya korozyona uğradığı jet motoru, türbin bıçakları gibi özel uygulamalarda kullanılmaktadırlar [1]. Bu malzemelerin söz konusu uygulamalarda başarılı bir şekilde kullanılabilmesi için, yüksek ergime sıcaklığına, çok iyi oksitlenme direncine, iyi sürünme ve yorulma direncine, düşük yoğunluğa ve yüksek kırılma tokluğuna sahip olması gereklidir.

Birinci dünya savaşı yıllarındaki yüksek sıcaklık uygulamalarında (uçak motorlarında olduğu gibi) paslanmaz çelikler kullanılmıştır [2]. Ancak bu alaşımların ergime sıcaklıklarının düşük olması nedeniyle kullanımları sınırlı kalmış, daha sonraki yıllarda yüksek sıcaklık ortamları için çok sayıda alaşım geliştirilmiştir. 1940'larda pasif tabaka oluşturan krom veya alüminyum içeren, kobalt, nikel ve demir esaslı süperalaşımlar geliştirilmiştir. Bu alaşımlar, oksitleyici yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılabilir. Ancak yüksek sıcaklıklardaki mekanik özellikleri göz önüne alındığında, nikel esaslı süperalaşımlar öne çıkmaktadır [1].

Geliştirilmesine halen devam edilmekte olan nikel esaslı süperalaşımların keşfi, yüksek sıcaklık alaşım endüstrisinde köklü değişimlere neden olmuştur [3]. Bu alaşımlar ortam sıcaklığı yaklaşık 1050 °C olan, su buharı ve yanmış gazların bulunduğu oksitleyici ortamlarda kullanılabilir. Ancak, düşük ergime dereceli fazların varlığından dolayı, nikel esaslı süperalaşımların 1000 °C üzerinde sünekliği artarken, dayanımı önemli ölçüde azalmaktadır. Verimli bir gaz türbininin geliştirilmesi, daha iyi mekanik özelliklere sahip yüksek sıcaklık malzemelerinin geliştirilmesine bağlıdır. Bu malzemeler günümüzde kullanılan nikel esaslı süperalaşımlara kıyasla, daha yüksek özgül mukavemete sahip olmalı ve bu

mukavemetini yüksek sıcaklıklara kadar sürdürebilmelidir. Ayrıca motor verimliliğinin geliştirilmesi için de daha iyi özelliklere sahip malzemelere olan talep giderek artmaktadır. Yeni nesil gelişmiş jet motorlarının çalışma koşulları, maksimum sıcaklıkta uzun süreli kullanılabilen, daha düşük yoğunlukta malzemeler gerektirmektedir. Bu ihtiyaç güncel süperalaşım teknolojisinin yeni malzeme sistemleri ile değiştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Artan yakıt tasarrufu talepleri benzer koşullarda ve 1200 °C'yi aşan sıcaklıklarda kullanılabilen malzemelere olan ihtiyacı da arttırmaktadır.

Düzenli intermetalik bileşikler, süperalaşımlarla yer değiştirmeye aday malzeme gruplarının başında gelmektedir. Bu malzemeler tipik yüksek elastik modülü, yüksek ergime sıcaklığı ve yüksek mukavemet özelliklerine sahip A-B tipi güçlü bağları ile düzenli kristal yapılardan oluşmaktadır. İlaveten, alüminit esaslı intermetalikler iyi oksidasyon direnci ve daha düşük özyayınım (self-diffusion) oranına sahiptir ve güçlü bağlarından dolayı, çok iyi mikroyapısal kararlılık sergilemektedir [4].

İntermetalik bileşikler içerisinde  $\beta$ -NiAl tipi alaşımların yüksek ergime sıcaklığına, yüksek oksidasyon ve korozyon direncine, düşük yoğunluğa ve ergime sıcaklığına kadar yapısını koruyabilme özelliğine sahip olması, bu malzemeleri yüksek sıcaklık uygulamaları için avantajlı hale getirmektedir [5]. Ayrıca sahip oldukları bazı özellikler, geliştirilebilirlik bakımından potansiyel oluşturmaktadır. Örneğin NiAl intermetalığı, mekanik özelliklerinin geliştirilmesinde önemli miktarda alaşımlamaya izin veren geniş bir stokiometrik aralıkta (1400 °C'de at.% 20) oluşabilmektedir. Ayrıca Ni esaslı süperalaşımlara kıyasla daha yüksek ergime sıcaklığına (1300 °C'ye karşı 1682 °C), daha düşük yoğunluğa (9 g/cm<sup>3</sup>'e karşı 5,9 g/cm<sup>3</sup>) ve yaklaşık sekiz kata kadar daha yüksek termal iletkenliğe sahiptir. Bunların yanında, ne Ni ne de Al stratejik elementtir ve düşük fiyatlara bolca temin edilebilmektedir [3-5].

NiAl intermetalığı, sergilediği geniş fiziksel ve mekanik karakteristikleriyle, yüksek basınçlı türbin bıçaklarından elektronik parçalardaki gömülü ara bağlantılara kadar geniş bir uygulama aralığına sahiptir [3]. NiAl intermetalığının potansiyel kullanım alanlarından biri olan yüksek basınçlı türbin bıçaklarında, sahip olduğu düşük yoğunluk, en büyük avantajlarından biridir. Kullanıldığı tipik türbin rotor



katmanında (türbin bıçağı ve diski) ağırlıkta % 30 azalma sağlayabilmekte ve yüksek termal iletkenliği etkili bir soğuma sağladığından dolayı, yüzey sıcaklığını ve termal gradyanı azaltmaktadır [6]. Yüksek termal iletkenlik ayrıca soğutma verimliliğini de geliştirmektedir [7]. Ancak, birçok intermetalik gibi NiAl intermetalığı de, yetersiz yüksek sıcaklık mukavemetine ( $0,45 T_e$  üzerinde) sahiptir. Ayrıca sünek gevrek geçiş sıcaklığı (BDTT) altındaki düşük kırılma direnci ve sünekliğinden dolayı, hala süperalaşımın yerini tutabilecek nitelikte değildir [8,9].

Bu çalışmanın amacı, söz konusu avantajlarından dolayı çeşitli alanlarda yapısal malzeme olarak tercih edilme potansiyeli olan NiAl intermetalığının en önemli sınırlamalarından olan oda sıcaklığındaki süneklik ve tokluğunun ve yüksek sıcaklık mukavemetinin artırılmasıdır. Bu amaçla Cr ve Mo alaşım elementi ilavesi ile ötektik mikroyapı oluşturularak, NiAl intermetalığının ortam sıcaklığındaki gevrek davranışı ve yüksek sıcaklıktaki mukavemeti iyileştirilmeye çalışılmıştır. Ayrıca ötektik alaşıma, yapıda katı ergiyik oluşturucu Fe ve çökelti oluşturucu Ti ve Nb alaşım elementleri ayrı ayrı ve farklı oranlarda ilave edilerek, mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkileri incelenmiştir.

## BÖLÜM 2

### NiAl BİLEŞİĞİ VE ALAŞIMLARI

NiAl bileşiğinin mekanik özelliklerinin geliştirilmesi, çalışmanın temel amacını oluşturduğundan ve bu amaçla hazırlanan alaşımların temelde NiAl bileşiğine dayanmasından dolayı, hazırlanan literatür çalışmalarında bu bileşik üzerine yoğunlaşmıştır. Bileşiğin genel özellikleri, mekanik özellikleri ve mekanik özelliklerini etkileyen parametrelerinden bahsedilmiştir. Sonraki bölümlerde ise tez kapsamında hazırlanan alaşımlar hakkında çeşitli araştırmacılar tarafından daha önce yapılmış olan çalışmalarla ilgili bilgiler verilmiştir.

#### 2.1. METALLERARASI BİLEŞİKLER

Metallerarası bileşikler (intermetalikler), iki metal elementi arasında oluşan düzenli alaşım fazıdır. Düzenli yapısı, yüksek sıcaklıklarda dislokasyon hareketlerini ve difüzyon işlemini azalttığı için, yüksek sıcaklık uygulamaları açısından cezbedicidir. Bu özellikleri, malzemenin yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve sürünme direncini arttırmaktadır. Bilinen yüzlerce metallerarası bileşik vardır. Bunlardan yapısal uygulamalar için geliştirilenlerden bazıları: Ni<sub>3</sub>Al, NiAl, Ni<sub>3</sub>Si, Fe<sub>3</sub>Al, FeAl, Ti<sub>3</sub>Al, TiAl ve MoSi<sub>2</sub>'dir [9].

Fiziksel metalürjinin gelişimi ile intermetalikler, son yüzyılda bilimsel araştırmaların konusu olmuştur. Başta USA, Japonya ve Almanya olmak üzere dünyanın çeşitli yerlerinde, son 30 yıldır malzeme biliminde yüksek sıcaklık uygulamaları için intermetalik malzeme temelli alaşım geliştirme çalışmaları etkin bir şekilde sürdürülmektedir. İntermetalikler, gevrek yapılarından dolayı, geçmişte yapısal malzeme olarak tercih edilmemiştir. Diğer yandan, bazı intermetalikler yapısal uygulamalar için geliştirilen alaşımlarda, mukavemetlendirici ikinci faz olarak kullanılmıştır. Yapısal malzeme olarak ilk etkili ve başarılı intermetalik geliştirme

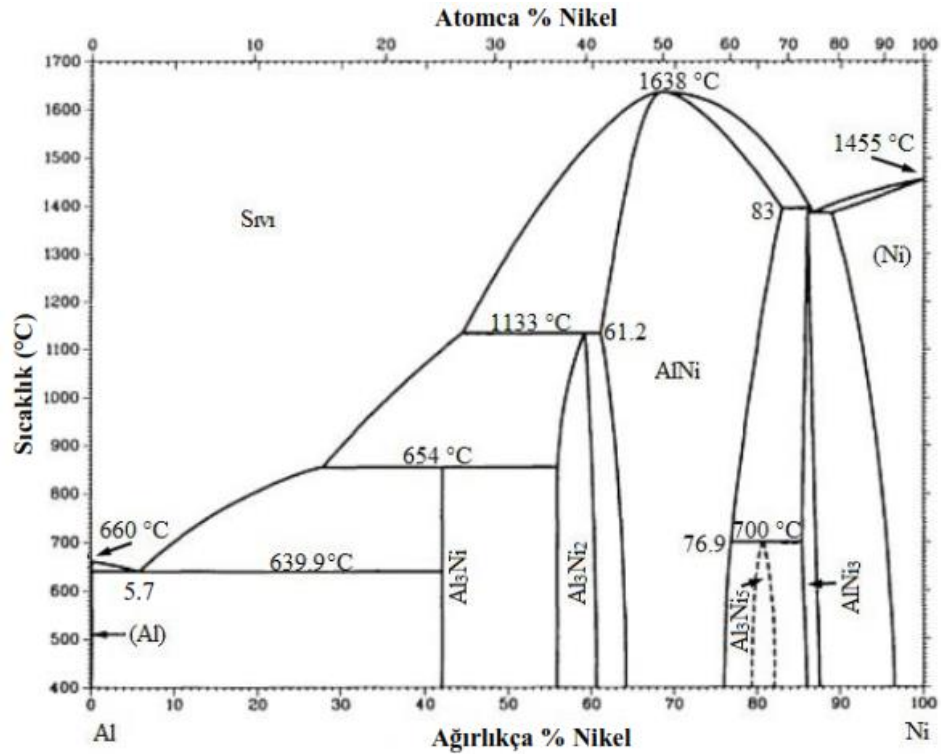
çalışmaları, titanyum alüminit ( $Ti_3Al$  ve  $TiAl$ ) ve nikel alüminit ( $Ni_3Al$ ) üzerinde gerçekleştirilmiştir [10].

Sahip oldukları elektron konfigürasyonu ile ilişkili olan kristal bağları, intermetalik malzemelerin kristal yapısını belirlemektedir. Yapı tipi ve atomik özellikler arasındaki ilişki basit değildir ve çeşitli kriterlere bağlıdır. En iyi bilinen elektron bileşimi  $FeAl$ ,  $NiAl$  ve  $CoAl$  geçiş-metal alüminitleri gibi, kübik B2 yapısı içeren Hume-Rothery fazlarıdır. Bu yapılarda Hume-Rothery faz kuralına göre valans elektron konsantrasyonu  $e/a=3:2$ 'dir, ve 'e' valans elektron sayısı ve 'a' bileşikteki atom sayısını göstermektedir ( $\beta$  yapısı olarak anılırlar). İntermetaliklerde bağ yapısı, saf metalik değil metal benzeri bağ yapısı şeklindedir. Benzer şekilde, bütün intermetaliklerden içerdikleri metaller gibi metalik bağ sergilemesi beklenemez [10]. Örneğin, bağ yapısı olarak  $NiAl$  bileşiğinin iyonik bağ içermediği, metalik ve kovalent bağ karışımından oluştuğu belirtilmiştir [3].

## 2.2. NİKEL-ALÜMİNYUM FAZ DENGESİ VE YAPISI

İkili nikel-alüminyum faz diyagramı Şekil 2.1'de verilmektedir. Diyagramda görüldüğü gibi,  $NiAl_3$ ,  $Ni_2Al_3$ ,  $NiAl$ ,  $Ni_5Al_3$  ve  $Ni_3Al$  şeklinde beş intermetalik faz oluşmaktadır. Bunlar arasında uzun zamandır süperalaşımında mukavemetlendirici faz olarak da kullanılan  $Ni_3Al$  bileşiği, üzerinde en fazla çalışılan bileşiklerdendir. [10]. Bir diğeri ise, bu fazlar içerisinde en yüksek ergime noktasına sahip olan ve birçok araştırmaya konu olan  $NiAl$  bileşiğidir [11]. Bu alanda yapılan ilk çalışmalar, bu bileşiğin ergime sıcaklığını  $1638\text{ }^{\circ}C$  gösterirken [12] sonraki çalışmalarda stokiometrik  $NiAl$  bileşiğinin  $1682\text{ }^{\circ}C$ 'de ergidiği belirlenmiştir [13]. Birçok çalışmada belirtilen  $1638\text{ }^{\circ}C$ 'nin, kompozisyondaki hafif sapmalar ve oldukça dik olan liküdü eğrisinden kaynaklandığı belirtilmiştir. Ayrıca stokiometriden hafif sapmalar veya istenmeyen üçüncü elementlerin, ergime sıcaklığındaki düşüşe yol açabildiği belirtilmektedir [14]. Bu yüksek ergime sıcaklığı, bileşiği oluşturan her iki elementin ergime sıcaklığından da yüksektir ve bu Ni ve Al arasında güçlü bir bağ oluştuğunu göstermektedir.

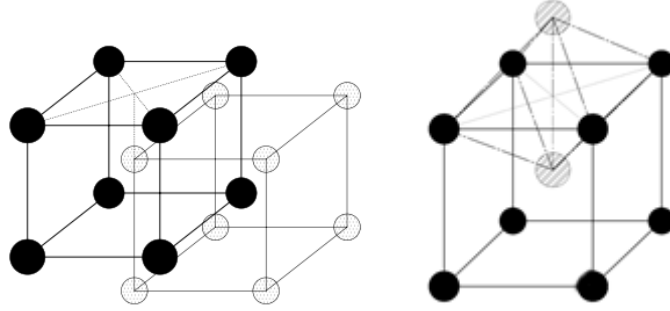
NiAl bileşiği, alışılmadık düzeyde geniş oranda çözünebilirlik ve buna bağlı olarak yüksek kararlılık göstermektedir. Oda sıcaklığında ikili  $\beta$ -NiAl bileşiği, atomca (at.) % 45 - % 58,5 nikel oranı ile geniş bir faz aralığına sahiptir. NiAl fazının kararlılığı sadece yüksek stokiyometrik aralığında değil, yüksek oluşma ısısından da kaynaklanmaktadır. Nikel-alüminyum sisteminde NiAl, -72 kJ/mol ile en büyük ekzotermik oluşma ısısına ve bu durumda en düşük oluşum entalpisine sahiptir [10,11]. Bir fazın katı haldeki Gibbs enerjisi, sıvı haldeki enerjisinden daha yüksek olduğunda ergimektedir. Bu yüzden ergime sıcaklığı, maddenin katı ve sıvı haldeki entalpi ve entropi farkına bağlıdır. Sadece entalpi, bağ enerjisi ile belirlenen içsel kristal enerjisi ile doğrudan ilişkilidir. Bu durumda faz oluşum entalpisini; bağ enerjisi, faz kararlılığı ve bunlara bağlı elastik modülü gibi temel özellikleri karakterize etmek için daha iyi bir parametre olabilmektedir [10].



Şekil 2.1. Nikel – Alüminyum sisteminin ikili faz diyagramı [15].

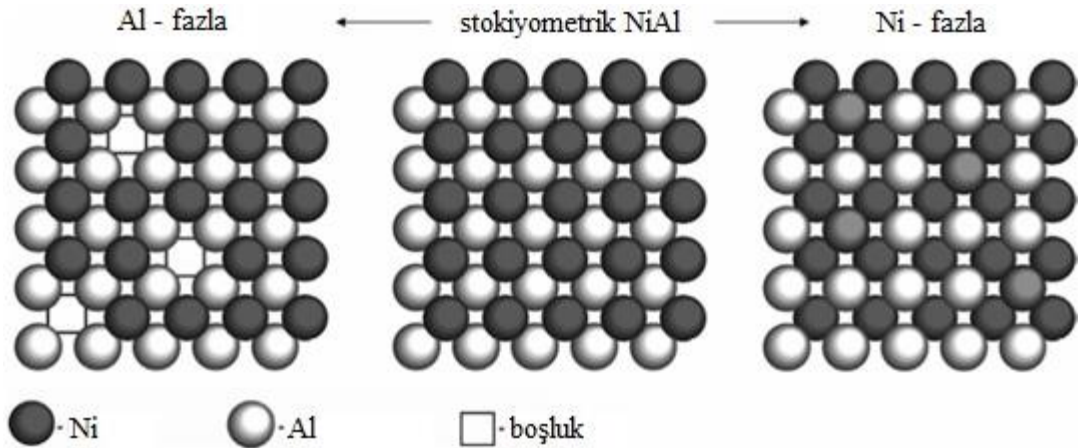
NiAl bileşiği, valans elektron/atom oranı 3/2 olduğundan dolayı Hume-Rothery  $\beta$  fazı elektron bileşiğidir ve yüksek kararlılığa sahip basit kübik CsCl yapısında kristalleşmektedir. Şekil 2.2’de gösterildiği gibi, NiAl bileşiğinin kristal yapısı, bir alt kafese Al diğer alt kafese Ni atomlarının yerleştiği iki basit kübik hücrenin

birbiri içerisine geçmesi şeklinde tanımlanmaktadır [3]. Yani,  $\beta$  NiAl bileşiği, bir atom tipinin merkezde, diğerinin ise köşelerde yer tutması ile (bir alt latiste Al köşelerdeyse, diğer alt latiste Ni köşelerdedir) hacim merkezli kübik yapıyı (HMK) hatırlatan CsCl (B2) yapısında kristalleşmektedir [12,16].



Şekil 2.2. NiAl bileşiğinin CsCl tipi kristal yapısı [3].

Atomca % 50 Al içeren ikili NiAl bileşiğinin latis parametresi 2,886 Å'dur ve bu stokiyometriye sıkı bir şekilde bağlıdır [17,18]. Stokiyometriden sapmalar (nikelce zengin kompozisyonlarda), alüminyum bölgesinde nikel atomlarının yer tutması (yer alan atom kusuru) ve alüminyumca zengin kompozisyonlarda, nikel bölgelerinde boşlukların oluşmasıyla sağlanmaktadır (Şekil 2.3) [19]. Nikel bölgelerinde alüminyum atomlarının yer tutamaması, genellikle alüminyum atomlarının daha büyük olan atomik hacimleri ile açıklanmaktadır. Asimetrik katı çözeltiler farklı kusur yapıları ile karakterize edilmektedir. Stokiyometriden sapmalardan kaynaklı bu latis kusurları, NiAl bileşiğinin fiziksel ve mekanik özelliklerini de güçlü bir şekilde etkilemektedir [20].



Şekil 2.3. B2 düzenli NiAl yapısında stokiyometriye bağlı atomik kusurlar [20].

## 2.3. FİZİKSEL ÖZELLİKLERİ

### Yoğunluk

Stokiyometrik olmayan NiAl bileşiğinin yoğunluğu, Al'ca zengin bölgedeki 5,3 g/cm<sup>3</sup>'den Ni'ce zengin bölgedeki 6,5 g/cm<sup>3</sup>'e kadar olan bir aralıkta değişmektedir [21]. Stokiyometrik NiAl 5,9 g/cm<sup>3</sup> gerçek yoğunluğu ile Ni esaslı süperalaşımların üçte ikisi kadardır [22]. Güncel Ni esaslı süperalaşımların yoğunlukları 9 g/cm<sup>3</sup> civarındadır [23]. 1985'te bir hava aracının toplam ağırlığının % 50'sini süperalaşımların oluşturduğu düşünülmektedir [1]. Bu durum, havacılık uygulamaları üzerine yapılan araştırmalarda NiAl bileşiğinin tercih edilmesindeki temel nedenlerinden birisidir. Çünkü türbin rotor kısmında (bıçaklar ve disk) NiAl bileşiğinin kullanılması, tipik bir türbin motorunda her rotor kısmı için 50 kg'a kadar bir ağırlık azalması sağlamaktadır. Ağırlıktaki bu azalma malzeme ömründen motor performansına kadar, birçok noktada avantaj sağlayabilmektedir [4].

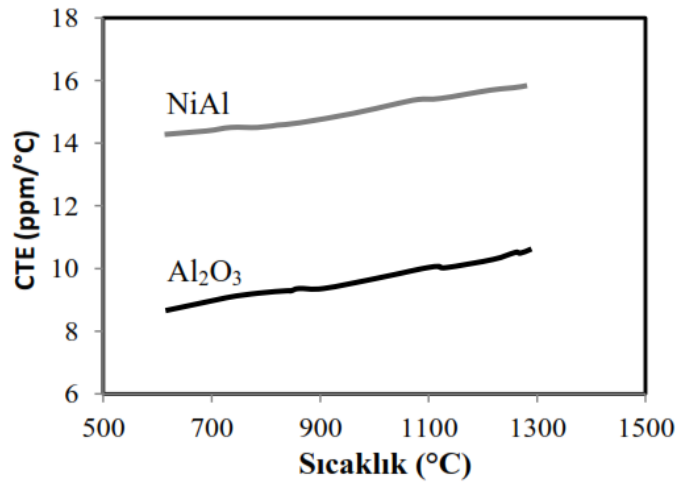
### Termal iletkenlik

Termal iletkenlik yüzey kaplama uygulamalarını ve tasarımlarını iki şekilde etkilemektedir. Hızlı ısı transferi yüzeyde daha etkili soğutma ve bu sayede ya daha düşük metal sıcaklığı ya da soğutma için gereken hava miktarında azalma sağlamaktadır. Ayrıca daha yüksek termal iletkenlik termal gradyanı düşürerek, termal gerilmenin azalmasını ve termal yorulma direncinin gelişmesini sağlamaktadır [4]. NiAl bileşiğinin termal iletkenliği 20 - 1100 °C aralığında 70 - 80 Wm<sup>-1</sup>K<sup>-1</sup> olarak ölçülmüştür [24]. Bu değer, Ni esaslı süperalaşımdan yaklaşık olarak 4-8 kat daha yüksektir [7]. Bu göreceli yüksek iletkenlik, NiAl bileşiğini sıcaklık dağılımının önemli olduğu uygulamalarda cazip kılmaktadır. Alaşımlama, NiAl'ın termal iletkenliğinin azalmasına neden olmasına rağmen, Ni esaslı süperalaşımlar üzerindeki önemli avantajı devam etmektedir [4].

### Termal genleşme

Yapısal uygulamalarda malzemenin termal genleşme katsayısı (CTE), termal gerilmeleri doğrudan etkilediği için önemli bir parametredir. NiAl bileşiğinin termal genleşme katsayısı, Ni esaslı süperalaşımlara oldukça yakındır [25]. Malzemelerin termal genleşme katsayısının önemli olduğu diğer bir nokta ise, yüzeylerinde oluşan

oksit tabakaları ile olan ilişkileridir. Malzeme ve oksit tabakası arasındaki termal genleşme katsayısı farkı, ara yüzeyde termal gerilmelere yol açarak, oluşan oksit tabakasının yüzeyden uzaklaşmasına sebep olur. Çoklu termal çevrim oluştuğunda oksit ve alt malzemenin benzer termal genleşme katsayısına sahip olması istenmektedir. Şekil 2.4'te görüldüğü gibi, NiAl ve üzerinde oluşan oksit tabakanın sıcaklığa bağlı termal genleşme katsayılarındaki değişim, birbirine paraleldir [26]. Bu sayede, NiAl esaslı alaşımların üzerinde oluşan alümina ( $Al_2O_3$ ) tabakası kararlı ve koruyucu olmaktadır.



Şekil 2.4. NiAl ve  $Al_2O_3$  termal genleşme katsayıları [26].

### Oksitlenme

NiAl bileşiğinin iyi bir oksidasyon direncine sahip olduğu, uzun yıllardır bilinmektedir [10]. Gaz türbin motorlarındaki Ni ve Co esaslı süperalaşımların kaplanmasında yıllardır kullanılan NiAl, korozyon ve yüksek sıcaklık oksidasyonuna dirençli alaşımlar grubunun temelini oluşturmaktadır [7]. Bu direnç, kolay oluşan ve yavaş büyüme oranına sahip olan, koruyucu  $Al_2O_3$ 'dan kaynaklanmaktadır [8].

Oksit tabakasının metali koruyucu bir tabaka oluşturup oluşturmayacağı Pilling-Bedworth (P-B) oranı ile belirlenir. P-B oranı, hacimce tüketilen metal sonrası oluşan hacimce oksit miktarı ile ilişkilidir. P-B oranı 1'den küçükse metal yüzeyinde koruyucu bir oksit tabakası oluşmaz. Eğer bu oran 1'den büyükse, oksit tabakası baskı altında olabilmekte ve metal yüzeyini eşit olarak kaplayarak koruyabilmektedir. Ancak bu değer 1'den çok büyükse, oksit tabakasının kırılmasına

neden olan çok yüksek basma gerilmesinin oluşma riski söz konusudur. Bu sebeple oranın 1-2 arasında olması istenir. NiAl bileşiğinde oluşan alüminanın P-B oranı 1,38'dir ve bu değer, üniform ve koruyucu bir yapı oluştuğunu göstermektedir [27].

$\beta$ -NiAl bileşiğinin yüksek sıcaklıklardaki döngüsel (çevrimsel) oksidasyon direnci de süperalaşımlardan çok daha iyidir [8]. Bu yüzden nikel alüminitler, nikel esaslı süperalaşımdan yapılan türbin bıçaklarının kaplamasında aktif olarak kullanılmaktadır. Ayrıca yaklaşık at.% 0,1 nadir toprak elementleri ilavesi ile (Zr veya Hf) alüminyum oksit filmlerin tutunması iyileştirilerek, tekrarlı oksidasyon direnci daha da arttırılabilmektedir [28].

## **2.4. MEKANİK ÖZELLİKLERİ**

### **2.4.1. Dayanım ve Süneklik**

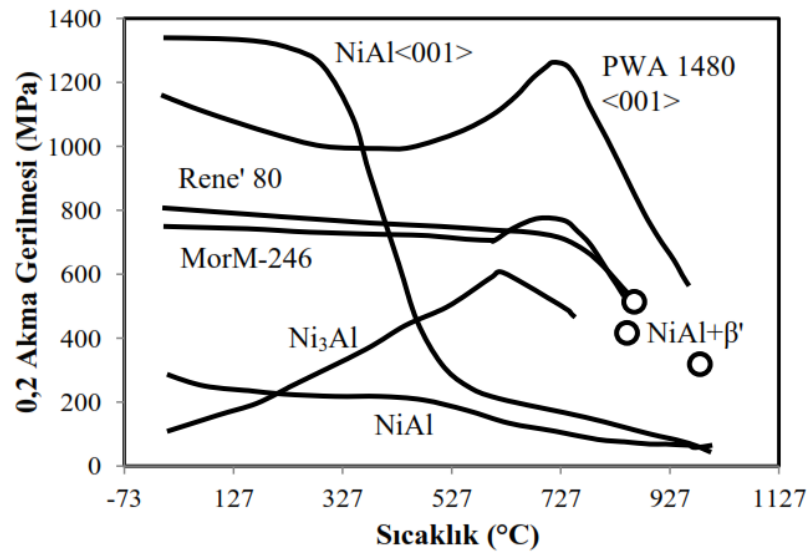
Wachtell'in NiAl bileşiğinin mekanik özellikleri üzerine yaptığı ilk çalışmalarında, toz metalürjisi (TM) yöntemi ile üretilen malzemenin oda sıcaklığındaki kırılma modülüsü 735 MPa olarak verilmiş ve malzemenin hiç süneklik göstermediği belirtilmiştir [27]. Bu değer, daha sonra yine TM ile üretilen malzemeler ile kıyaslandığında oldukça yüksektir. Rozner ve Wasilewski'nin ilk çalışmalarında, döküm ve ekstrüze ile üretilen NiAl bileşiğinin normal şartlardaki sünekliği yaklaşık % 4 uzama, ve akma dayanımı 179 MPa olarak belirtilmiştir [29]. Son zamanlardaki çalışmalarda, temelde kabul edilen süneklik yaklaşık % 1-2, oldukça farklı olan akma dayanımı ise 115-235 MPa arasındadır (ortalama 167 MPa'dır) [29–33]. Dayanımdaki fark, karbon (nikeldeki genel impurite) gibi çeşitli arayer atomlarından veya stokiyostriden kaynaklanmaktadır [31]. Normal sıcaklıklarda tane boyutu, stokiyostrik NiAl bileşiğinin akma veya kırılma dayanımına (deneysel olarak) çok küçük bir etki göstermektedir [32,33].

Birçok metalde olduğu gibi NiAl bileşiğinin ekstrüzyonu sırasında da ekstrüze ekseninde bir yönlenme olmaktadır. Bu durum süneklikte bir miktar artış sağlarken akma dayanımında düşüşe neden olmaktadır. Ayrıca döküm ekstrüze malzemeler, toz



ekstrüze malzemelere göre daha sünektir. Çünkü TM yönteminde kirlenme söz konusudur ve bu durum kritik çatlaklara neden olabilmektedir [34].

Çeşitli stokiometri veya alaşım içerikleri için ortalama sertlik artış oranı 100 MPa / at.% üzerindedir ve gerçek değer alaşım elementlerine bağlıdır [17,31]. Stokiyotriden sapmalar Al'ca veya Ni'ce zenginleşmeye göre dikkate değer bir sertlik artışına yol açmaktadır. Nikelce zengin malzemede sertlik artış oranı 120 MPa / at.% iken alüminyumca zengin malzemelerde yaklaşık 350 MPa / at.% dir [31]. Bu sebeple fazla Ni atomu olması yerine fazla Al'den kaynaklı boşlukların varlığının, dislokasyonları kilitlemede daha etkili olduğu sonucu çıkarılabilmektedir. Yüksek sıcaklıklardan hızlı soğutma etkisi ile mikroyapıda termal boşluklar da oluşturulabilmektedir. Bu boşluklar alüminyumca zengin NiAl bileşiğinde görülen yeralan boşluklarına benzemektedir. 727 °C üzerindeki sıcaklıklardan yapılan soğutmalarda, soğutma hızı 50 kat arttırıldığında stokiyometrik çok taneli NiAl'ın basmadaki akma dayanımı yaklaşık % 30 artmaktadır [35].

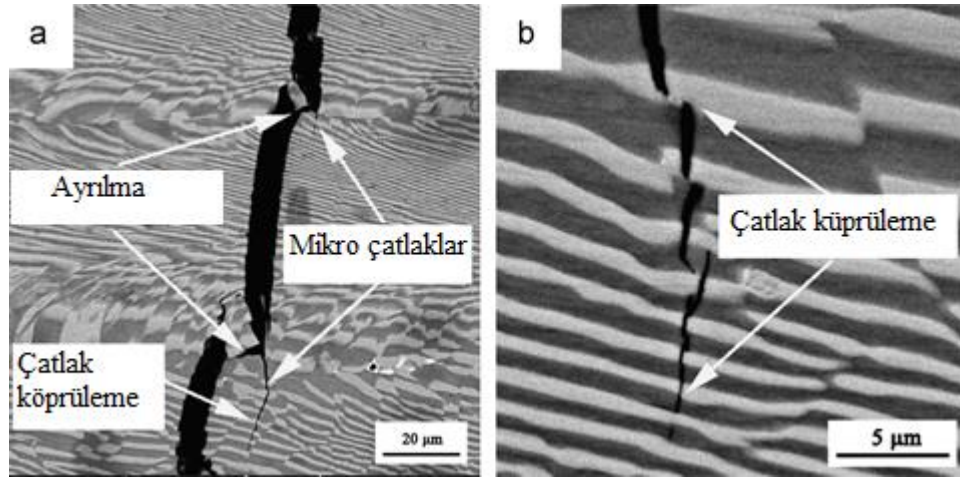


Şekil 2.5. Sıcaklığa bağlı NiAl, Ni<sub>3</sub>Al ve bazı ticari süperalaşımların % 0,2 ofset akma dayanımları [8].

NiAl, Ni<sub>3</sub>Al bileşikleri ve bazı ticari süperalaşımların akma dayanımları Şekil 2.5'te gösterilmiştir. Bu grafikte NiAl bileşiğinin diğer tüm alaşımlara göre oldukça düşük akma dayanımı sergilediği ve Ni<sub>3</sub>Al'ın aksine, NiAl'in dayanımının artan sıcaklıkla sabit kaldığı veya azaldığı görülmektedir. Heusler (Ni<sub>2</sub>AlX, X=Hf,Nb,Ti,Zr,V,Ta)

veya  $\beta'$  çökelti ile mukavemetlendirilmiş NiAl bileşiğinin mukavemetinde ise önemli bir artış olduğu görülmektedir. Ancak bu kazanım sünekliğin azalmasına yol açmakta ve bu ikisi arasında bir denge oluşturulamamaktadır [8].

NiAl bileşiklerinin bu gevrek davranışının giderilmesi için kullanılan en yaygın yöntemlerden biri, yapının sünek ikincil fazlarla desteklenmesidir. İkincil fazlarla destekli NiAl ötektik alaşımları tek faz NiAl bileşiği ile kıyaslandığında çatlak köprüleme, çatlak yön değiştirme, çatlak köreltme, arayüzey ayrılması ve mikroçatlakları bağlama gibi tokluk artırma mekanizmalarının katkısı ile daha yüksek kırılma tokluğuna sahiptir [36]. Bu mekanizmaları barındıran NiAl-Cr(Mo) ötektiğinde, deformasyon sonrası mikroyapısında beliren bazı tokluk artırma mekanizmaları Şekil 2.6'da görülmektedir.



Şekil 2.6. NiAl-Cr(Mo) alaşımında çatlak ilerlemesi [36].

NiAl-Cr ve NiAl-Mo ötektikleri üzerine yapılan bir çalışmada, oda sıcaklığında çekme sünekliği gözlenmediği için testleri basma olarak gerçekleştirilmiş ve basma miktarları belirlenebilmiştir. Bu basma testlerinde yaklaşık % 0,5 deformasyon esnasında dislokasyonlar sadece NiAl fazı içerisinde gözlemlenirken, % 2 deformasyonda ise bazı Cr fiberleri içerisinde de deformasyonlar gözlemlenmiştir [37]. Bu durum fazların sahip oldukları elastik modülüsleri ve akma dayanımları ile ilişkilidir. NiAl fazının akma dayanımı fiberlerden düşük olduğu için benzer durum NiAl-Mo ötektiğinde de gözlemlenmiştir [37].

### 2.4.2. Sünek Gevrek Geçiş Sıcaklığı

NiAl bileşiği, 127 °C ve 727 °C sıcaklıkları aralığında etkili bir sünek gevrek kırılma geçişine sahiptir. Alaşım kompozisyonu, uygulanan işlem (termal veya mekanik), deformasyon hızı, kütle formu (çok taneli veya tek taneli) ve tek taneli yapılarda oryantasyon, gerçek sünek gevrek geçiş sıcaklığını etkilemektedir. Örneğin çok tanelilerde Noebe ve diğ. [38] deformasyon hızı değerinin üç kat artmasının, sünek gevrek geçiş sıcaklığı (BDTT) değerinde 200 °C artışa yol açtığını belirtmektedir. Lahrman ve diğ. [39] tek kristalli malzemede de BDTT'deki benzer artışı gözlemlemişlerdir. Tane boyutunun ise BDTT üzerinde sınırlı bir etkisi vardır [35].

### 2.4.3. Sürünme

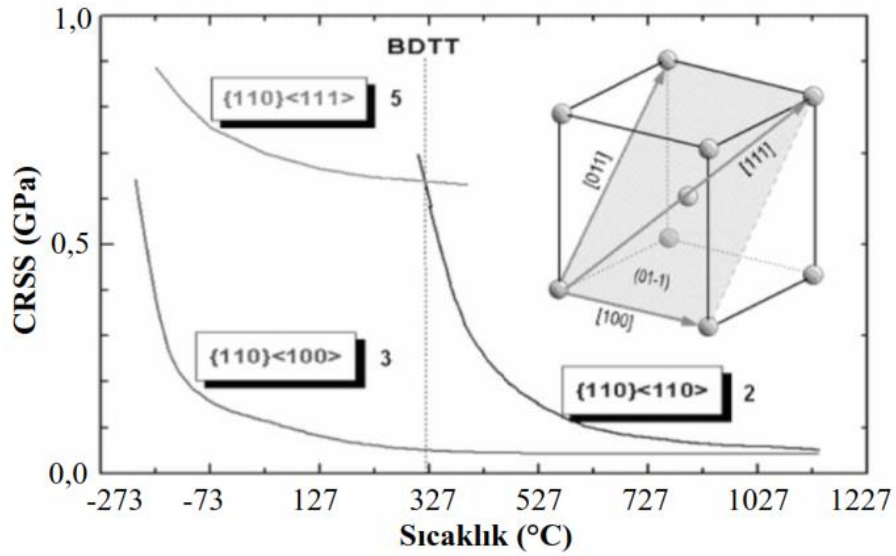
Türbin motorlarında çevrim verimini kontrol eden yüzey şekli ve toleransların korunabilmesi için, sürünme direnci yüksek malzemeler tercih edilmektedir. Ni esaslı süperalaşım için tipik sürünme beklentisi en fazla 1000 °C civarında olan sıcaklıklarda, 200 MPa'a kadar olan gerilmeler için 300 saattir. Sürünmeden kaynaklı % 1'lik şekil değişiminde, genelde sürünme hasarı olduğu düşünülmektedir [4].

Ni esaslı süperalaşım (çökelme mukavemetlenmesine dayanarak) homolog ergime sıcaklığının % 85'ine kadar kullanılabilirken (yaklaşık 1150 °C) NiAl bileşiği ergime derecesinin % 50'sinde bile iyi bir sürünme direnci sergileyememektedir [4]. Çünkü NiAl bileşiği HMK benzeri yapısından dolayı, düşük sürünme direncine sahiptir. Ancak % 1 Hf ilavesiyle sürünme direnci artarak tek kristal Ni esaslı süperalaşımın sürünme davranışına yaklaşmaktadır [24].

### 2.4.4. Deformasyon ve Kırılma

Plastik deformasyon, bir kayma düzlemi {hkl} ve bir kayma doğrultusu/burgers vektör <uvw> ile tanımlanan ve bir kayma sistemi boyunca meydana gelen dislokasyon hareketi olarak ifade edilmektedir. NiAl bileşiğinin plastik deformasyonu, B2 yapısında en kısa latis vektörü olan <100> kayma

doğrultusundaki dislokasyon hareketleri ile olmaktadır. Şekil 2.7’de sıcaklığa bağlı olarak NiAl bileşiğinde üç ana kayma sistemindeki kritik kayma gerilmesi bileşenleri (CRSS) gösterilmektedir. Gösterilen üç bağımsız kayma sistemi içinde  $\{110\}\langle 100\rangle$  kayma sistemi, en düşük kritik kayma gerilmesi bileşenine (birincil kayma sistemi) sahiptir. Düşük sıcaklıktaki  $\{110\}\langle 111\rangle$  şeklindeki ikincil kayma sistemi, yüksek sıcaklıkta  $\{110\}\langle 110\rangle$  şeklinde değişmektedir [40].



Şekil 2.7. NiAl’de üç ana kayma sisteminin sıcaklığa bağlı kritik kayma gerilme bileşeni, birim hücre içindeki üç Burgers vektörü ve  $\{110\}$  kayma düzlemi [40].

Birçok intermetalik bileşikte olduğu gibi ikili NiAl bileşiğinde de kırılma tokluğu düşüktür. Önceki çalışmalarda rapor edilen kırılma tokluk değerleri numune yapısına ve yüklemeye bağlı olarak, kristalografik yöne ve çentik geometrisine göre değişmektedir. Ayrıca artan sıcaklık ile çatlak ucundaki plastisite arttığı için, süneklik gibi kırılma tokluğu da artmaktadır [7]. Çok taneli malzemelerde plastisite Taylor modeli ile tanımlanmakta ve buna göre makro şekil değişimi için bütün taneler birlikte deforme olmaktadır [41]. Von Mises kriterinde ise, genel plastik deformasyon için beş bağımsız kayma sistemine ihtiyaç vardır [42]. Eğer deformasyon tensörlerinin arasındaki sabit bileşen sayısı azalır (rahatlamış sınırlama), beş bağımsız kayma sisteminden daha azına ihtiyaç duyulmaktadır.

Yetersiz sayıdaki bağımsız birincil kayma sisteminden dolayı çok taneli bileşiklerde homojen deformasyon için rastgele yönlendirilmiş bir yapıda, ikincil kayma sistemlerine ihtiyaç vardır. Sünek gevrek geçiş sıcaklığı altında (BDTT) ikincil kayma sistemlerinin kritik kayma gerilmesi bileşeni (CRSS), birincil kayma sistemlerinden daha yüksektir. Bu durum, ikincil kayma gerçekleşmeden kırılma gerilmesine ulaşıldığından, düşük sünekliğe neden olmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda birincil ve ikincil kayma gerilmeleri arasındaki CRSS azaldığı için, NiAl bileşiğinin sünekliği artmaktadır [40].

Çok taneli bileşiklerin oda sıcaklığında sergiledikleri sünekliğin geliştirilmesi için çeşitli çalışmalar yapılmıştır [43–45]. Bu amaçla geliştirilen bir stratejiye göre, alaşımlama ile istif hatası enerjisini azaltarak ikincil kayma sistemlerinde daha düşük CRSS elde edilebilir [46]. Başka bir yaklaşım ise tane inceltme şeklinde mikroyapının değiştirilmesidir. Bu durumda, oda sıcaklığında sünekliği yeteri kadar arttırmak için tane boyutunun 1 µm veya daha düşük olması gereklidir [46].

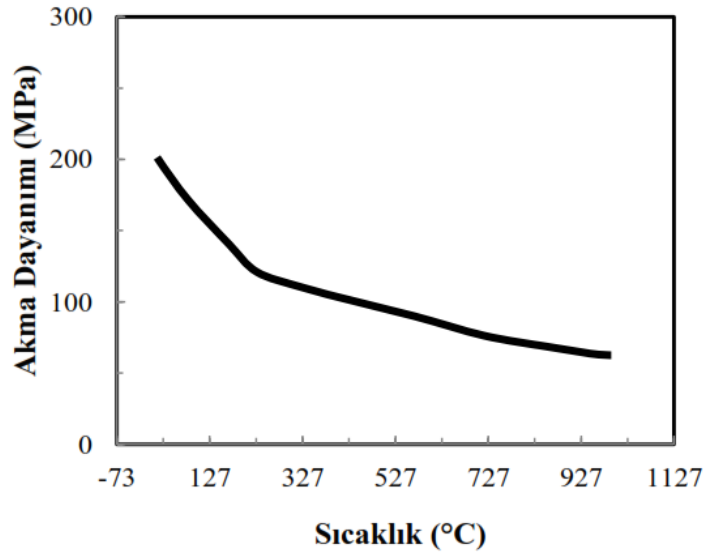
Kırılma tokluğunu geliştirmek için kullanılan alternatif bir yöntem de NiAl matriste sünek fazların oluşturulmasıdır [7]. Sünek fazlar kullanarak tokluğun artırılması, gevrek malzemelerin kırılma direncini ve tokluğunu artırma yöntemlerinden birisidir. Artan tokluk, kırılma esnasında çatlak ilerlemesi ile sünek faz arasındaki etkileşimden kaynaklanır. Örneğin NiAl'e ilave edilen Ni<sub>3</sub>Al sünek fazı, ana malzemenin süneklik ve tokluğunu arttırmaktadır. Ancak Ni<sub>3</sub>Al bileşiğinin düşük ergime sıcaklığı, oluşturduğu kompozit malzemenin sürünme dayanımını azaltmaktadır [47]. Diğer yandan NiAl-Cr gibi ötektik alaşım oluşturan refrakter metal fazları, alaşımın NiAl bileşiğine kıyasla tokluğunu ve sürünme dayanımını arttırabilmektedir [47]. Çatlak ilerlerken kırılmayan ikincil faz fiberler veya lameler çatlak ucunun arkasında bulunabilir. Bu çatlak köprüleri ile ikincil fazın miktarı, deformasyon karakteristiği ve sünek matris fazları arasındaki ayrılmama miktarı ile ilişkili olarak yüksek miktarda tokluk sağlanabilmektedir. Çatlak köprülenmesi her iki takviye türünde de görülürken, yeniden çatlak başlaması ve çatlak yönü değiştirme mekanizması sadece lamelli mikroyapıda görülmektedir [47].

## 2.5. MEKANİK ÖZELLİKLERİ ETKİLEYEN BAZI PARAMETRELER

### 2.5.1. Sıcaklığın Etkisi

NiAl bileşiğinin sıcaklığa bağlı olarak mekanik özelliklerindeki değişimi hakkında yapılmış olan çok sayıda çalışma vardır [16,29,48–51] . Bunların içerisinde en kapsamlı olanları ise çekme yükü altında Rozner ve Wasilewski'ye, basma yükü altında ise Pascoe ve Newey' e aittir [29,48].

Stokiyometrik NiAl bileşiği, artan test sıcaklığı ile akma dayanımında düşüş göstermektedir. Vedula ve Khidkar ile bazı araştırmacıların çalışmalarının birleşimi ile oluşturulmuş, çok taneli NiAl bileşiğinin sıcaklığa bağlı olarak çekme testleriyle belirlenen akma dayanımındaki değişimi gösteren grafik Şekil 2.8'de verilmiştir [29,50-52]. Bu grafikte görüldüğü gibi çok taneli NiAl bileşiğinin akma dayanımı oda sıcaklığında yaklaşık 170 MPa'dır ve bu değer bazı alüminyum alaşımları ile kıyaslanabilir seviyededir.



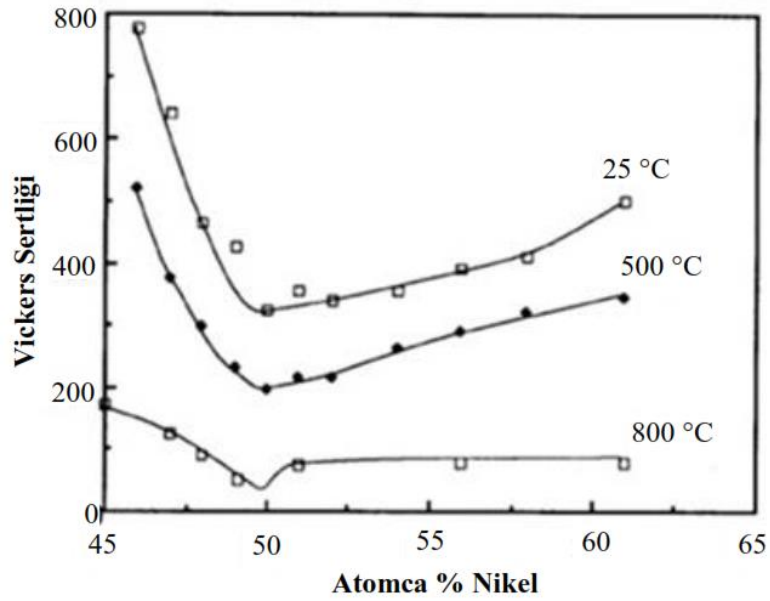
Şekil 2.8. Çok taneli NiAl bileşiğinin sıcaklığa bağlı akma mukavemeti [52].

HMK yapılı malzemelere benzer şekilde NiAl bileşiğindeki kırılma da artan sıcaklık ile gevrekten süneğe geçiş göstermektedir. Sünek gevrek geçiş sıcaklığı (BDTT) çok taneli NiAl bileşiği için yaklaşık 327 °C (0,2 Tm) olarak tanımlanabilmektedir. Fakat

bu değer, farklı çalışmalarda farklı olarak verilmektedir. Gerçek basma davranışında sıcaklık her 100  C azaldığında, kırılma dayanımı yaklaşık 100 MPa artmaktadır. Çekme testlerindeki kırılma dayanımları hakkındaki çalışmalarda uyuşmazlıklar oluşmakta ve 727  C altında önemli bir değişkenlik gözlenmektedir [53,54].

### 2.5.2. Stokiyometrinin Etkisi

NiAl bileşenlerinin mekanik özellikleri üzerinde stokiyometrinin belirgin bir etkisi vardır. Minimum sertlik, maksimum süneklik ve dayanım veren tam stokiyometri Ni/Al = 1'dir. Bu etkiyi ilk defa Westbeek, ark ile ergitilerek üretilmiş parçalar üzerinde gerçekleştirdiği mikro sertlik ölçümleri ile ortaya koymuştur (şekil 2.9) [16].

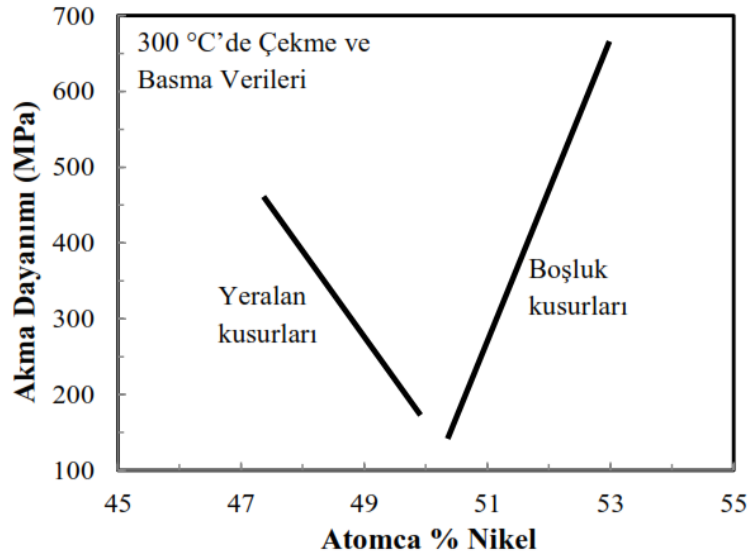


şekil 2.9. NiAl bileşiğinin sıcaklık ve stokiyometriye bağlı sertliği [16].

Vedula ve Khadkikar'da stokiyometrik kompozisyonda akma dayanımının minimum olduğunu belirlemiştir [52]. Ayrıca Hahn ve Vedula stokiyometriden % 1 sapma ile oda sıcaklığındaki gevrek davranışın ve BDTT'nin arttığını göstermiştir [30]. Nagpal ve Baker, NiAl bileşiğinde, tane boyutunun akma dayanımına etkisini Eşitlik 2.1'de verilen Hall-Petch ilişkisi ile belirlemek için yaptıkları çalışmada, denklemdeki latis direncinin ( $\sigma_0$ ) ve Hall-Petch eğiminin (k) stokiyometrik NiAl'de minimum olduğunu ve azalan Al miktarı ile arttığını belirtmişlerdir [32].

$$\sigma_y = \sigma_o + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (2.1)$$

Stokiyometriden farklı yönlerdeki sapma sonrası akma dayanımında oluşan değişim Şekil 2.10'da verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi, % 0,2 eğime karşılık gelen akma noktasındaki artış, Ni ya da Al fazlalığından kaynaklı stokiyometrik sapmalarda farklı oranda değişmektedir [52]. Örneğin, nikelce zengin bölgede sertlikteki artış oranı 120 MPa / at.% iken alüminyumca zengin bölgede yaklaşık 350 MPa / at.% olarak görülmektedir [17]. Alüminyumca zengin bölgedeki yüksek sertlik artışı, nikel boşluklarının, alt latis yerleşen atomlara (antisite atoms) göre dislokasyon hareketine karşı daha dirençli olduğu Frommeyer ve Derder tarafından açıklanmıştır [55]. Bu mukavemet değerlerindeki artışın (difüzyon deformasyonundan dolayı), stokiyometrik NiAl bileşiğinin stokiyometrik olamayanlardan daha mukavemetli olduğu 727 °C üzeri ile ilişkili olmadığı belirtilmiştir [56].



Şekil 2.10. Çok taneli NiAl bileşiğinde stokiyometrinin akma dayanımına etkisi [52].

Bazı çalışmalarda ise alüminyumca biraz zengin kompozisyonlarda yüksek mekanik özelliklerin elde edildiği görülürken, bazılarında ise düşük değerler görülmektedir [29,52]. Bu durum, alüminyum miktarının (genellikle  $\pm 1,0$  at.%) tam olarak belirlenebilmesinin zorluğundan kaynaklanmaktadır.

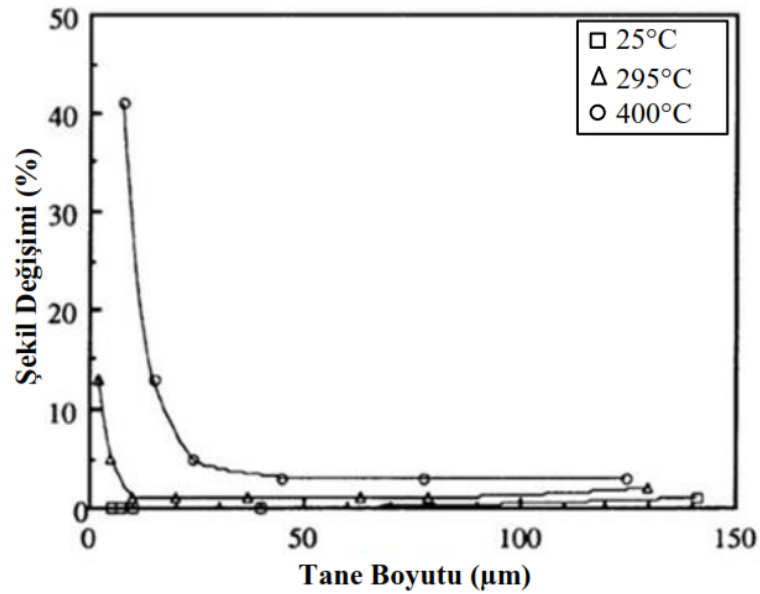


### 2.5.3. Tane Boyutunun Etkisi

Cottrell ve Schulson tarafından yapılan ilk çalışmalarda, kritik tane boyutu ( $d_c$ ) altında yarı gevrek malzemelerin çekme uzaması sergileyebileceği belirtilmiş ve Eşitlik 2.2'de verilen denklem oluşturulmuştur [57,58].

$$d_c = \left[ \frac{YK_{Ic} - k_y}{\sigma_0} \right] \quad (2.2)$$

Eşitlikte;  $K_{Ic}$  düzlemsel gerilme kırılması tokluğu,  $Y$  geometrik parametre (düzenlide 1),  $k_y$  ve  $\sigma_0$  deneysel Hall-Petch parametreleridir. Bu modelde büyük tanelerin küçük tanelere göre tane sınırlarında daha büyük gerilme konsantrasyonu oluşturduğu göz önünde bulundurulmuştur.



Şekil 2.11. Ni49Al alaşımında tane boyutunun süneklığe etkisi [59].

Gerilmenin bir tane sınırı boyunca kaymayı yaydığı ve böylece bir mikro çatlakın çekirdeklendiği göz önüne alındığında, daha büyük tanelerin mikro çatlakları daha düşük bir gerilmeye yayabildiği anlaşılmaktadır. Bu konudaki deneysel doğrulama döküm ve ekstrüze Ni-49Al alaşımında gerçekleştirilmiştir [59]. Bu alaşıma, ince ve yeniden kristalleşmiş tane yapısı elde edilmek için düşük bir sıcaklıkta ekstrüze edilip, 5-140 µm aralığında oluşan tane boyutunun korunması amacıyla eş zamanlı

tavlama işlemi uygulanmıştır. Şekil 2.11’de görüldüğü gibi, 25-400 °C sıcaklık aralığında çekme testi uygulanmış ve 400 °C’de kritik tane boyutu yaklaşık 20 µm olarak belirlenmiştir. Ancak, en ince tane boyutu olan 5 µm’da bile oda sıcaklığındaki süneklik değeri % 2 olarak elde edilmiştir. Bu sonuç, Ni49Al için oda sıcaklığındaki kritik tane boyutunun 5 µm’dan daha az olduğunu göstermektedir. Kritik tane boyutu üzerine yapılan bu çalışma, NiAl için kritik tane boyutunu 1 µm olarak belirten ve 0,1 µm tane boyunda % 5 uzama olabileceğini belirten Noebe ve diğ.’nin çalışması ile de desteklenmiştir [50].

#### **2.5.4. Alaşım Elementi İlavesi**

Alaşım elementi ilaveleri NiAl bileşiğinin sünekliği, tokluğu ve sürünme dayanımı üzerinde çeşitli etkiler göstermektedir. Tek fazlı mikroyapıyı sürdürecektir şekilde ilave edilen farklı miktarlardaki alaşım elementleri, genellikle ya ilave sistemlerle kaymayı kolaylaştırmak ya da impuritelere oluşturarak tane sınırlarını mukavemetlendirmek içindir [17,60,61].

Katı eriyik mukavemetlendirmesi, çözünen atomların çözen atom kafes yapısı içerisine yerleşmesi ile olmaktadır. Çözen elementin kafesine yerleşen bu atomlar dislokasyon hareketlerinde sürünme direnci sağladıkları için, genellikle saf metale göre daha mukavemettir. Bu mukavemetlendirme etkisi, ilave alaşım elementinin tipine ve miktarına göre değişiklik gösterebilmektedir [62]. Alaşım elementi ilavesi ile mekanik özelliklerdeki değişimler birincil olarak dislokasyon atmosferinin oluşumu, Ni/Al oranındaki değişimler ve etkili difüzyon katsayısındaki değişimlerden kaynaklanmaktadır. Tercihli yeralan alaşım elementi ilaveleri ile artan yapısal kusurlar, malzemenin mukavemetlenmesine katkıda bulunmaktadır. Bu mekanizmalar, alaşım elementlerinin etkisi analiz edildiğinde ortaya konabilmektedir.

Katı çözeltilerin arayer ve yeralan şeklinde iki türü vardır. Bu durum, çözünen ve çözen elementlerin atom boyutlarına bağlıdır. Eğer atomlar yaklaşık olarak aynı hacimdeyse, yeralan katı çözeltisi oluşarak çözünen atomlar, çözen atom kristal yapısına yerleşmektedir. Diğer yandan çözünen atomlar çözene göre çok küçükse,

arayer katı çözeltilisi oluşmakta ve ilave edilen alaşım elementlerinin atomları çözen elementin kafes yapısındaki aralara yerleşmektedir [62].

### Arayer Alaşım Elementi İlavesi

NiAl bileşiğinde arayer atom kirliliğinin mekanik özellikler üzerindeki etkisi, önceki çalışmaların sonuçları arasındaki uyumsuzluğun da kaynağıdır [17]. Deneysel olarak NiAl bileşiğinde arayer olarak bulunan alaşım elementi ilaveleri, katı çözelti mukavemetlendirmesi için potansiyel oluşturmaktadır [31].

Arayer elementi olan bor (B) ve karbon (C)'nun sadece ağı. 0,00003 (30 wppm, ağırlıkça ppm) oranında kasıtlı olarak ilavesi, akma dayanımında % 30 artış sağlamaktadır [31]. Seviye 100 wppm'den yüksek olduğunda akma dayanımındaki artış, % 50'den fazladır. Seviye 300 wppm'i aştığında ise sünek gevrek geçiş sıcaklığının arttığı belirtilmiştir [31]. Auger elektron spektroskopisinin kullanıldığı bir çalışmada C, O ve S'ün tane sınırlarında segregasyon olmadığı, ancak B'un segregasyon olduğu belirtilmiştir [31]. Ayrıca Ti, V, Cr ve W gibi impurite türleri, toplam impurite seviyesi 460 ppm'den (atomca ppm) çok daha fazla olduğunda matriste MB<sub>2</sub> şeklinde (M metal elementi) çökelmesi belirlenmiştir [63]. Bu yüzden bor, yüksek saflıktaki nikelde bile arayer impurite olarak bulunmaktadır. C tane sınırlarında yayılmamasına rağmen, metalik impurite oluşturmada B'dan iki kat daha etkilidir [63]. B ve C ilavesi akma dayanımını önemli derecede arttırmaktadır. NiAl bileşiğinin 154 MPa olan akma dayanımı, at.% 0,12 B ilavesi ile 329 MPa'ya yükselmekte ve at.% 0,1 C ile 336 MPa olmaktadır [31]. MB<sub>2</sub> ve MC çökeltilerinin varlığı, NiAl bileşiğinin akma dayanımındaki artışın muhtemel kaynağıdır [63]. Bor ilavesi ile kırılma modunun, taneler arası kırılmadan taneler içi kırılmaya dönüştüğü görülmüştür [31]. Bor çökelmiş NiAl bileşiğinde akmadan önce oluşan tane sınırlarındaki klivaj gerilme bastırılmakta ve bu sayede kırılma modu, tane içi klivaja dönüşmektedir.

Bieler, Noebe ve Hebsur, NiAl bileşiğinde azot (N) ilavesini çalışmışlar ve N içeren numunede daha düşük seviyedeki C'dan dolayı, kırılma tokluğunun 8 MPa·m<sup>1/2</sup> arttığını belirtmişlerdir [64]. Arayer impurite türlerinin etkisi, sadece oda sıcaklığındaki özellikler ile sınırlı değildir. Örneğin NiAl bileşiğine 420 wppm gibi çok az

miktardaki C ilavesi sürünme dayanımını önemli ölçüde azaltmaktadır [65]. AlN ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> çökeltilerinin ise sürünme dayanımının artmasına önemli katkıları olduğu belirlenmiştir [35].

### Yeralan Alaşım İlavesi

Goldschmidt yarıçapı 0,1 nm'den küçük olan elementler, NiAl bileşiğinde arayer olarak bulunmayı tercih etmektedir [31]. Artan Goldschmidt yarıçapı ile tercihler yeralan olarak değişmektedir. Yeralan alaşım elementi ilavesi, stokiyometriye de bağlı olarak Ni veya Al kafesinde tercihli olarak yer alarak alaşımı mukavemetlendirmektedir. Örneğin Be yeralan atomu neredeyse sadece Al konumundadır [63]. Jayaram ve Miller yaptıkları analizde, NiAl'a ilave edilen demir atomunun Al atom konumunu tercih ettiğini, fakat aynı zamanda alaşımın Ni'ce zengin olduğunu belirtmişlerdir [63]. Diğer bir çalışmada ise, demirin NiAl bileşiği kafes yapısında her iki atom konumunu da tercih ettiği gösterilmiştir [66].

NiAl bileşiği gibi düzenli intermetalik alaşımlarda, hiçbir deneysel çalışmada kabul edilebilir bir katı çözelti mukavemetlendirme teorisi açıklanamamıştır [17,35]. Özellikle belirli mikro alaşımlama ilaveleri, tane sınırlarını mukavemetlendirmek veya matriste impuritelere oluşturularak oda sıcaklığında NiAl'ın çekme sünekliği arttırmak içindir [67,68]. 1000 ppm Fe, Ga veya Mo ile katkılanmış stokiyometriye yakın tek kristal NiAl bileşiğinin, oluşturulan impuritelere katkı ile, oda sıcaklığındaki çekme uzaması % 1'den % 6'ya kadar arttırılmaktadır [69]. Üçüncü elementlerin artan ilave miktarları, bu etkiyi gidermektedir. Araştırmacıların ilgilendikleri temel nokta NiAl bileşiğinde beş bağımsız kayma sisteminin olmamasıdır. Bu yüzden teorik ve deneysel olarak birçok alaşım geliştirme programı, NiAl bileşiğini üçüncül elementlerin ilavesi ile alaşımlandırarak, düzenlenme enerjisini veya anti-faz sınır enerjisini (APB) değiştirme üzerine odaklanmıştır. APB enerjisindeki yeterli değişim, ilave veya alternatif kayma sistemlerinin aktivasyonuna izin vermektedir [70,71]. Genellikle bir makro alaşımlama (at.% 1'dan fazla) yaklaşımına gerek duyulmaktadır. Ancak makro alaşımlama katı çözelti mukavemetlendirmesi ile eş zamanlı bir etki gösterdiği için süneklikte çok sınırlı bir artış sağlanmaktadır [18,71].

NiAl bileşiğinin düşük klivaj mukavemeti taneler arası kırılmaya neden olmaktadır [72]. Ancak akma sırasında tane sınırlarındaki uyumsuzluklar gerinim gösterdiğinde, tane içi kırılma gerçekleşmektedir. Sadece saf NiAl ve NiAl-Be alaşımları kırılmadan önce deforme olmaktadır [17]. Düşük seviyedeki Zr, Cr ve V ilavesi sadece BDTT'nin üzerinde etkili olmaktadır [70,73]. Auger çalışmaları Zr'un tane sınırlarında segregasyon olduğunu göstermektedir. BDTT, Zr ilavesinden etkilenecek şekilde 577-602 °C'ye yükselmektedir [17]. Molibden (Mo) ilavesinin katı çözültüye etkisi iyi bir potansiyele sahiptir, ancak Mo, NiAl bileşiği içerisinde sınırlı bir çözünübilirlik göstermektedir [69]. Ti, Nb, Ta ve Hf gibi çeşitli alaşım elementlerinin, NiAl bileşiğinin sürünme dayanımına etkisinin anlaşılması için deneyler yapılmıştır [17,74]. Ancak çok taneli NiAl bileşiğinde Nb, Ta ve Ti katı çözültü yaptıkları veya çökelme sertleşmesi sağladıkları için, sürünme dayanımına uzun süreli etkilerinin belirlenmesi zordur [74]. Hf ise NiAl için son derecede etkili bir mukavemetlendiricidir [69].

## 2.6. NiAl ESASLI ALAŞIMLAR

NiAl intermetalikleri önceki bölümlerde bahsedilen olumsuzlukları ve bu olumsuzluklar içerisinde, özellikle düşük mekanik özellikleri nedeniyle kütleli olarak kullanım alanı bulamamıştır. Bu olumsuzluğu gidermek için üzerinde odaklanılan konulardan birisi de alaşımlama yöntemidir. NiAl bileşiğine ilave edilen alaşım elementlerinin mikroyapıdaki etkilerine göre gruplanmış tablosu Şekil 2.12'de verilmiştir. Bu alaşım elementleri genel olarak Tip A, Tip B ve Tip C şeklinde üç grupta toplanmıştır. Tip A grubunda, üçüncü elementin çözünübilirliği genellikle düşüktür ve en az bir tane üçlü intermetalik faz oluşmaktadır. Tip B grubunda, üçüncü element NiAl ile ötektik benzeri (pseudo-binary) bir formdadır. Tip C grubunda ise, üçüncü element geniş bir çözünübilirlik aralığı göstermektedir ve B2'ye eş yapıda oluşabilmektedir. Özel tip alaşımlama davranışları, elementlerin periyodik tablodaki grup numarası ile ilişkilidir. A tipi genellikle III B, IV B ve V B'de, B tipi VI B'de ve C tipi ise VII B ve VIII B'de gözlemlenmektedir. Tip A grup elementleri de faz denge verilerini sınırlandırmasına rağmen, nispeten yüksek çözünübilirliğe sahiptir [76]. Ayrıca Tip A grubu alaşım elementi ilavesi diğer iki tipe kıyasla katılma eğrisini daha fazla düşürmektedir [77].

III B	IV B	V B	VI B	VII B	VIII	I B	II B		
Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn
Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd
La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg

	Tip A: Üçlü intermetalik fazlar olur
	Tip B: NiAl-HMK ötektik benzeri yapı
	Tip C: NiAl'da yüksek çözünürlük
	NiAl'e etkisi bilinmeyen alaşımlama

Şekil 2.12. NiAl bileşiğinde üç tip faz dengesinin gösterildiği periyodik tablo bölümü [75].

Jiang, istatistiksel-mekaniksel Wagner-Schottky modelini kullanarak, B2 NiAl kafes yapısında 3d (Ti-Cu), 4d (Zr-Ag) ve 5d (Hf-Au) geçiş metal elementlerinin tercihlerini hesaplamıştır [78]. Bütün alaşım kompozisyon ve sıcaklıklarında Co, Tc, Ru, Rh, Re, Os, Ir ve Pt elementlerinin açıkça Ni alt latisini tercih ederken, Ti, Zr, Nb, Hf ve Ta elementlerinin Al alt latisini tercih ettiklerini belirlemiştir. Bunların aksine V, Cr, Mn, Fe, Cu, Mo, Pd, Ag, W, ve Au elementlerinin NiAl kafes yapısındaki konumunun ise alaşımın kompozisyonuna ve sıcaklığa bağlı olduğunu belirtmiştir.

Krom ve molibden gibi bazı elementler, oda sıcaklığında NiAl içerisinde sınırlı çözünebilirliğe sahiptir. Bu elementler çözünebilirliklerinden fazla ilave edildiklerinde, NiAl bileşiğini mukavemetlendiren metalik Cr ve Mo parçacıkları şeklinde çökeltmektedir. Bu parçacıklar HMK kristal kafesine sahip  $\alpha$  çökeltileri şeklindedir. Diğer bir potansiyel mukavemetlendirme formu, Ni<sub>2</sub>AlX (X= Hf, Nb, Ti, Zr, V, Ta) şeklinde Heusler fazını oluşturmaktır [67]. Bu faz  $\beta'$  intermetalik çökeltisi olarak ifade edilmektedir. Her iki durumda da NiAl bileşiği içerisinde, metalik veya intermetalik çökelti oluşmakta ve alaşım bu şekilde mukavemetlendirilmektedir.

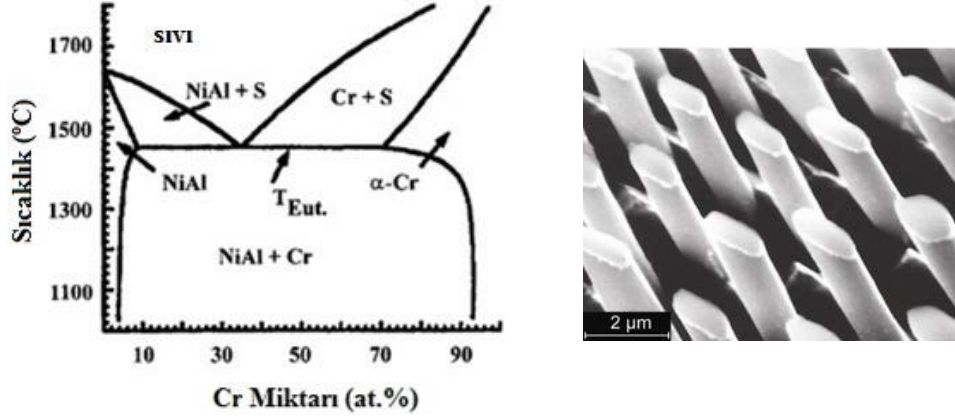
### 2.6.1. NiAl-Cr Ötektik Alaşımları

NiAl-X şeklindeki ötektik benzeri (pseudo-binary eutectic) metal matrisli kompozitlerin, yüksek termal ve mekanik yüklemeler altındaki yapısal parçalarda kullanılmak için çok yüksek bir potansiyele sahip olduğu belirtilmiştir [20]. Otomotiv ve güç üretim endüstrisinde faaliyet gösteren bazı firmalar Federal Alman Araştırma ve Teknoloji Bakanlığı'nın finansal desteğiyle ileri yüksek sıcaklık malzemelerinin geliştirilmesine yönelik çalışmalarda bulunmaktadır. İçten yanmalı motorlar, elektrik santrallerindeki sabit gaz türbinleri ve jet motorlarının çeşitli yapısal parçaları, basınçlı döküm ve metal enjeksiyon kalıplama ile üretilmektedir. Bunların ortam koşullarında kullanılabilirlik testleri yapılmakta ve uygun verimlilik fonksiyonuna göre sonuçları değerlendirilmektedir. Bu malzemelere örnek olarak, hibrit yapılarda gaz türbünü için toz metalürjisiyle üretilmiş stator bıçak, gaz türbinlerindeki yanma odalarında ara bölme için hassas dökümle üretilmiş termal blok ve dizel yanmalı motorlarda yakıt enjektörleri için metal enjeksiyon kalıplama (MIM) ile üretilmiş enjeksiyon iğneleri Şekil 2.13'te verilmiştir [20].



Şekil 2.13. NiAl-Cr alaşımdan yapılmış parçalar a) stator bıçak, b) termal blok ve c) enjeksiyon iğneleri [20].

HMK yapılı vanadyum, krom, molibden, tungsten ve HSP yapılı rutenyum gibi refrakter geçiş metalleri, NiAl bileşiği ile ikili ötektik sistemine benzer bir yapıda şekillenmektedir. Bu alaşımlar yönlü katılaştırıldığında (NiAl-X (X=V,Cr,Mo,W,Re) ötektik sistemleri) elastik dayanımları yüksek tek yönlü fiberler oluşturabilirler (Şekil 2.14). Bu fiber takviyeli ötektiklerden NiAl-Cr, NiAl-Mo ve NiAl-Re alaşımlarının, takviyesiz NiAl bileşiğine kıyasla, süneklikleri ile birlikte, orta sıcaklıklarda dayanım ve sürünme direnci gibi özellikleri de önemli derecede yüksektir [20].



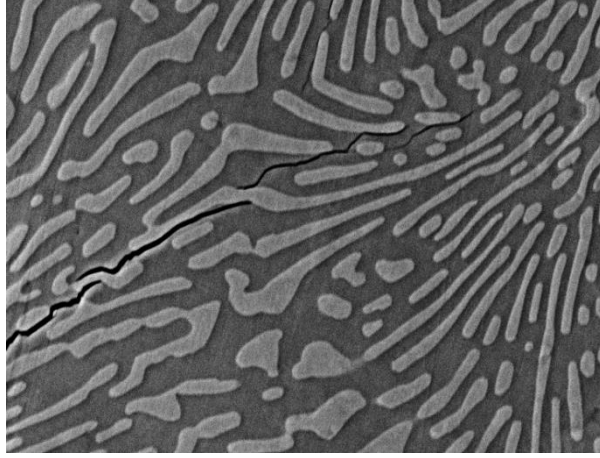
Şekil 2.14. NiAl-Cr faz diyagramı ve yönlü katılaştırılmış NiAl<sub>34</sub>Cr alaşımının mikroyapısı [20,55].

Frommeyer ve Derder, at.% 27 Cr ilave edilmiş NiAl alaşımında, matrisin ince ve yoğun miktarda yayılmış Cr parçacıklarından oluştuğunu belirtmiştir [55]. Artan Cr ilavesi ile birlikte akma mukavemetinin önce hızlı (at.% 8 Cr'a kadar) sonra yavaşça arttığı, sünekliğin ise % 28 Cr'a kadar sürekli arttığı, sonrasında artan Cr miktarına bağlı olarak azaldığı ifade edilmektedir. Bu malzeme, 600 °C üzerinde yüksek çekme sünekliği ve 1100 °C'ye kadar da iyi dayanım ve sürünme özelliği göstermektedir. Sünek gevrek geçiş sıcaklığının, tane incelmesi olmadan ve arayer atomu içermeyen Cr kullanımı ile yaklaşık 407 °C'den daha düşük sıcaklıklara kadar azaldığı vurgulanmıştır. Ayrıca, NiAl-Cr alaşımlarının gaz türbin istasyonlarındaki yanma odalarında ve jet motorlarında kullanılabileceği belirtilmiştir [55]. Tiwari ve diğ., NiAl bileşiğine Cr ilavesini inceledikleri bir çalışmada, Cr ilavesinin akma dayanımını iki kat arttırdığını ve bunu yapıda oluşan katı çözeltili mukavemetlendirilmesi ve çökelti mukavemetlendirilmesinin sağladığını belirtmişlerdir [79]. Ancak yaptıkları çalışmada Cr ilavesini, Al miktarını azaltarak dengelemişlerdir ve bu durumun, stokiyometriden saptmaya yol açması söz konusudur.

NiAl esaslı ötektiklerin kırılma toklukları ve kırılma karakteristikleri, çatlağın başlangıçtaki ve büyüme aşamasındaki tokluk sürecinden kaynaklanmaktadır. Başlangıçtaki tokluk, sünek faz morfolojisine bağlıdır. NiAl-Cr ötektiğindeki gibi fiberli mikroyapılar için çatlak tutma mekanizması, başlangıç tokluğunu kontrol etmektedir. Bu işlemde, kırılma tokluk değeri bölgesel gerilme şiddetini aşan tok

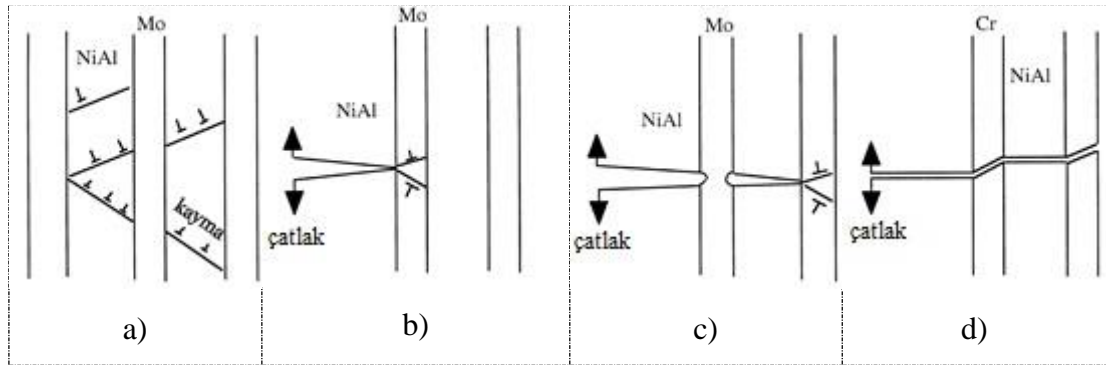


ikincil faz parçacıkları, çatlakın ilerlemesini engellemektedir (Şekil 2.15). NiAl-Cr(Mo) gibi lamelli mikroyapıdaki ötektiklerde ise çatlak ucu, tok ikincil faz parçacıklarını çevreleyemediği için bitişindeki fazda tekrar başlamaktadır [47].



Şekil 2.15. NiAl-Cr(Mo) lamelli ötektiginde görülen çatlak ilerlemesi.

Şekil 2.16' da  $\beta$ /HMK ötektiklerin (NiAl-Cr veya NiAl-Mo) deformasyon davranışı şematik olarak gösterilmiştir. Burada NiAl fazı HMK metal fiberlerinden daha düşük akma gerilmesine sahip olduğu için erken deformasyona uğramaktadır (Şekil 2.16 a). Ancak bu kompozitlerde, arayüzey boyunca kayma transferi zor olduğundan dolayı, plastik deformasyon NiAl'de lokal olarak bulunur. Bu durum iki sebepten kaynaklanmaktadır; biri NiAl kayma sistemi  $\{110\}$  veya  $\{001\}$  ile HMK metal kayma sistemi  $\{112\}$  arasındaki geniş uyumsuzluk, diğeri ise metal fiberlerinin yüksek akma dayanımıdır [37].



Şekil 2.16.  $\beta$ /HMK ötektiklerin (NiAl-Cr veya NiAl-Mo) deformasyon davranışının şematik olarak gösterimi [37].

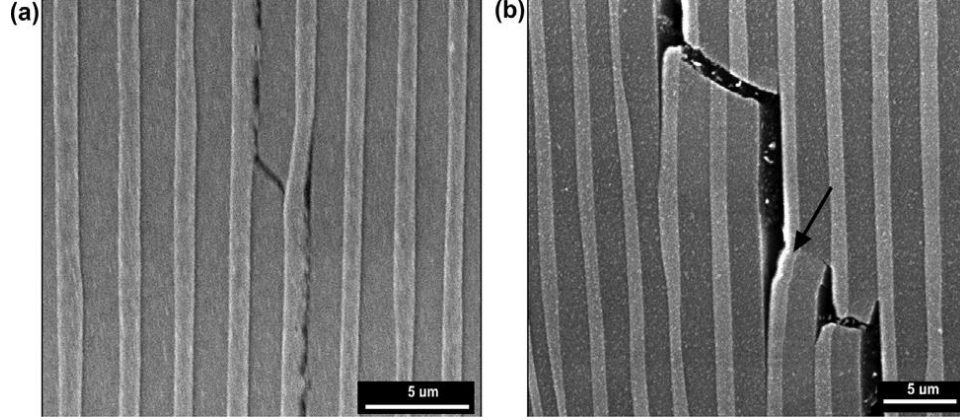
Yüksek mukavemetli HMK metal refrakterlerin deformasyonu zor olduğu için, ya direkt uygulanan yükten ya da matristeki kayma transferinden dolayı, NiAl fazındaki dislokasyon yığılmasından kaynaklanan gerilme konsantrasyonu, kompozitte toplu bir plastik deformasyondan önce, NiAl'de klivaj çatlakların oluşmasına yol açmaktadır (Şekil 2.16 b). Bu nedenle çekme testlerinde kopmadan önce önemli bir makro şekil değişimi gözlemlenmemektedir. Kırılma tokluğu testlerinde, NiAl fazında oluşan çatlakların metal fiberler ile etkileşimi, ikincil (dışsal) tokluk mekanizmasını meydana getirmektedir (Şekil 2.16 c). Eğer fiberlerde de gevrek kırılma olursa, bu durumda klivaj düzlemlerindeki uyumsuzluktan dolayı çatlak yönlenmesi gerçekleşir (Şekil 2.16 d). NiAl fazı içerisindeki birincil (içsel) tokluğun lokal plastik deformasyondaki rolü ihmal edilemeyecek düzeyde olsa da nispeten küçüktür. Örneğin yönlü katılaştırmada matrisin tane doğrultusu, çatlakların ilerleme ve fiberle karşılaşma arayüzeyini etkilemektedir [37].

Yapılan bir çalışmada NiAl bileşiği ve matris içinde oluşan Mo katı çözelti fazı bağımsız olarak genişletilmiş ve ortalama termal genişleme katsayıları sırasıyla  $16,03 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  ve  $5,83 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  bulunmuştur. Mo fazının  $650 \text{ } ^\circ\text{C}$  ve  $800 \text{ } ^\circ\text{C}$  arasında daha fazla genişlediği ve bu anormal davranış sebebiyle, NiAl matris sünek davranıp gelen yükleri karşılayamadığı zaman, bütün yük transferinin Mo fiberler üzerinden gerçekleştiği belirtilmiştir [80].

### 2.6.2. NiAl-Cr(Mo) Ötektik Alaşımları

NiAl-Cr alaşımları fiber yapılı bir mikroyapıya sahipken % 1'den fazla Mo içeren NiAl-(Cr,Mo) alaşımlarının lamelli bir yapı sergiledikleri görülmektedir [81]. Yapılan bir incelemede, NiAl'a at.% 0,6-6 arasında Mo ve at.% 34'e kadar çeşitli oranlarda Cr ilave edilerek üretilen alaşımlar, NiAl-28Cr-6Mo (NiAl-Cr(Mo) kısaca) alaşımı ile kıyaslandığında yüksek sıcaklık mukavemeti ve normal sıcaklık tokluğu bakımından optimum özelliklerin NiAl-Cr(Mo) alaşımında elde edildiği belirtilmiştir [81]. NiAl-Cr(Mo) ötektik alaşımları, NiAl esaslı birçok alaşım ile kıyaslandığında, nispeten yüksek ergime sıcaklığı, iyi termal iletkenlik ve yüksek sıcaklıklardaki yüksek kırılma tokluğu ve sürünme direncinden dolayı en mantıklı çözüm olarak görülmektedir [81,82]. Döküm işleminden sonra sıcak ekstrüze edilen NiAl-28Cr-

6Mo alaşımı,  $1,04 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ve  $5,02 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  deformasyon hızlarında 1050 °C ve 1100 °C sıcaklıklarda % 300'den daha fazla çekme uzaması göstermektedir [83]. Yönlü katılaştırma ile üretilen NiAl31Cr-3Mo alaşımının basma testi aşamasındaki mikroyapı görüntüleri Şekil 2.17'de verilmiştir.



Şekil 2.17. a) %3,5 ve b) %-10 basma sonrası NiAl-Cr(Mo) mikroyapısı [84].

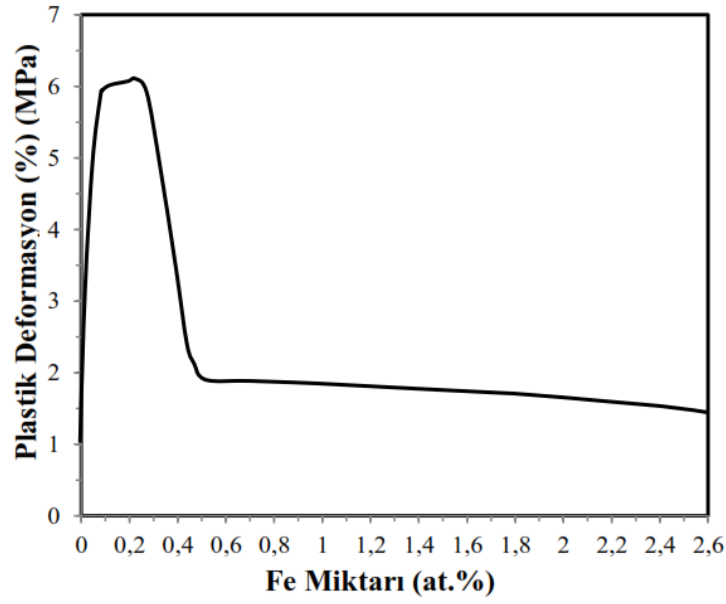
Şekil 2.17 a)'da basma numunesinin % 3,5 deformasyon sonrası uzunlamasına mikroyapısı görülmektedir. Burada NiAl fazındaki mikro çatlak ve arayüzey (bir kısmı) boyunca oluşan ayrılma görülmektedir. Uygulanan gerilim etkisi ile oluşan mikro çatlaklar krom katı çözültüsü ( $\text{Cr}_{ss}$ ) tarafından engellenmektedir.  $\text{Cr}_{ss}$  tabakasının tokluğa katkısının diğer bir göstergesi de % 10 deformasyon sonrası elde edilen Şekil 2.17 b) görüntüsü ile verilmektedir. Bazı bölgelerde oluşan gevrek kırılma çatlaklarının NiAl ve  $\text{Cr}_{ss}$  boyunca ilerlediği, ancak diğer bölgede çatlakın  $\text{Cr}_{ss}$  tabakasının katmanlara ayrılan arayüzeyi tarafından engellendiği görülebilmektedir. Bu görüntüde  $\text{Cr}_{ss}$  tabakasının katmanlara ayrılma sonrası şekil değiştirdiği de görülmektedir. Aynı çalışmada,  $\text{Cr}_{ss}$  fazına benzer bir alaşım (78Cr-7Mo-8Ni-7Al) kütle olarak üretilip test edildiğinde, NiAl matris içerisindeki lamel yapısının bu alaşıma göre daha mukavemetli ve sünek olduğu anlaşılmıştır. Bu sonuç, ince lamel yapısının daha az kusur içermiş olabileceğine bağlanmıştır [84]. Lamelli NiAl-Cr(Mo) ötektiklerini temel alan alaşımlar, diğer NiAl esaslı ötektikler ile kıyaslandığında, oda sıcaklığındaki tokluk ve yüksek sıcaklıktaki dayanım olarak iyi bir kombinasyon sergilediği belirtilmiştir. Ancak NiAl-Cr(Mo) ötektik yüksek sıcaklık malzemesi olarak umut versede nikel esaslı süperalaşımlar ile rekabet

edebilmesi için ilave özelliklerinin daha fazla gelişmesine gerek duyulduğu vurgulanmaktadır [47].

### 2.6.3. NiAl-Cr(Mo) +Fe Alaşımları

Demir, NiAl içerisinde ve B2 yapıda yüksek çözünürlük gösteren bir elementtir [76]. Bazı çalışmalarda NiAl yapısı içerisinde üçüncü element olarak ilave edilen demirin, (birincil olarak) Ni yerine geçmeyi tercih ettiğinden bahsedilmektedir [75]. Ancak alaşıma ilave edilen Fe, Al'un da yerini tutabilmektedir ve buna bağlı olarak yapıdaki boşluk veya yeralan atom miktarını değiştirebilmektedir [85]. Bu sebeple her iki durumda da farklı özellikler sergilemektedir. Bu etkinin belirlenmesi için yapılan bir çalışmada, NiAl ve Ni<sub>40</sub>Al'a ağırlık % 10'a kadar çeşitli oranlarda Fe ilave edilmiştir [85]. Elde edilen sonuçlara göre, artan Fe ilavesi ile yapıda oluşan Ni<sub>60-x</sub>Fe<sub>x</sub>Al alaşımında sertliğin düştüğü, Ni<sub>50-x</sub>Fe<sub>x</sub>Al alaşımında ise arttığı ve bu alaşımların sertlik eğrilerinin % 7,5 Fe oranında kesiştiği belirlenmiştir. Ni<sub>40</sub>Al alaşımının sertliğindeki azalma, demirin katı çözelti yumuşaması oluşturmasına bağlanmaktadır. Stokiyometrik NiAl bileşiğinde ise artan Fe ilavesi ile boşluk miktarı ve buna bağlı olarak sertliğin arttığı vurgulanmaktadır.

Darolia ve diğ. göre, NiAl'e düşük miktarda Fe, Mo ve Ga alaşım elementlerinin ilave edilmesi, gevrek kırılma davranışını değiştirebilmektedir [68]. 1993 yılında alınan bir patentte, beta fazındaki nikel alüminin demir ile mikro alaşımlandırıldığında sünekliğinin arttığı belirtilmektedir [86]. Şekil 2.18'de görüldüğü gibi, at.% 0,5'in altında yapılan demir ilavesi, NiAl alaşımının oda sıcaklığı sünekliğini önemli oranda arttırmaktadır. NiAl'a yaklaşık % 0,5'e kadar Fe ilave edildiğinde, sünekliğin % 2'lerden % 6'lara çıktığı ve artan Fe oranı ile bu etkinin kaybolduğu görülmektedir. Aynı çalışmada stokiyometrik NiAl bileşiğinin maksimum çekmesi 215,6 MPa ve şekil değişimi % 0,86 olarak verilmektedir. Ni<sub>49,75</sub>Al-0,25Fe bileşiminde ise maksimum çekme 297,5 MPa ve plastik şekil değişimi % 5,86 olarak verilmektedir [86]. Ayrıca NiAl'de sürünme dayanımı alaşımın konsantrasyonuna bağlı olmakla birlikte, ilave edilen Fe, alaşımın sürünme dayanımını da arttırmaktadır [87].

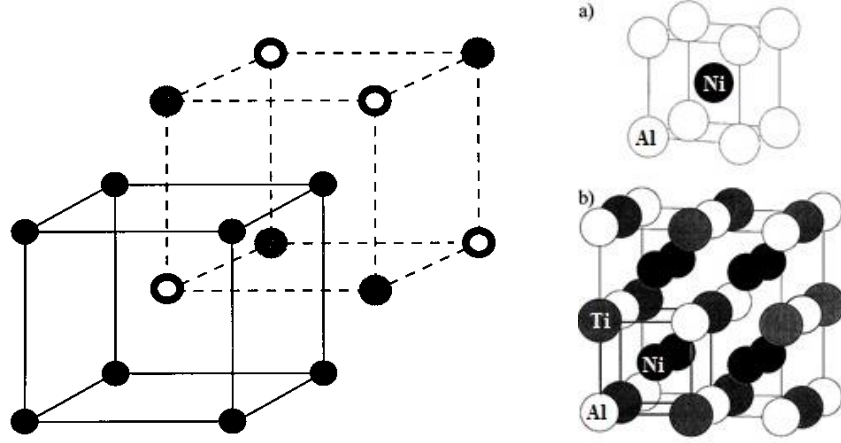


Şekil 2.18. NiAl bileşiğinde Fe ilavesinin % deformasyona etkisi [86].

#### 2.6.4. NiAl-Cr(Mo) +Ti Alaşımları

Ti ve Hf periyodik tabloda aynı sütundadır ve ikisi de  $Ni_2AlTi$  ve  $Ni_2AlHf$  şeklinde Heusler fazlarını oluşturmaktadır. Fakat her iki Heusler fazıda farklı morfolojiye ve dağılıma sahiptir. Düşük miktarda (at.% 0,5) Hf ilavesiyle NiAl ve Cr(Mo) arayüzeyinde oluşan faz, bağlanmayı azaltarak ortam sıcaklığındaki tokluğu düşürmektedir. Bu alaşımlarda kırılma genellikle tane içi kırılma şeklinde meydana gelmektedir. Ti ise NiAl içerisinde büyük oranda (at.% 3) katı çözelti oluşturarak, tokluğun nispeten artmasını sağlamaktadır. Bu alaşımlarda ise taneler arası ve tane içi şeklinde karışık kırılma mekanizması gözlemlenmektedir [88].

$\beta$  NiAl fazının Ti'ü çözme miktarı, artan sıcaklıkla artmaktadır ve örneğin at.% 5 Ti içeren NiAl, 1050 °C civarında tek faz olarak oluşmaktadır [90]. Ayrıca Kitabjian yaptığı bir çalışmada, at.% 2,5-3 Ti içeren NiAl alaşımının oda sıcaklığında da tek fazlı NiAl katı çözeltisi şeklinde bulunduğunu belirtmiştir [91]. Şekil 2.19'da  $Ni_2AlTi$  fazı farklı şekillerde şematik olarak verilmiştir.



Şekil 2.19. Ni<sub>2</sub>AlTi bileşiği kafes yapısının iki farklı şematik gösterimi [89,90].

Hagihara ve diğ. yaptıkları çalışmada, NiAl içinde geniş çözünebilirliğe sahip Ti'un etkisini incelenmişlerdir [92]. Bu çalışmada üç tane yönlü katılaştırılmış numune üretilmiştir; Ni(33-X)Al-31Cr-3Mo-XTi (X = 0, 3 ve 5 at.%). B2 NiAl fazının içerisinde bulunan Ti, Al alt latis yerini tercih ettiği bilindiği için ilave Ti miktarı Al azaltılarak dengelenmiştir [93]. Yapılan çalışmalar sonucunda, artan Ti miktarı ile kırılma tokluğunun azaldığı belirtilmektedir [92]. Ni<sub>2</sub>AlTi fazının kırılma tokluğu, düşük kristal simetrisinden dolayı, NiAl'den çok daha düşüktür. Ancak bu çalışmada düşüşün temel sebebi Ti'un mikroyapıda yaptığı değişiklik olarak gösterilmektedir. Yapılan Ti ilavesi alaşımın akma mukavemetini arttırmış, özellikle %5 Ti ilavesinde, alaşımın yüksek sıcaklık dayanımında önemli derecede arttığı belirtilmiştir [92].

Wilson ve diğ. yaptıkları çalışmada, NiAl içerisine at.% 4-7 arasında Ti ilave ederek farklı ısıl işlemler sonrasında Heusler fazının oluşumunu incelemişlerdir [90]. NiAl-Ti alaşımlarında çökelen β' (Ni<sub>2</sub>AlTi) fazının, alaşım elementi miktarına ve yaşlandırma işlemine bağlı olduğu belirtilmiştir. Yaptıkları çalışmada tespit ettikleri çökelti boyutlarının ısıl işleme bağlı olarak, 5-40 nm aralığında değiştiği vurgulanmaktadır. Li ve diğ. yaptıkları çalışmada ise at.% 5 Ti içeren alaşımda oluşan Heusler fazının (Ni<sub>2</sub>Al(Ti, Hf) bileşiminde) çapını 140 nm olarak belirlemişlerdir [94]. Ayrıca bu boyutun artan Ti miktarı ile azaldığı da belirtilmektedir. NiAl-Cr(Mo) alaşımına Ti ve Hf birlikte ilave edilerek Ni<sub>2</sub>Al(Ti, Hf) Heusler fazı ve β-TiM (M=Hf, Cr, Ni) katı çözeltisi oluştuğu ve bunların normal sıcaklık mukavemet ve sünekliğini geliştirdiği belirtilmektedir [95].

### 2.6.5. NiAl-Cr(Mo) +Nb Alaşımları

Nb, NiAl'ın yüksek sıcaklık mukavemetlendirmesinde çok etkili bir elementtir [96]. Yapılan bir çalışmada ilave edilen Nb alaşım elementinin, BDTT üzerinde belirgin bir artış sergilemeden NiAl alaşımının oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklık mukavemetini orta derecede geliştirdiği belirlenmiştir [97]. NiAl-Cr(Mo)'a ilave edilen Nb, yüksek sıcaklık mukavemetine katkı sağlayan Cr<sub>2</sub>Nb ile dispersiyon mukavemetlendirmesi oluşturduğu belirtilmektedir [98]. Diğer yandan, birçok Laves fazı arasında Cr<sub>2</sub>Nb fazı 1400 C'ye kadar olan yüksek sıcaklıklarda en iyi oksidasyon direncini ve en yüksek akma gerilmesine sahiptir ve sertliği orta seviyelerdedir [97]. Bu nedenle NiAl-Cr(Mo)'e ilave edilen Nb, yüksek sıcaklık dayanımı ve oda sıcaklığı tokluğu arasında makul bir denge sağlayacağı düşünülmektedir [98].

NiAl-Cr(Mo)-Nb alaşımı ise yüksek sıcaklıktaki mukavemet ve oda sıcaklığındaki tokluk arasında yeterli bir denge oluşturarak, NiAl-Cr(Mo)'den oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıkta daha iyi mekanik özellikler göstermektedir [98,99]. % 1 Nb ilave edilmiş alaşım, oluşturduğu yüksek mukavemetli Cr<sub>2</sub>Nb-tipi Laves fazından dolayı, her koşulda Nb ilavesiz alaşımlara göre daha yüksek mukavemet sergilemiştir [98]. Fakat diğer bir çalışmada, NiAl-Cr(Mo) tektik alaşımına katılan Nb tektik hücre sınırlarında oluşturduğu Laves fazı nedeniyle, oda sıcaklığındaki kırılma tokluğu ve basma sünekliğini etkin şekilde azalttığı belirtilmiştir [100]. Bu nedenle Nb ilaveli NiAl-Cr(Mo) tektik alaşımının yapısal malzeme olarak kullanılabilmesi için, oda sıcaklığı süneklik ve tokluğunun geliştirilmesi gereklidir. Süneklik ve mukavemeti arttırmada etkili olan tane inceltme işlemi ile mikroyapı kontrolü süneklik ve tokluğu geliştirmede etkili bir yoldur. Bu alaşım için süneklik ve mukavemeti arttırmada kullanılan etkili yöntemlerden biri, Nb'un tane sınırlarında oluşturduğu Laves fazını inceltmek ve lamel boşluğunu azaltmaktır. Bunun sağlanması için soğuma hızını arttırmak, uygun bir yöntemdir. Yapılan bir çalışmada soğuma hızını arttırmak için enjeksiyon döküm yöntemi kullanılmış ve daha ince ötektik yapı elde edilmiştir. Bunun sonucunda da süneklik sertlik ve dayanımda artış sağlanmıştır [101].

## BÖLÜM 3

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 3.1. NUMUNE ÜRETİMİ

##### 3.1.1. Kullanılan Malzemeler

Deney numunelerinin hazırlanmasında, oranların hassas olarak belirlenebilmesi için çoğunluğu toz halinde olan alaşım elementleri kullanılmıştır. Sadece alüminyum fiyat/kalite sebebiyle kaba granül (8-12 mm) olarak temin edilmiş ve ergitme esnasında daha homojen bir karışım elde edilmesi için 3-4 mm'lik küçük parçalar halinde kesilerek kullanılmıştır. Ayrıca alaşımların hazırlanmasında istenmeyen elementlerin varlığından kaçınabilmek için yüksek saflıkta alaşım elementleri tercih edilmiştir. Kullanılan alaşım elementleri ve özellikleri Çizelge 3.1'de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Numune üretiminde kullanılan alaşım elementleri.

Malzeme cinsi	Boyutu	Saflığı
Alüminyum	Granül (8-12 mm)	% 99,9
Nikel	Toz (3-7 $\mu$ m)	% 99,9
Krom	Toz (-60 mesh)	% 99,99
Molibden	Toz (-100 mesh)	% 99,95
Niyobyum	Toz (-325 mesh)	% 99,99
Titanyum	Toz (-150 mesh)	% 99,9
Demir	Granül (1-2 mm)	% 99,98



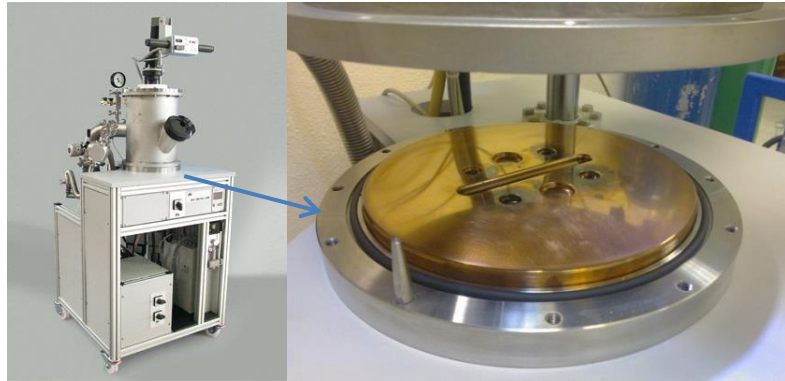
### 3.1.2. Ark Ergitme İle Alaşımların Üretimi

Deney numunelerindeki alaşım elementi oranları % atom (at.%) olarak belirlenmiş ve üretim aşamasında miktarlar kütle cinsine dönüştürülerek hazırlanmıştır. Yüksek saflıktaki alaşım elementleri, 0,1 mg hassasiyetindeki Precisa XB 200 terazi kullanılarak belirlenen oranlarda ölçülmüştür. Daha sonra bu tozlar, homojen bir dağılım sağlanıncaya kadar bir kap içerisinde karıştırılmış ve çelik bir kalıp içerisinde dökülüp hidrolik pres kullanılarak sıkıştırılmıştır. Hazırlanan karışım oranları Çizelge 3.2’de verilmiştir.

Çizelge 3.2. Üretilen malzeme türleri ve nominal bileşimleri.

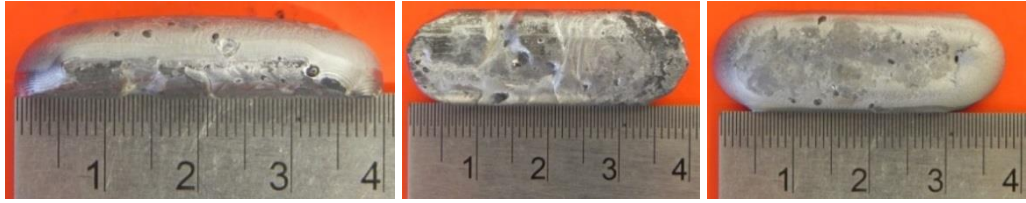
Bileşen adı	Karışım oranları (atomca %)
NiAl	50 Ni + 50 Al
NiAl-Cr	66 (NiAl) + 34Cr
NiAl-Cr(Mo)	66 (NiAl) + 28Cr + 6Mo
NiAl-Cr(Mo)-Fe	(66-X)(NiAl) + 28Cr + 6Mo + XFe (X=0,1 / 0,2 / 0,5)
NiAl-Cr(Mo)-Ti	33Ni(33-X)Al + 28Cr + 6Mo + XTi (X=4 / 5 / 6)
NiAl-Cr(Mo)-Nb	33Ni(33-X)Al + 28Cr + 6Mo + XNb (X=0,4/1 / 2 / 3)

Soğuk preslenmiş toz karışımlarının ergitilmesi Ankara Üniversitesi Fizik Bölümü Laboratuvarında bulunan Edmund Buhler vakumlu ark ergitme cihazında yapılmıştır. Ergitmede kullanılan cihazın genel görüntüsü ve ergitmenin yapıldığı bakır altlığın görüntüsü Şekil 3.1’de verilmiştir.



Şekil 3.1. Edmund Buhler vakumlu ark ergitme cihazı ve ergitme haznesi.

Cihazda yapılan ergitme işleminden önce, hazne içerisi  $2 \times 10^{-4}$  mbar basınca kadar vakumlanmış ve Ar gazı ile 700 mbar basınç sağlanacak kadar doldurularak ergitme yapılmıştır. Numuneler Şekil 3.1’de görülen bakır altlıkta, yarım çubuk şeklindeki hazne üzerinde ergitilerek hazırlanmıştır. Ergitme işlemi her numune dört defa çevrilerek tekrarlanmış ve böylece homojen bir karışım oluşturulmaya çalışılmıştır. Her ergitme öncesinde haznedeki Ar gazı boşaltılarak tekrar doldurulmuştur. Üretilen bir numunenin farklı yönlerden makro görüntüsü, mm’lik cetvel ile kıyaslı olarak Şekil 3.2’de verilmiştir.

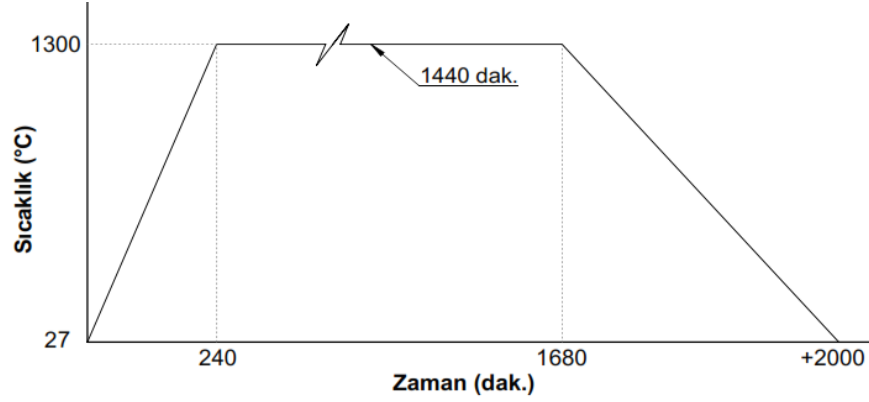


Şekil 3.2. Ark ergitme yöntemi ile üretilen at.% 1 Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımının makro görüntüsü.

Üretim her alaşım türü için benzer aşamalar izlenerek gerçekleştirilmiştir. Sonraki aşamada üretilen alaşımlara homojenleştirme ısıl işlemi uygulanmıştır. Isıl işlem öncesi ve sonrası alaşımların mikroyapısı, içerdiği fazlar ve fazların kompozisyonu; XRD, SEM ve EDS analizleriyle belirlenmiş, homojenleştirme ısıl işlemi sonrasında Vickers ve Brinell sertlik ölçümleri ve farklı sıcaklıklarda basma deneyleri uygulanmıştır.

### 3.1.3. Homojenleştirme Isıl İşlemi

Deney numuneleri üretildikten sonra, üretim yönteminin hızlı bir ergitme-katılaştırma işlemi olmasından dolayı, malzemede homojenliğin sağlanması ve üretimden kaynaklanan gerilimlerin giderilmesi için  $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ ’de homojenleştirme ısıl işlemi uygulanmıştır. Uygulanan ısıl işlemde takip edilen zamana bağlı sıcaklık değişimi Şekil 3.3’te gösterilmiştir.

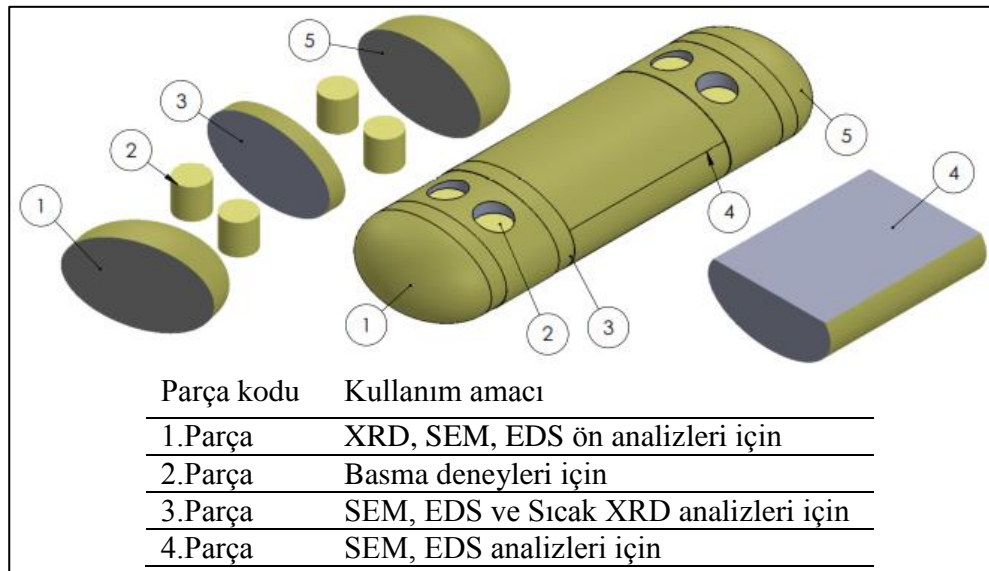


Şekil 3.3. Isıl işleminde uygulanan sıcaklık-zaman grafiği.

Numunelerin kirlenme veya oksitlenmesini önlemek için ısıl işlem koruyucu atmosfer altında gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem öncesinde fırın  $6,5 \times 10^{-2}$  mbar'a kadar vakumlanıp, Ar gazı ile doldurulmuş ve bu işlem üç defa tekrarlanmıştır. Sonrasında uygulanan ısıl işlem, yaklaşık 40 lt/saat debi akışındaki argon gazı altında gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem sonrasında numuneler fırın içerisinde kontrollü ve yavaş bir şekilde soğutulmuştur.

### 3.2. MALZEME ANALİZLERİ

Üretilen alaşımlara uygulanan analiz ve testler için hazırlanan parçalar ve kullanım amaçları Şekil 3.4'te gösterilmiştir.



Şekil 3.4. Analiz ve testler için hazırlanan numuneler.

Homojenleştirme ısı işlemi uygulanmadan önce, her numunenin kenarından bir parça (Şekil 3.4'te gösterilen 1. parça) alınıp, XRD ve SEM incelemeleri yapılmış sonrasında ısı işlem aşamasına geçilmiştir. Uygulanan homojenleştirme ısı işlemi sonrası numunelerden Şekil 3.4'te gösterilen diğer parçalar, tel erozyon ve dalma erozyon yöntemleriyle kesilip, aynı şekil üzerinde belirtilen analiz ve testler için kullanılmıştır. Numunelerin mikroyapıları optik mikroskop ve SEM incelemeleri ile, alaşımları oluşturan element miktarı ve oluşan fazlar ise EDS ve XRD analizleri ile belirlenmiştir. Ayrıca malzemelerin yoğunlukları, mikro ve makro sertlikleri ölçülmüş, sıcak ve soğuk basma testleri yapılmıştır.

### **3.2.1. Mikroyapı İncelemeleri**

Mikroyapı incelemelerinde SEM kullanılmıştır. Isıl işlemin etkisinin belirlenebilmesi için, ısı işlem öncesi ve sonrasında yüzey görüntüleri alınarak, kıyaslanmıştır. Homojenleştirme ısı işlemi öncesinde yapılan mikroyapı incelemeleri, her numunenin kenarından yaklaşık 5 mm kalınlığında numuneler kesilerek bu parçalar üzerinde yapılmıştır (Şekil 3.4'te 1. parça). Isıl işlem sonrasında ise, hem numuneden alınan (Şekil 3.4'te verilen) 3. parça yüzeyinden hem de (Şekil 3.4'te verilen) 4. parça üst yüzeylerinden SEM incelemesi yapılmıştır. Böylece ısı işlem sonrası numune mikroyapısı farklı iki doğrultudan incelenmiştir.

Mikroyapı incelemeleri için, numune yüzeyleri sırasıyla kabadan inceye doğru 240-1200 mesh SiC zımpara ile aşındırılmış ve 3 µm ve 0,3 µm alümina ile parlatılmıştır. Parlatma sonrası ultrasonik temizleme uygulanmış ve yüzeyler 1-5 dakika (farklı alaşımlar farklı sürelerde) % 5 Nital ile dağlanmış. Dağlama sonrasında Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem cihazında SEM incelemesi yapılmış ve aynı cihazda mikroyapının bazı bölgelerinden noktasal, çizgisel ve alan taraması şeklinde EDS analizleri yapılmıştır.

### **3.2.2. XRD Analizi**

XRD analizleri de homojenleştirme ısı işlemi öncesi ve sonrasında SEM görüntülerinin alındığı yüzeylerden yapılmıştır. Homojenleştirme sonrasında

ölçümler, ilk olarak numuneden alınan (Şekil 3.4'te verilen) 4. parça yüzeyinden gerçekleştirilmiştir. Sonrasında ise, basma testleri oda sıcaklığında ve 1000 °C'de yapıldığından dolayı, Şekil 3.4'te 3 numara ile belirtilen numuneler hazırlanmış (yaklaşık 1 mm kalınlığında) ve bu numunelerden oda sıcaklığı ve 1000 °C'de iki ölçüm daha yapılmıştır. Yapılan analizlerde benzer sonuçlar çıkması nedeniyle, tez kapsamında sadece son iki (oda sıcaklığı ve 1000 °C'de yapılan) analize yer verilmiştir. Tüm XRD analizleri Rıgaku Ultra IV cihazında yapılmıştır. Analiz parametreleri ilk ölçümlerde 40 kV / 20 mA, 4 derece / dakika, 20° - 90° şeklinde sonrakilerde ise 40 kV / 30 mA, 4 derece / dakika, 25° - 85° olarak belirlenmiştir.

### **3.2.3. Sertlik Ölçümü**

Sertlik ölçümleri, homojenleştirme ısıl işlemi sonrasında 4 numaralı yüzeyde (Şekil 3.4'te belirtilen) yapılmıştır. Vickers sertlik ölçümleri Shimadzu HVM-2 mikro sertlik ölçüm cihazıyla, 1,961 N ( $HV_{0,2}$ ) yük değerini 10 sn. uygulamak suretiyle gerçekleştirilmiştir. Brinell sertlik ölçümleri Qness/Q250M üniversal sertlik ölçüm cihazında 2,5 mm çaplı çelik bilye ucu ile 31,25 kg yükü 10 sn uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Brinell sertlik ölçümleri sonrasında numune yüzeyinde meydana gelen deformasyonu belirlemek için sertlik ölçüm izlerinden SEM görüntüleri alınmıştır.

### **3.2.4. Basma Testi**

Basma testi numuneleri (Şekil 3.4'te 2. parça), homojenleştirme ısıl işlemi sonrası numunelerin kenarlarından katılma yönü doğrultusunda tel erozyon ile 3 mm çapında 5 mm boyunda kesilerek alınmıştır. Test numuneleri kademeli ve hassas olarak kesildiğinden dolayı, yüzeylerine ilave bir zımparalama işlemi uygulanmamıştır. Sıcak basma testleri Shimadzu AG-IS 250 test cihazında yapılmıştır. Test, 1000 °C'de,  $5 \times 10^{-3} \text{ sn}^{-1}$  deformasyon hızında yapılmıştır. Soğuk basma testleri ise Zwick/Roell Z600 üniversal test cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu testler, oda sıcaklığında ve  $5 \times 10^{-4} \text{ sn}^{-1}$  deformasyon hızında uygulanmıştır. Tüm testlerden elde edilen değerler, cihazın ilerleme hızı ve uyguladığı kuvvet dönüştürülerek belirlenmiştir. Her iki teste ait grafikler

izdirilirken basma tablalarının hareketinden kaynaklı olarak grafiklerin ilk bölgelerinde oluşan düzensiz değişimler grafiklerden çıkarılmıştır.

### **3.2.5. Yoğunluk lm**

Alaşımların yoğunlukları 0,1 mg hassasiyetindeki Precisa XB 200 cihazında Arşimet prensibine göre çalışan yoğunluk ölçüm kiti kullanılarak belirlenmiştir.

## BÖLÜM 4

### DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME

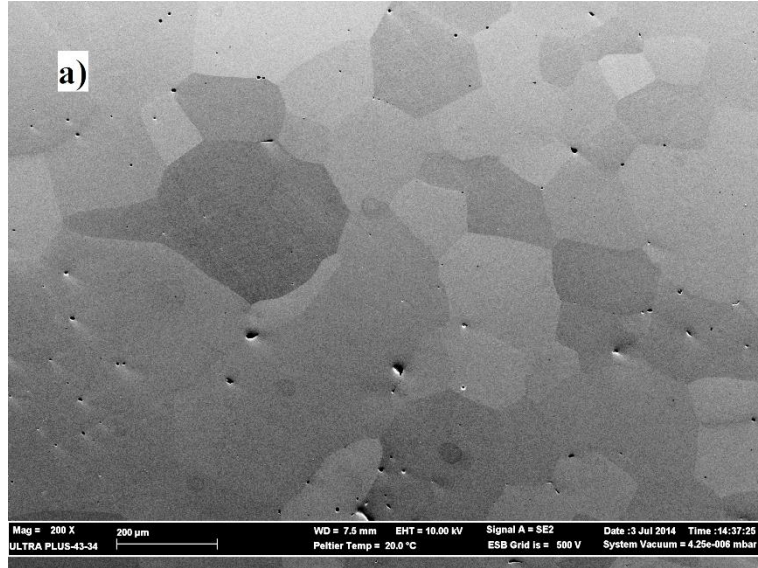
#### 4.1. NiAl, NiAl-Cr ve NiAl-Cr(Mo) ALAŞIMLARI

##### 4.1.1. Mikroyapı İncelemeleri

Alaşımın mikroyapı incelemelerinde ısıtma işlem öncesi ve sonrasında ait mikroyapı görüntüleri ve farklı bir SEM görüntüsü üzerinde belirtilen noktaların EDS analizleri verilmiştir. Her alaşım türü için incelemeler, ayrı alt başlıklar halinde verilerek değerlendirilmiştir.

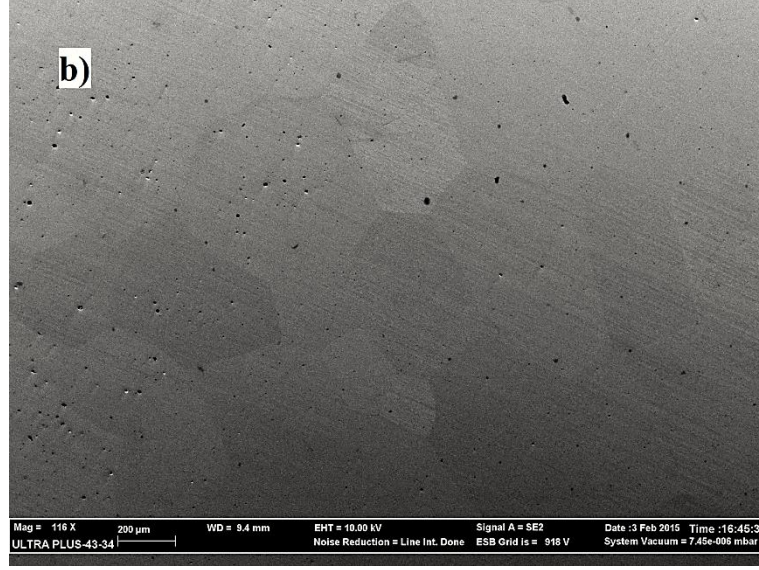
##### NiAl alaşımı:

NiAl alaşımına ait ısıtma işlem öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.1’de verilmiştir.



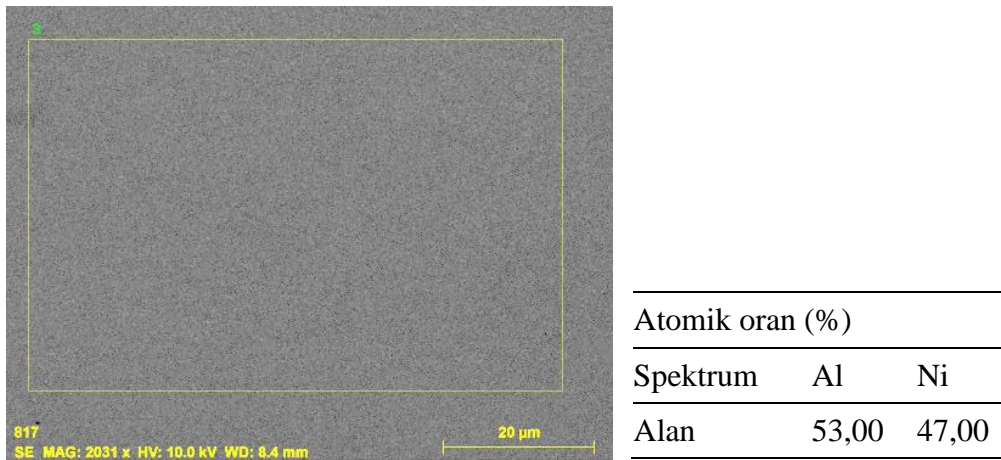
Şekil 4.1. NiAl alaşımının a) ısıtma işlem öncesi ve b) ısıtma işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.





Şekil 4.1. (devam ediyor).

Verilen SEM görüntüleri incelendiğinde, NiAl bileşiğinin ortalama 200 µm altında olan tane boyutunun ısıtılma işlem sonrasında 200 µm üzerine çıktığı görülmektedir. Verilen görüntülerde kısmen homojen bir tane boyutu dağılımı görülsede yer yer iri tanelerin oluştuğu gözlenmiştir. Genel olarak mikroyapı incelemelerinde ısıtılma işlem sonrası tane büyümesi görülmüştür. Ayrıca ısıtılma işlem öncesi ve sonrasında, mikroyapıda 1 µm'dan 50 µm'a kadar çeşitli boyutlarda gözenekler bulunduğu, bunun dışında yapının homojen ve tek fazlı olduğu belirlenmiştir. Alaşımın NiAl şeklinde tek fazdan oluştuğu, Şekil 4.2'de verilen EDS sonuçları ile de doğrulanmıştır.

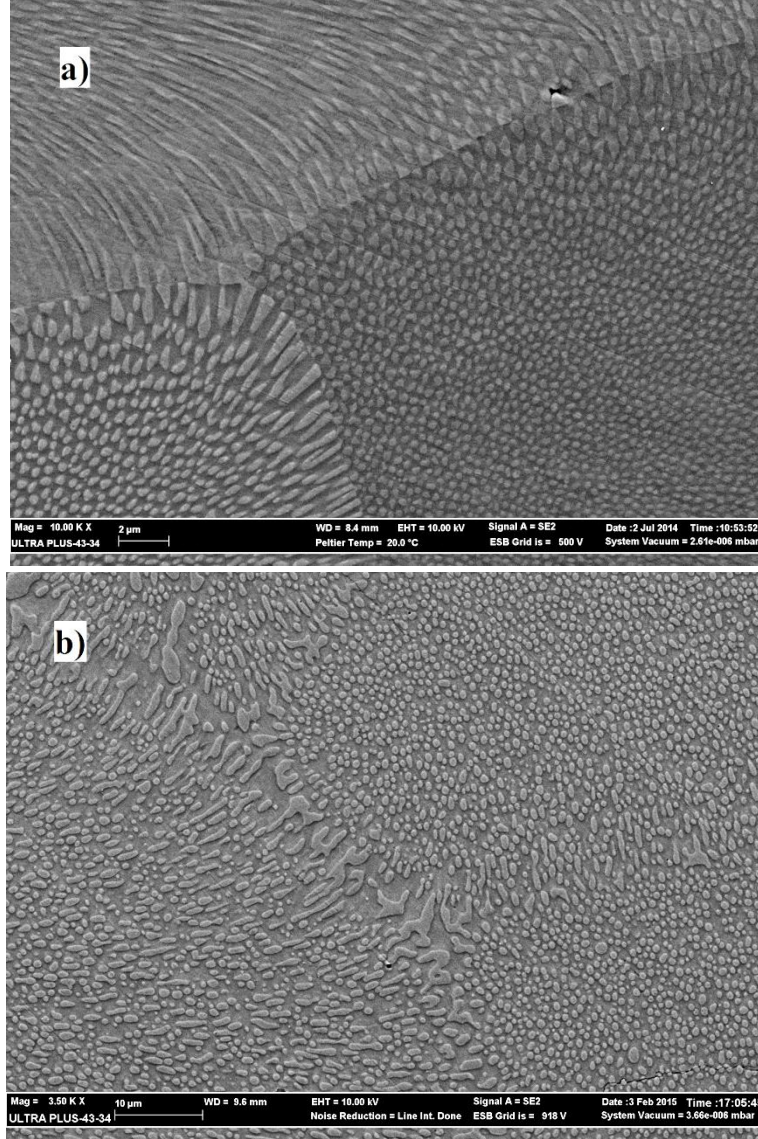


Şekil 4.2. NiAl alaşımının alan EDS analiz değerleri ve alındığı bölgenin görüntüsü.



NiAl-Cr:

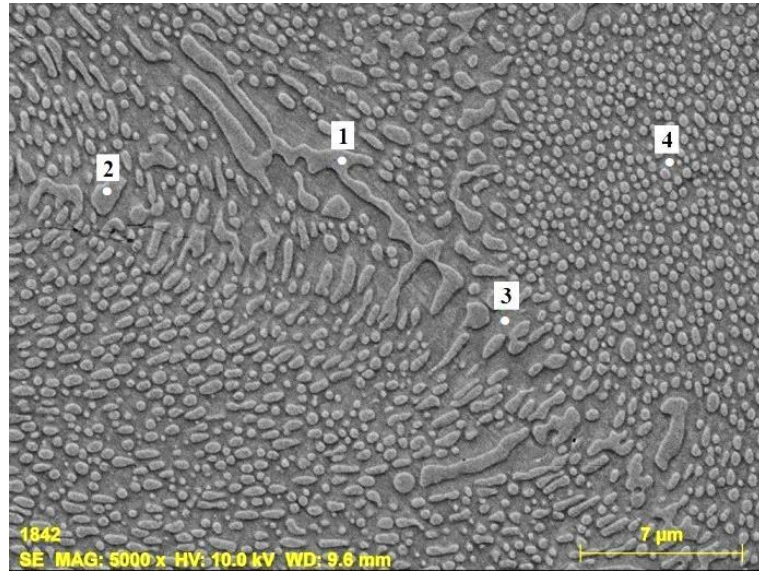
NiAl-34Cr alaşımına ait ısıl işlem öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.3'te verilmiştir.



Şekil 4.3. NiAl-34Cr alaşımının a) ısıl işlem öncesi ve b) ısıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.

SEM görüntüleri incelendiğinde, NiAl'a atomca % 34 Cr ilavesi ile üretilen alaşımın mikroyapısının, genel olarak çubuksu Őekildeki Cr fazı ve NiAl matrisinin oluşturduğu bir ötektik yapıya sahip olduğu görülmektedir. Alaşım mikroyapısının ısıl işlem öncesi çok ince ve iğnemsisi bir tektikten oluştuğu belirlenmiştir ve bu yapı tüm numune yüzeylerinde görülmektedir. Isıl işlem sonrasında bu ince ötektik

yapının aynı şeklini koruyarak büyüdüğü tespit edilmiştir. Şekil 4.3'te verilen görüntülerde ısıtma işlemi öncesine ait olanın diğerine göre yaklaşık 3 kat daha fazla büyütme ile verildiği göz önüne alındığında aradaki fark açıkça görülmektedir. Homojenleştirme ısıtma işlemi sonrasında alaşımı oluşturan fazlar üzerinde Şekil 4.4'te belirtilen noktalardan EDS analizleri yapılmıştır. Yapılan analizlere ait sonuçlar Çizelge 4.1'de verilmiştir.



Şekil 4.4. NiAl-34Cr alaşımının EDS analiz noktaları.

Çizelge 4.1. NiAl-Cr alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.

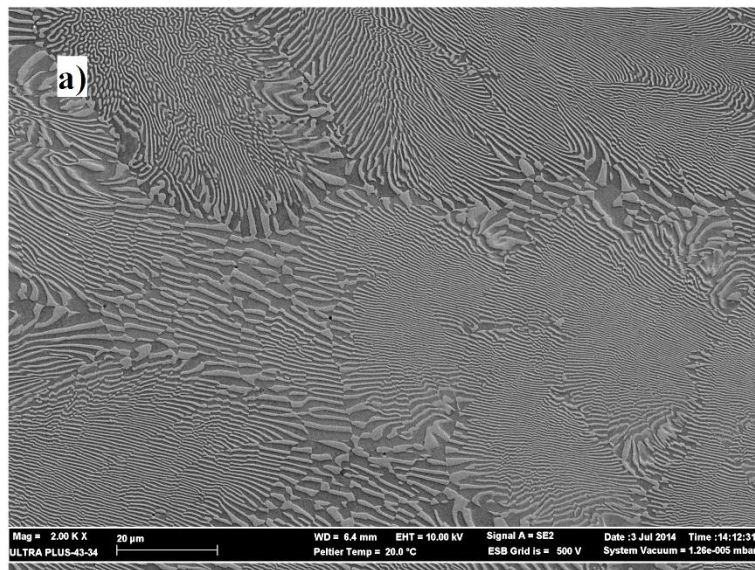
Atomik oran (%)			
Spektrum	Al	Ni	Cr
1	6,36	1,86	91,97
2	1,33	3,10	95,56
3	50,80	46,75	2,45
4	48,37	46,31	5,32

Çizelge 4.1'de verilen noktasal EDS analiz sonuçlarına göre 3. ve 4. nokta olarak verilen ve ana matrisi oluşturan yapının Ni ve Al'dan oluştuğu ve az miktarda Cr içerdiği görülmektedir. Matris içerisindeki çubuksu yapıyı gösteren 1. ve 2. noktalarda görülen fazın ise, Cr'ca zengin bir faz olduğu görülmektedir. Her fazdan

alınan nokta analizinde diğer elementlerden de bir miktar olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuç elementlerin kısmen birbiri içerisinde çözünebilmesinden kaynaklanmaktadır. Yapılan bir çalışmada klasik döküm koşullarında üretilen NiAl alaşımında Cr'un NiAl içerisinde oda sıcaklığındaki çözünme miktarı at.% 2,1 olarak ölçülmüştür [102]. Literatürde belirtilen bu sonuç 3 numaralı nokta üzerinde alınan analiz ile benzerlik göstermektedir. Ancak 4 numaralı noktadan alınan EDX spektrumundaki Cr oranı bu miktarın üzerindedir. Bu sonuçtan, matris içerisinde mikroskopla belirlenemeyen küçük Cr parçacıklarının çökelmiş olduğu anlaşılmaktadır. Tian ve diğ. yaptıkları bir çalışmada, farklı stokiometride NiAl içerisine farklı oranlarda (at.% 1-8) Cr ilave ederek, alaşımın mikroyapısal değişimini incelemiştir. Bu çalışmalarında yapının NiAl matris ve küresel  $\alpha$ -Cr'dan oluştuğunu, Cr'un NiAl içerisinde 1290 °C'de en fazla at.% 8 katı çözelti oluşturabildiğini ve bu değer azalan sıcaklıkla birlikte azaldığı belirtilmiştir [103]. Ayrıca katı çözelti oluştururken, stokiometrik ve Ni'ce zengin NiAl bileşiminde, Al'un kafes noktasını (lattice site), Al'ca zengin NiAl bileşiminde ise Ni kafes noktasını tercih ettiği, ALCHEMI analiz tekniği ile gösterilmiştir.

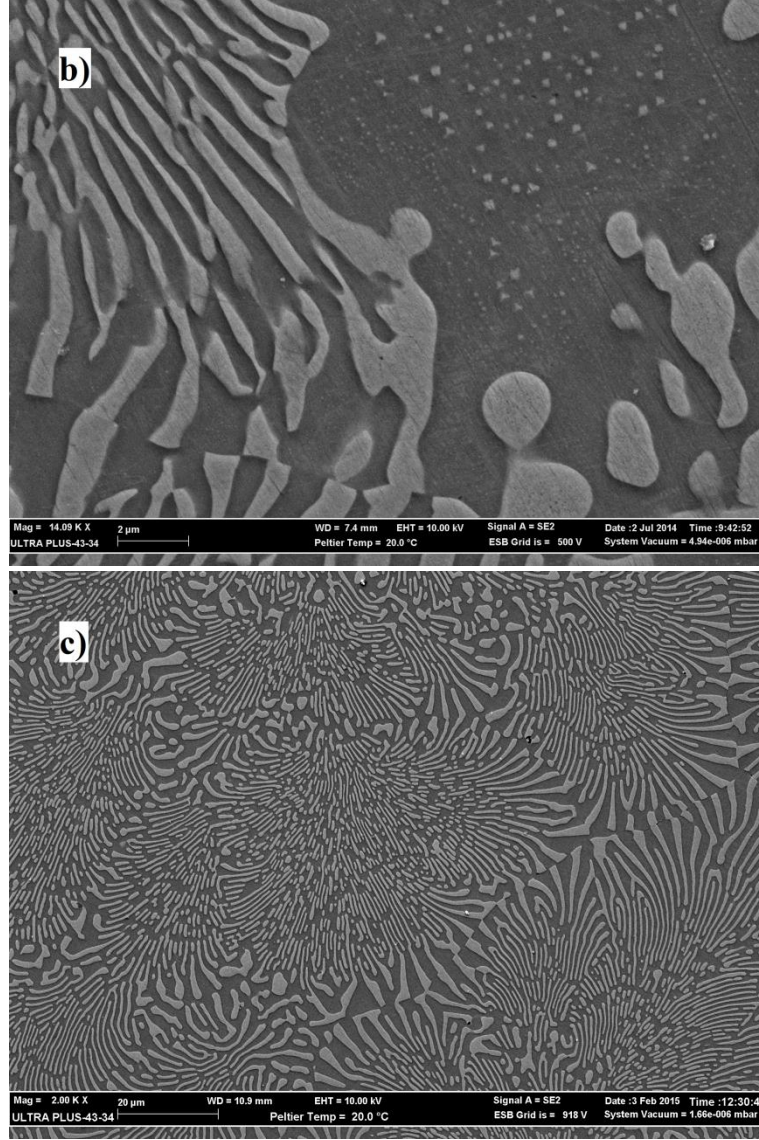
#### NiAl-Cr(Mo):

NiAl-Cr(Mo) alaşımının, ısıl işlem öncesi ve sonrasına ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.5'te verilmiştir.



Şekil 4.5. NiAl-Cr(Mo) alaşımının a), b) ısıl işlem öncesi ve c) ısıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.





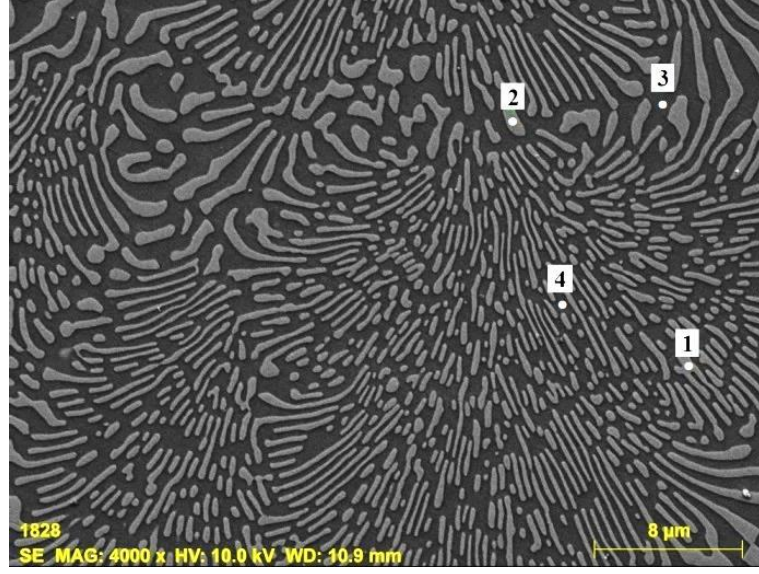
Şekil 4.5. (devam ediyor).

Şekil 4.5'te verilen mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, NiAl-28Cr6Mo alaşımının ısıl işlem öncesi ve sonrasında tam bir ötektik yapıdan oluştuğu görülmektedir. Bu yapıda tanelerin (ötektik hücrelerin) ince ötektik plakalardan, hücreler arasında kalan bölgenin ise kaba ikincil ötektik yapıdan oluştuğu mikroyapı analizinden anlaşılmaktadır. Bu alaşım mikroyapısı ile ilgili Johnson ve diğ.'nin yapmış olduğu çalışmada NiAl-34Cr içerisine Cr yerine % 0,6 - 6 arasında çeşitli miktarlarda Mo ilave ederek etkisini incelemiştirler [47]. NiAl-34Cr mikroyapısında fiber takviyeli bir yapının oluştuğu ve bu yapının % 1 Mo ilavesinden sonra, NiAl-(Cr,Mo) şeklinde lamelar yapıya dönüştüğü ve % 6'ya kadar artan Mo miktarı ile durumunu koruduğu

ifade edilmektedir. Bahsedilen bu sonuç doğrultusunda, NiAl-28Cr6Mo alaşımında oluşan lamelar ötektik yapının, beklenen bir durum olduğu anlaşılmaktadır.

Isıl işlem sonrası yapı şeklini koruduğu halde, lamellerde fark edilir şekilde kalınlaşma olduğu görülmektedir. Bu konuda Wang ve diğ. NiAl-Cr(Mo) alaşımları üzerine yaptıkları bir çalışmada, 1250 °C’de 48 saat yapılan ısıl işlem sonrasında, NiAl ve Cr(Mo) fazlarının kabalaştığını belirtmektedir [104]. Ancak başka bir çalışmada ise, aynı alaşıma 1027 °C’de 500 saat ısıl işlem uygulanmış ve sonrasında ötektik yapıda belirgin bir değişim olmadığı, sadece Cr(Mo) fazında çökelen NiAl fazının irileştiği belirtilmiştir [105]. Bu durum mikroyapı üzerindeki etkisi bakımından ısıl işlem sıcaklığının, süresinden daha önemli bir parametre olduğunu göstermektedir. Sonuçta uyguladığımız ısıl işlem sıcaklığı sonrasında fazlarda tespit edilen kabalaşma literatür verileriyle uyumlu olduğu görülmüştür.

NiAl-Cr(Mo) mikroyapısına ait yapılan detaylı SEM incelemelerinde, özellikle birincil NiAl içerisinde küçük Cr(Mo) çökeltileri görülmektedir (Şekil 4.5 b). Ayrıca yine bazı kalın Cr(Mo) fazları içerisinde, NiAl çökeltilerinin olduğu da görülmektedir (Şekil 4.30). NiAl-Cr(Mo) üzerine yapılan bir çalışmada, NiAl’ın ve Cr(Mo) fazlarının birbiri içerisinde 30-60 nm boyutlarında çökelti şeklinde bulunduğu belirtilmektedir. Ayrıca bu çökeltilerin, ısıl işlem sonrası biraz daha büyüdüğü ve bu çökeltilerin malzemenin tokluğunu arttırdığı belirtilmektedir [104]. Benzer alaşımın üretildiği başka bir çalışmada ise Cr(Mo) içerisinde küçük (yaklaşık 10 nm) NiAl fazının çökeldiği ifade edilmektedir [47]. Bir başka çalışmada ise, Cr(Mo) fazı içerisinde çok miktarda 20 nm boyutlarında NiAl çökeltileri bulunurken, birincil NiAl fazı içerisinde az miktarda ve daha büyük Cr(Mo) çökeltiler bulunduğu vurgulanmaktadır [106]. Yönlü katılaştırma ile üretilen NiAl-Cr(Mo) ötektiği mikroyapısında NiAl, Cr(Mo) lameller ve bir miktar Cr(Mo) fazında çökelmiş NiAl çökeltilerinin olduğu belirtilmektedir [105]. NiAl-Cr(Mo) alaşım mikroyapısı üzerinde belirlenen EDS analiz noktaları Şekil 4.6’da ve bu noktalar üzerinde yapılan analizlerinin sonuçları ise Çizelge 4.2’de verilmektedir.



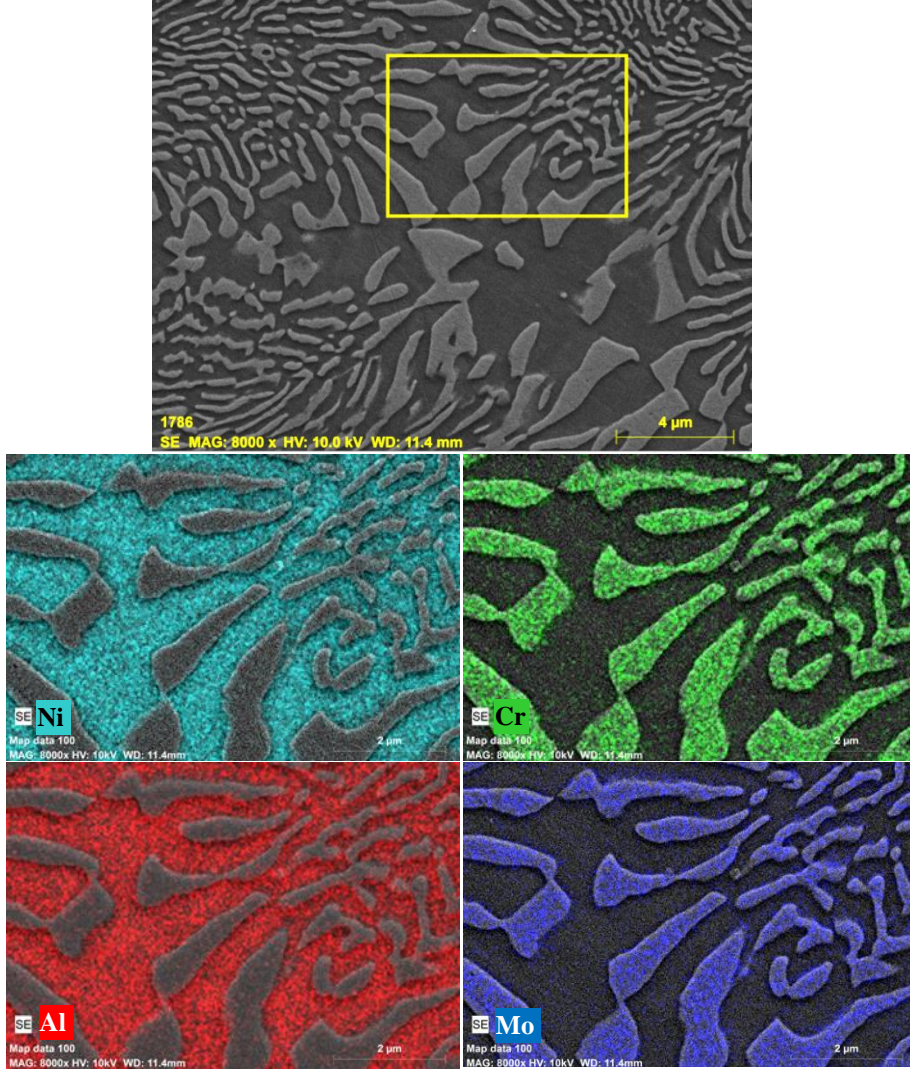
Şekil 4.6. NiAl-Cr(Mo) alaşımının EDS analiz noktaları.

Çizelge 4.2. NiAl-Cr(Mo) alaşımının noktasal EDS analizi değerleri.

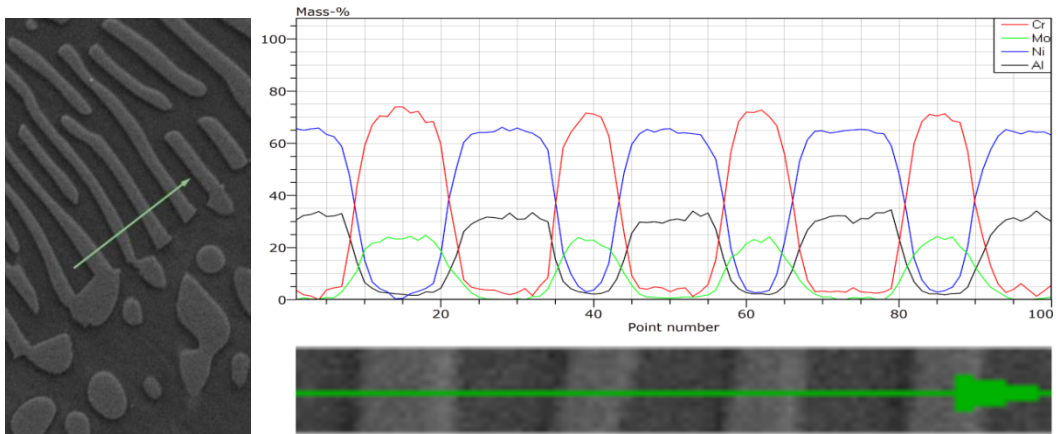
Atomik oran (%)				
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo
1	4,89	2,42	77,36	15,33
2	5,20	2,71	75,88	16,21
3	50,28	47,10	2,57	0,06
4	50,53	46,97	2,42	0,06

Çizelge 4.2’de verilen EDS sonuçları incelendiğinde, matrisi oluşturan koyu renkli fazın NiAl, diğer fazın ise Cr(Mo) olduğu görülmektedir. Her iki faz da birbirinde, az miktarda bulunmaktadır. Yalnız Cr(Mo) içerisinde çözünen Ni ve Al miktarı, NiAl içerisinde çözünen Cr ve Mo miktarından çok daha fazladır. Bu durumun NiAl ve Cr(Mo) fazlarının latis parametrelerinin farklılığından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu farkın ayrıca, iki faz arasında yüksek yoğunlukta ara yüzey dislokasyon ağına neden olduğu ve bunun ise alaşımın dayanımını arttırdığı ifade edilmektedir [106]. Farklı noktalardaki EDS analiz sonuçlarının birbirine oldukça yakın olması, homojenleştirme işleminin başarılı olduğunu göstermektedir. Ölçümlerde belirlenen Ni-Al oranı, üretilen NiAl bileşiminde belirlenen oranla benzer çıkmıştır. Şekil 4.7 NiAl-Cr(Mo) alaşımına ait EDS alan taraması ve Şekil 4.8’de aynı alaşıma ait çizgisel EDS analizi verilmiştir.





Şekil 4.7. NiAl-Cr(Mo) alaşımının EDS elemental dağılım görüntüleri.

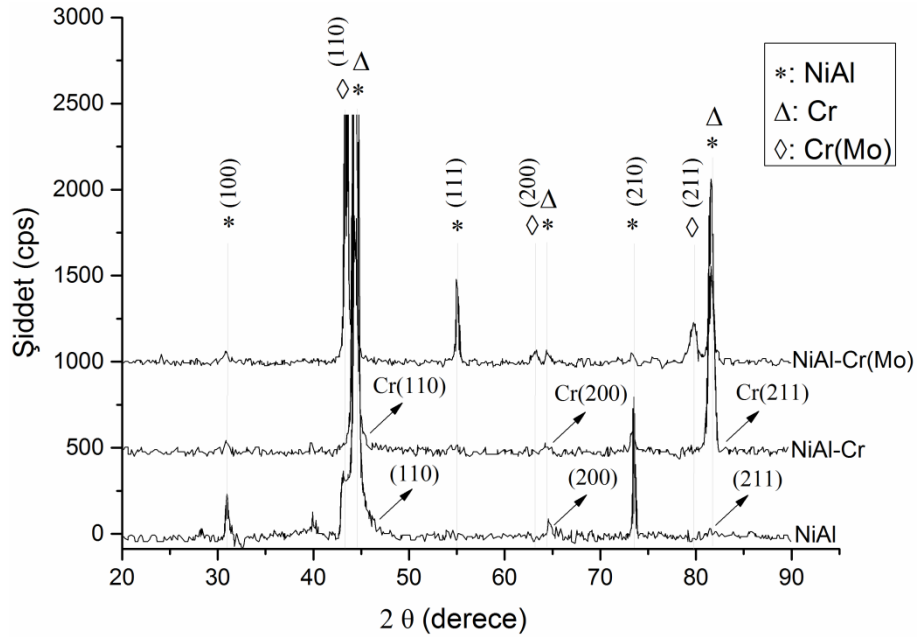


Şekil 4.8. NiAl-Cr(Mo) alaşımının çizgisel EDS analiz görüntüsü.

Şekil 4.7’de verilen EDS alan taraması sonuçları incelendiğinde, her elementin dağılım bölgeleri açıkça görülmektedir. Ni (turkuaz), Al (kırmızı) matriste yoğunlaşırken, Cr (yeşil) ve Mo (mor) lamel şeklinde bulunan faz üzerinde (Cr(Mo) katı çözeltilisinde) yoğunlaşmıştır. Nokta analizlerinde de tespit edildiği gibi, Ni ve Al fazlarında Mo çok düşük oranlarda görülürken, Cr miktarı nispeten yüksektir. Benzer şekilde Cr içerisindeki Al miktarı ise Ni’ye oranla daha fazladır. Bu sonuçlar Şekil 4.8’de verilen çizgisel analiz ile de tutarlıdır. Tek fark çizgi analizinde element miktarı ağırlık olarak belirlenmiştir. Bundan dolayı, Cr(Mo) fazındaki Ni miktarı Al’dan biraz daha yüksek çıkmaktadır.

#### 4.1.2. XRD Analizi Sonuçları

NiAl, NiAl-34Cr ve NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait XRD sonuçları Şekil 4.9’da gösterilmiştir. Bu alaşımlardan NiAl ve NiAl34Cr alaşımlarının XRD analizleri, 1000 °C’de yapılmadığından dolayı, sadece ısıtım sonrası oda sıcaklığında elde edilen sonuçlar verilmektedir. NiAl-Cr(Mo) alaşımının 1000 °C’deki sonuçları ise, karşılaştırma yapılabilmesi amacıyla her analizinde diğer alaşımların XRD sonuçlarıyla birlikte verilmiştir.



Şekil 4.9. NiAl, NiAl-Cr ve NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait XRD sonuçları.



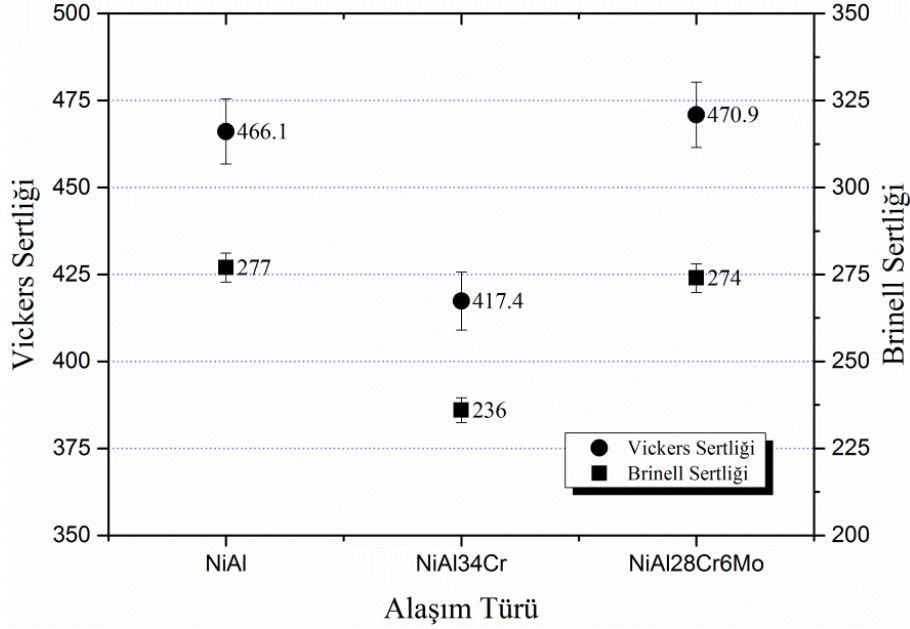
Şekil 4.9’da verilen XRD sonuçları incelendiğinde, NiAl alaşımında piklerin bütün düzlemlerden alınması basit kübik şeklindeki  $\beta$ -NiAl’ın oluştuğunu göstermektedir. Diğer fazlardan kaynaklanan pikler ise HMK yapıya kristal yapıdan beklenildiği gibi miller indisleri toplamı  $(h+k+l)$  çift olan düzlemlerde oluşmuştur [107]. Ayrıca ölçümler katı malzeme yüzeyinden yapıldığı için kristal yapıdaki yönelmeye ve miktarına bağlı olarak, piklerin şiddetinde farklılıklar oluşmuştur.

Yapılan analizlerde NiAl bileşiğinde ikinci bir faz tespit edilmemiştir. Cr ilaveli olan alaşımda ise NiAl fazına ilaveten Cr fazı olduğu görülmüştür. NiAl-Cr(Mo) alaşımında ise, NiAl ve Cr(Mo) fazlarının oluştuğu görülmüştür. XRD analizleri sonucunda üretilen bu alaşımlarda sadece oluşması beklenen fazların bulunduğu anlaşılmaktadır. Bu durum SEM ve EDS analizleri ile de doğrulanmaktadır. Ayrıca, ilave alaşım elementi içeren alaşımların 1000 °C’deki XRD analizlerinde (örneğin NiAl-Cr(Mo)+Fe, Şekil 4.24), karşılaştırma amaçlı verilen NiAl-Cr(Mo) alaşımında, oda sıcaklığında yapılan ölçümlerden farklı bir faz tespit edilmemiştir. Bu sonuç yüksek sıcaklıkta da NiAl-Cr(Mo) alaşımında farklı bir fazın belirmediğini göstermektedir.

#### 4.1.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları

Sertlik ölçümleri her alaşım türü için Vickers ve Brinell olarak iki ayrı yöntemle ölçülmüş ve elde edilen ortalama değerler Şekil 4.10’da verilmiştir. Alaşımların sertlikleri homojenleştirme öncesinde de Vickers türünde ölçülmüştür ve bu değerler ısıtma işlemi sonrası ile kıyaslandığında NiAl<sub>34</sub>Cr alaşımının sertliği, diğerlerine nazaran çok daha fazla düşüş göstermiştir. Sertlik değerlerindeki bu azalma mikroyapı görüntülerinden de anlaşıldığı gibi ötektik yapıyı oluşturan çok ince çubuksu fazların, ısıtma işlemi sonrası büyümesinden kaynaklanmaktadır. Ayrıca bu konuda yapılmış olan bir çalışmada, NiAl-Cr alaşımının yaşlandırılması sonucunda NiAl matriste, ince küresel  $\alpha$ -Cr çökeltileri oluştuğu ve bu çökeltilerin sertliği arttığı ve aşırı yaşlandırma sonucu sertliğin tekrar azaldığı belirtilmiştir [103]. Cr(Mo) alaşımının oluşturduğu lamelli ötektikte de, ısıtma işlemi sonrası bir miktar lamel kalınlıklarında artış olduğu gözlenmiştir. Fakat bu artış Cr’lu ötektikteki ile kıyaslanabilecek düzeyde değildir ve buna bağlı olarak sertlikte fazla bir azalma

olmadığı belirlenmiştir. NiAl ise tek fazlı bir yapıda olmasından dolayı sertlik değeri ısıtıl işleminden en az etkilenen alaşım olmuştur.

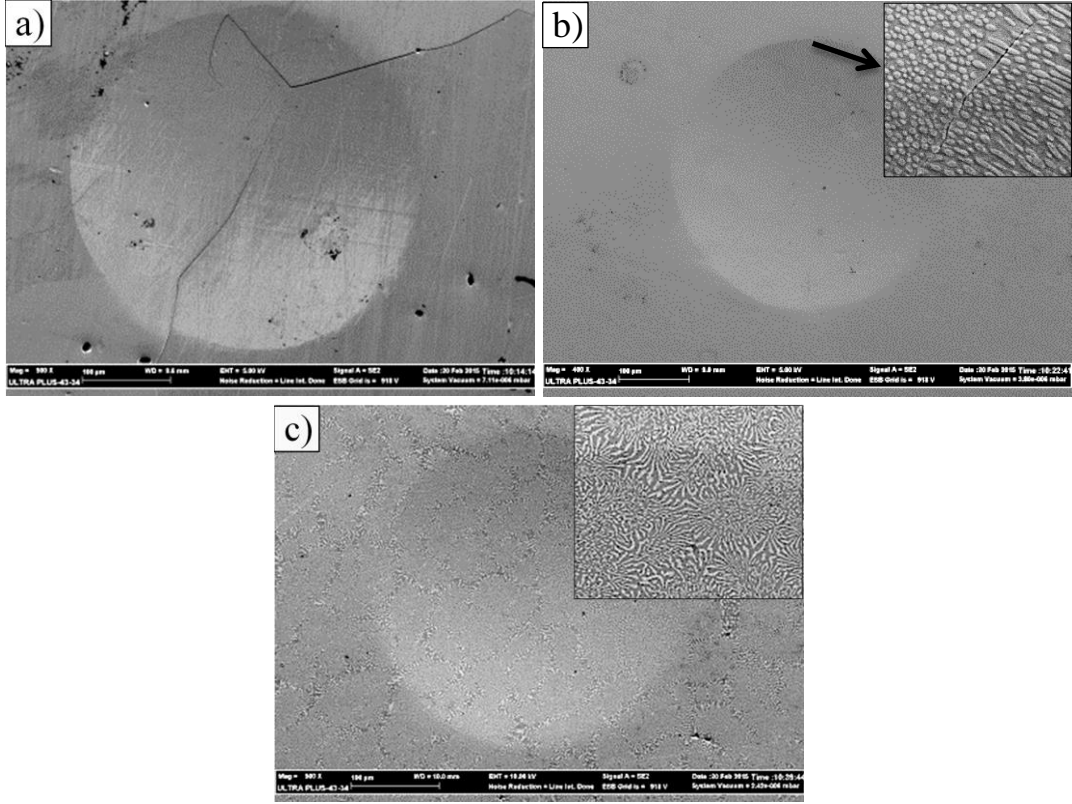


Şekil 4.10. NiAl, NiAl<sub>34</sub>Cr ve NiAl<sub>28</sub>Cr<sub>6</sub>Mo alaşımlarına ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri.

Chen ve diğ. yaptıkları çalışmalarında yönlü katılaştırılmış ötektikğin üretim sonrası mikrosertliğini 390 HV ölçerken, ısıtıl işlem sonrası 360 HV olarak belirlemişlerdir. Bu sonucun ise Cr(Mo) fazındaki NiAl çökteltilerinin irileşmesinden kaynaklandığı ifade edilmektedir. Ayrıca deformasyon bölgelerinde ısıtıl işlem öncesi NiAl bileşiğinde dislokasyon yoğunluğunda artış olduğu gözlenirken, Cr(Mo) fazında bu yoğunluğun azaldığı gözlenmiştir. Isıtıl işlem sonrası yapılan işlemlerde, Cr(Mo) fazındaki dislokasyon miktarının NiAl fazındakinden az olsada arttığı ve bunun akma dayanımının azalmasından kaynaklandığı ifade edilmiştir. Buna ek olarak, ısıtıl işlem sonrası NiAl-Cr(Mo) ötektiklerinin sertliğinde bir miktar azalma, kırılma tokluğunda ise herhangi bir azalma olmadığı gözlenmiştir [105].

Şekil 4.11’de Brinell sertlik ölçümünde oluşan izlerin SEM görüntüleri verilmiştir. Bu görüntüler incelendiğinde, NiAl’de büyük çatlaklar oluşurken, Cr ilaveli alaşımda ince birkaç çatlak olduğu gözlenmiş ve Cr(Mo) takviyelide ise herhangi bir çatlakla

karşılaşmamıştır. Bu durum, alaşımların sünekliği ve tokluğu hakkında da bilgi vermektedir.

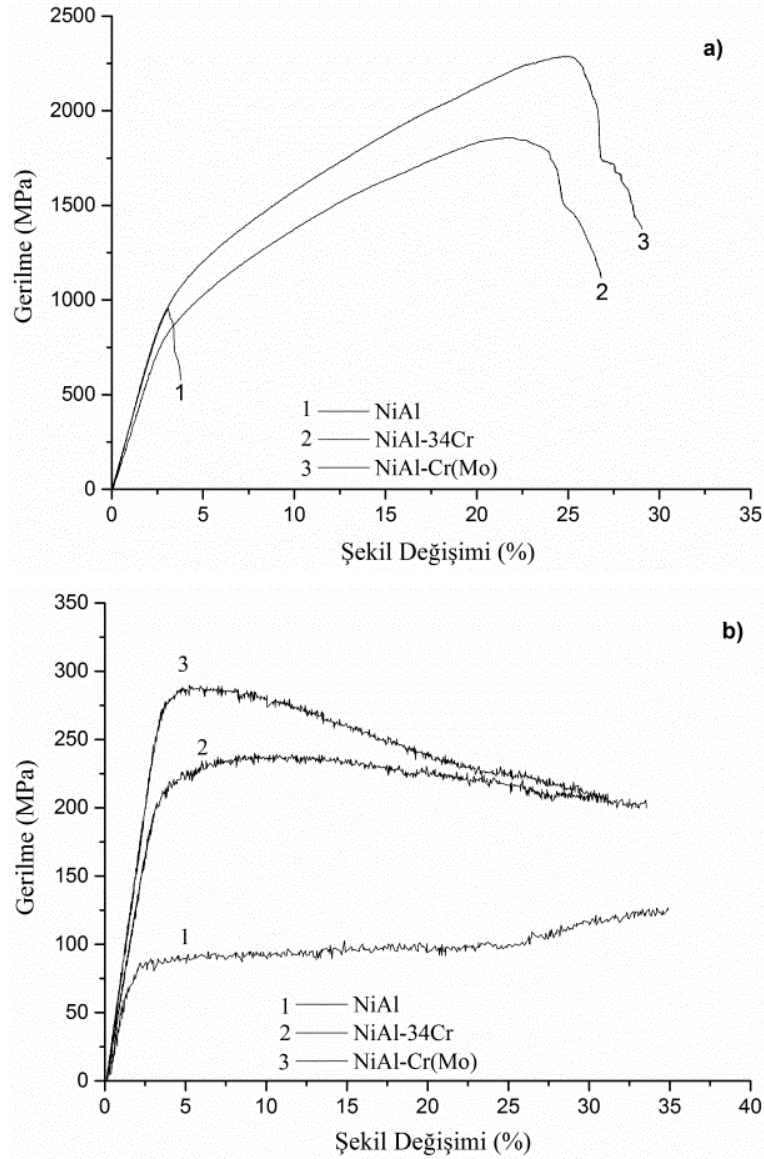


Şekil 4.11. a) NiAl, b) NiAl34Cr ve c) NiAl28Cr6Mo alaşımlarına ait Brinell sertlik ölçüm noktalarının SEM görüntüleri.

Şekil 4.11’de verilen görüntüler dikkatli incelendiğinde çatlak çizgileri arasında  $120^\circ$  bir açı olduğu görülmektedir. Bu da üretilen NiAl bileşiğinde taneler arası kırılmann oluştuğunu ifade etmektedir. Cr ve Mo ilaveli alaşımlarda ise, bu tür bir kırılmaya rastlanmamıştır. Cr ilaveli alaşımda görülen birkaç mikro çatlak, bu malzemenin kırılma tokluğunun ve sünekliğinin arttığının da bir göstergesi olarak kabul edilebilir. Mo ilavesiyle oluşan lamelli ötektik yapıda ise süneklik ve tokluğun daha da arttığı, önemli miktarda plastik deformasyon oluşmasına karşın çatlak oluşmadığı gözlenmektedir. Chen ve diğ. ark ergitme ile üretilen NiAl-34Cr alaşımına Rockwell B sertlik testi uyguladığında iz çevresinde 0,5 mm’yi geçmeyen çatlaklar birlikte kayma bantlarının da oluştuğu ve alaşımın sünek davrandığı belirtilmektedir [105].

#### 4.1.4. Basma Testi Sonuçları

NiAl bileşiği ve diğer alaşımların mekanik özelliklerinin belirlenmesi için, oda sıcaklığında ve 1000 °C’de basma testleri uygulanmıştır. Basma testlerine ait sonuçlar grafik halinde Şekil 4.12’de ve tablo halinde Çizelge 4.3’te verilmiştir. Verilen bu sonuçlar incelendiğinde 1000 °C’de elde edilen en yüksek basma değerinin oda sıcaklığındaki değere göre yaklaşık % 90 azaldığı görülmektedir. Her iki sıcaklıktaki basma testlerinde en yüksek basma değerleri, NiAl-Cr(Mo) alaşımında ölçülmüştür.



Şekil 4.12. NiAl, NiAl-34Cr ve NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının a) oda sıcaklığı ve b) 1000 °C’deki basma testi sonuçları.

Basma sonuçlarına göre her iki sıcaklıkta da en düşük değerler, NiAl bileşiğinde elde edilmiştir. Özellikle oda sıcaklığındaki basma sonuçlarında elde edilen şekil değişimi miktarı, diğer ötektik alaşımlara nazaran oldukça düşüktür. Akma noktasına kadar benzer bir davranış sergilese de, akma noktası sonrasında, diğer alaşımlar artan gerilme ile plastik deformasyona uğrarken, NiAl bileşiğinde gözlenen gevrek davranış sonucunda kırılma meydana gelmiştir. Yüksek sıcaklıkta ise akma ve maksimum basma dayanımı, diğer alaşımların oldukça altındadır. Mikroyapı incelemelerinde belirtildiği gibi, en fazla gözenek NiAl bileşiğinde gözlenmiştir ve yapıda oluşan bu gözeneklerin basma sonucunu etkilediği düşünülmektedir. Çünkü, deformasyon süreci kadar, çatlak başlama sürecinin de önemli olduğu ve NiAl bileşiğinde optimum tokluk elde etmek için test numunelerinin temel yüzey kusurları içermemesi gerektiği daha önce yapılan bir çalışmada da vurgulanmaktadır [108]. Ayrıca, NiAl bileşiğinde stokiometriden sapma sünek gevrek geçiş sıcaklığını arttırarak, mekanik özelliklerini etkilemektedir. Akma dayanımı artarken oda sıcaklığı çekme sünekliği azalmaktadır. Ni'ce zengin NiAl bileşiklerinin yapısal sertliği, her atomca yüzde bir Ni artışı ile yaklaşık 66 MPa artmaktadır [79]. George ve Lui yaptıkları çalışma sonucunda, NiAl bileşiğinin çekme sünekliğinde, akma dayanımının belirleyici faktör olduğunu, akma gerilmesi düşük olduğunda sınırlı bir çekme sünekliği görülürken, mikro alaşımlama veya stokiometriden sapmalar sonucunda akma gerilmesi arttığında bileşiğin gevrekleştiğini belirtmişlerdir [45].

Çizelge 4.3. NiAl, NiAl<sub>3</sub>Cr ve NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında (RT) ve 1000°C'de yapılan basma testi sonuçları.

Alaşımlar		E (GPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\epsilon_y$ (%)	$\sigma_u$ (MPa)	$\epsilon_u$ (%)
NiAl	RT	38,03	933,5	2,66	956,0	2,77
	1000°C	5,74	75,2	1,53	98,1	~17
NiAl-Cr	RT	30,56	788,2	2,78	1861,6	21,65
	1000°C	7,47	201,8	2,91	242,0	9,1
NiAl-Cr(Mo)	RT	36,58	902,5	2,68	2285,5	24,33
	1000°C	8,95	268,1	3,17	291,8	5,6

E= elastiklik modülü,  $\sigma_y$ = akma gerilmesi (0,2% ofset),  $\epsilon_y$ = elastik şekil değişimi,  $\sigma_u$ = maksimum basma gerilmesi,  $\epsilon_u$ = maksimum basmadaki şekil değişimi

Basma deneyi sonuçlarından da anlaşıldığı gibi alaşım elementleri, NiAl bileşiğinin düşük ve yüksek sıcaklık sünekliğini, tokluk ve dayanımını önemli miktarda

artırmaktadır. NiAl bileşiğine ilave edilen Cr'un malzeme mukavemetini ve sünekliliğini geliştirdiği bilinmektedir [55]. Deneysel çalışmalarda kullanılan üç alaşım içerisinde her iki sıcaklıkta da en iyi mekanik özellikleri NiAl-Cr(Mo) alaşımı sergilemektedir. Bundan dolayı, deneysel çalışmaların sonraki aşamasında bu alaşım temel alınmış ve içerisine ilave edilen yeni alaşım elementleri ile mekanik özellikler daha da iyileştirmeye çalışılmıştır.

Johnson ve diğ. yaptıkları bir çalışmada, benzer üç alaşıma 1000 °C civarında basma testleri uygulamışlar ve en yüksek basma değerlerini NiAl-Cr(Mo) alaşımında elde etmişlerdir [47]. Ayrıca oda sıcaklığında yapılan tokluk testlerinde de benzer sonucu elde etmişlerdir. NiAl-Cr(Mo) ötektik alaşımının oda sıcaklığındaki kırılma direnci, ötektiği oluşturan her iki fazdan da yüksektir. Bu alaşımlarda kırılma, her iki fazda da birincil olarak klivaj veya çatlak köprüleme/yeniden başlama mekanizması ile tanımlanmaktadır. Ötektik fazlar arasındaki bağ kuvveti, iki fazın bağımsız olarak davranmasını engellemektedir. NiAl-Cr(Mo) ara yüzeyinde bölgesel gerilme bulunduğu çatlak ya Cr'ca zengin fazı köprü olarak kullanmakta ki bu durumda faz sınırı boyunca yön değiştirir, ya da klivaj kırılma ile geçmektedir. NiAl fazının genel akma mukavemeti de, alaşımın tokluğuna katkıda bulunabilmektedir [105].

## **4.2. Fe İLAVESİNİN NiAl-Cr(Mo) ALAŞIMINA ETKİSİ**

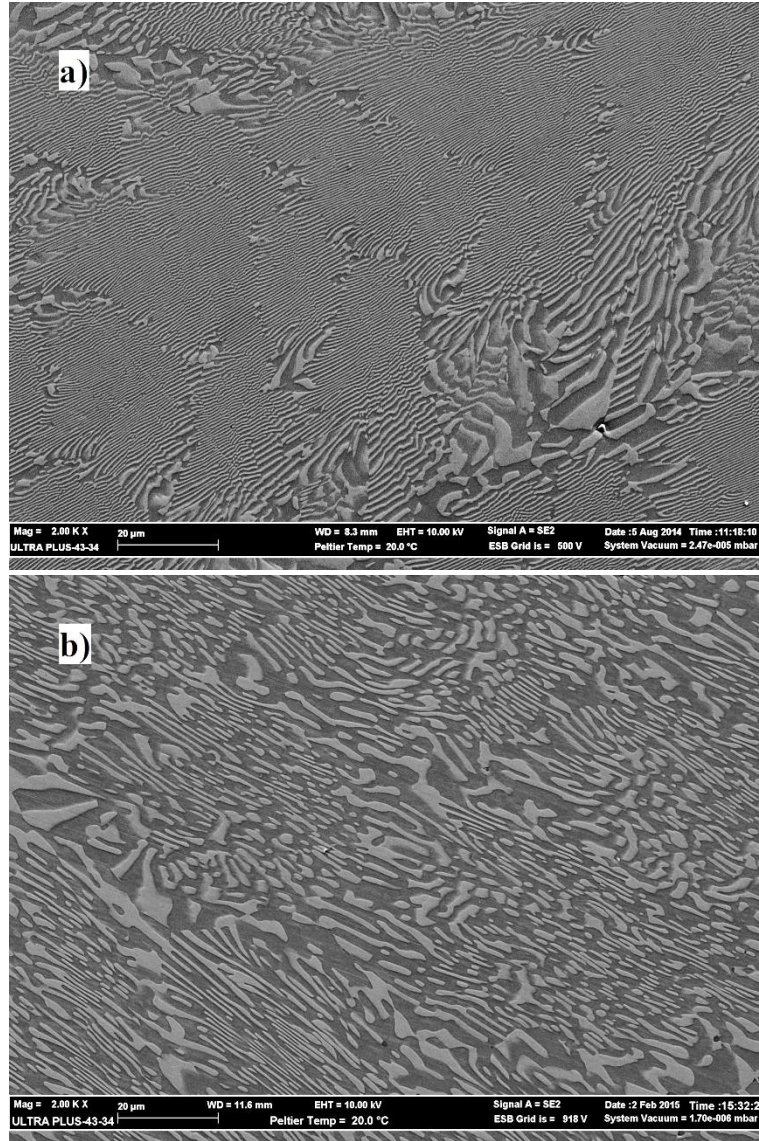
### **4.2.1. Mikroyapı İncelemeleri**

Farklı oranlarda Fe ilave edilen NiAl-Cr(Mo) ötektiğinin mikroyapıları her alaşım türü için alt başlıklar halinde incelenmiştir. Bu incelemelerde alaşımların ısıtma işlem öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri verilerek mikroyapıdaki değişim belirtilmiştir. Isıtma işlem sonrası her alaşım türünün mikroyapı görüntüleri, numunenin yan (Şekil 3.4'te verilen 3. yüzey) ve üst yüzey (Şekil 3.4'te verilen 4. yüzey) görüntüsü olarak iki yönden verilmiştir. Ayrıca her faz üzerinden EDS analizleri yapılarak mikroyapıdaki oluşum incelenmiştir.



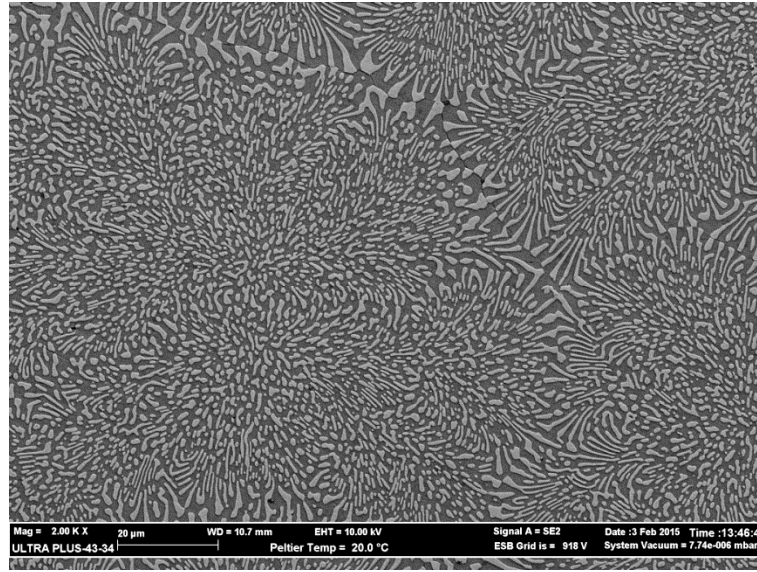
NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe:

NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımına ait ısıl işlem öncesi ve sonrası SEM görüntüleri Şekil 4.13'te verilmiştir. Bu mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, referans alınan NiAl-Cr(Mo) tektik mikroyapısı ile oldukça benzer olduğu görülmektedir. Fakat malzemenin bazı bölgelerinde Fe ilavesi ile lamelli ötektik yapıların daha karmaşık bir yapı sergilediği ve biraz kısıлып kalınlaştığı gözlenmektedir. Ancak genel lamel kalınlıkları açısından değerlendirildiğinde, Fe ilaveli alaşımlarda daha ince olduğu görülmektedir. Isıl işlem sonrasında, lamel kalınlıkları artmakla birlikte mikroyapıda önemli bir değerliklik oluşmamıştır.

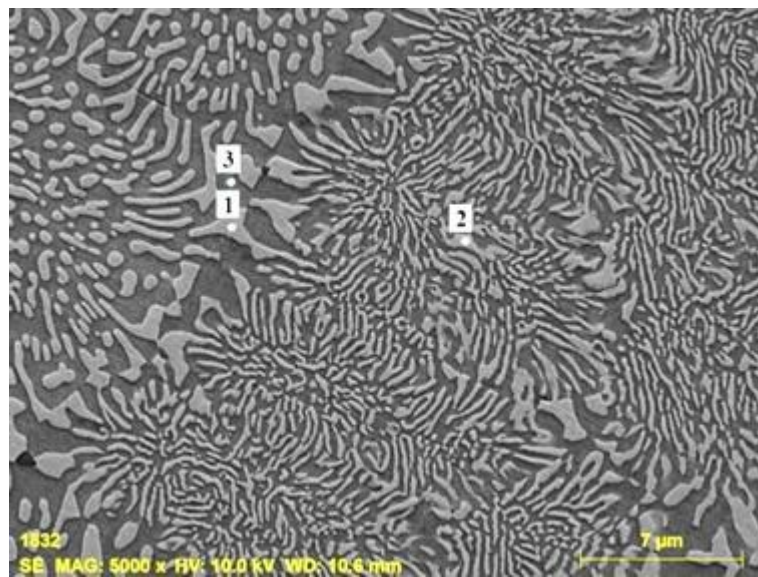


Şekil 4.13. NiAl-Cr(Mo)+0,1Fe alaşımının a) ısıl işlem öncesi ve b) ısıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.

Atomca % 0,1 Fe ilaveli NiAl-Cr(Mo) alaşımına ait ısıl işlem sonrası farklı doğrultudan alınmış SEM görüntüsü Şekil 4.14'te, mikroyapısındaki fazlar üzerinde yapılan EDS analiz noktaları Şekil 4.15'te ve bu analizlerden elde edilen değerler izelge 4.4'te verilmiştir. Bu mikroyapı görüntüsüne bakıldığında ısıl işlem sonrası alınan diğer mikroyapı görüntüsü ile benzer bir yapıda olduğu görülmektedir. Farklı olarak sadece bu görüntüde daha kısa lamel yapıları belirlenmiştir ve bu durum mikroyapının çeşitli bölgelerinde değişiklikler göstermektedir.



Şekil 4.14. NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.



Şekil 4.15. NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımının EDS analiz noktaları.



Şekil 4.15'te belirtilen ve Çizelge 4.4'te verilen noktasal EDS analiz değerlerine bakıldığında, matrisi oluşturan koyu renkli fazın Ni ve Al, açık renkli fazın ise Cr ve Mo içerdiği görülmektedir. EDS sonuçlarına göre, Ni ve Al atom oranından NiAl bileşiğinin oluştuğu, Cr ve Mo oranlarının ise alaşıma ilave edilen 28Cr6Mo oranını sağladığı görülmektedir. İlave edilen Fe elementinin her iki faz içerisinde bir birine yakın oranlarda yer aldığı görülmektedir. Bu sonuç, Fe atomlarının yapı içerisinde çözüldüğünü ve yeni bir faz oluşturmadığını göstermektedir.

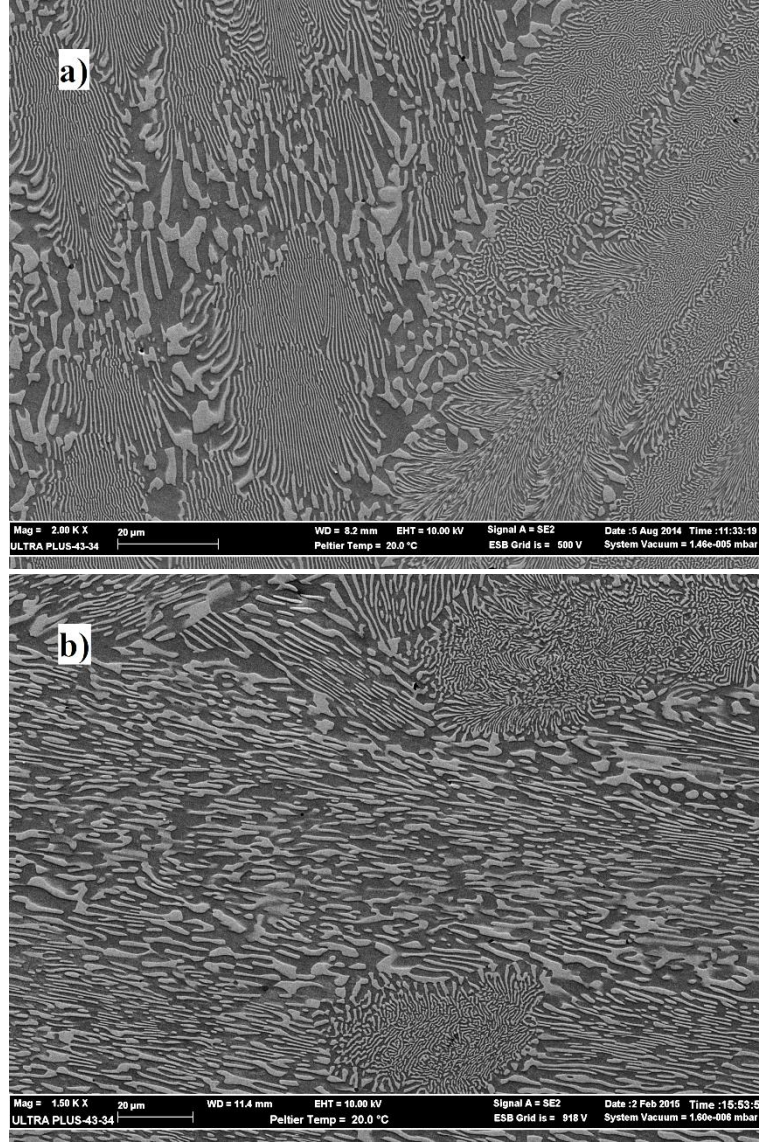
Çizelge 4.4. NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.

Atomik oran (%)					
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo	Fe
1	5,68	2,37	75,75	15,74	0,46
2	6,14	2,61	75,85	15,04	0,37
3	50,24	47,11	2,29	0,06	0,30

Literatürde NiAl bileşiği içerisine at.% 10 miktarında katılan Fe alaşımında bile Fe'in yapı içerisinde çözünebilmesinden dolayı, alaşımın tek fazlı yapı sergilediği belirtilmektedir [87]. Yapılan başka bir çalışmada ise Fe ilaveli NiAl-Cr(Mo) alaşımında STEM ve EPMA analizleri sonrasında NiAl ve Cr(Mo) fazlarının her ikisinin de Fe içerdiği ve NiAl bileşiğindeki miktarın nispeten daha düşük olduğu belirtilmiştir [104]. Elde edilen sonuçların literatürde verilen bilgiler ile uyumlu olduğu görülmektedir.

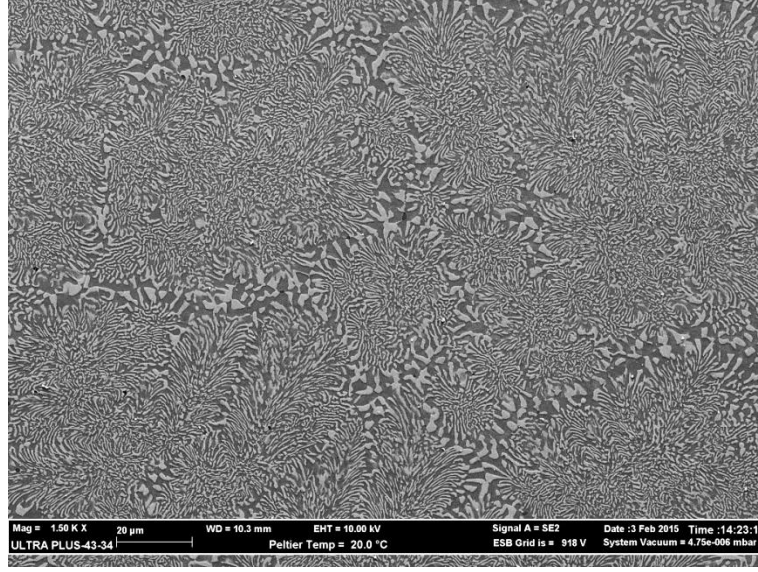
#### NiAl-Cr(Mo)+0,2 Fe:

NiAl-Cr(Mo)+0,2 Fe alaşımına ait ısıl işlem öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.16'da verilmiştir. Bu görüntüler incelendiğinde, malzeme mikroyapısının bazı bölgelerde farklı şekillerde oluştuğu, ancak genel itibariyle ısıl işlem sonrası lamel kalınlıklarında bir miktar artış olduğu görülmektedir. Verilen görüntülerde ısıl işlem öncesine ait görüntünün daha yüksek bir büyütme ile verildiği göz önüne alındığında kalınlıktaki bu artış daha anlaşılır olmaktadır.

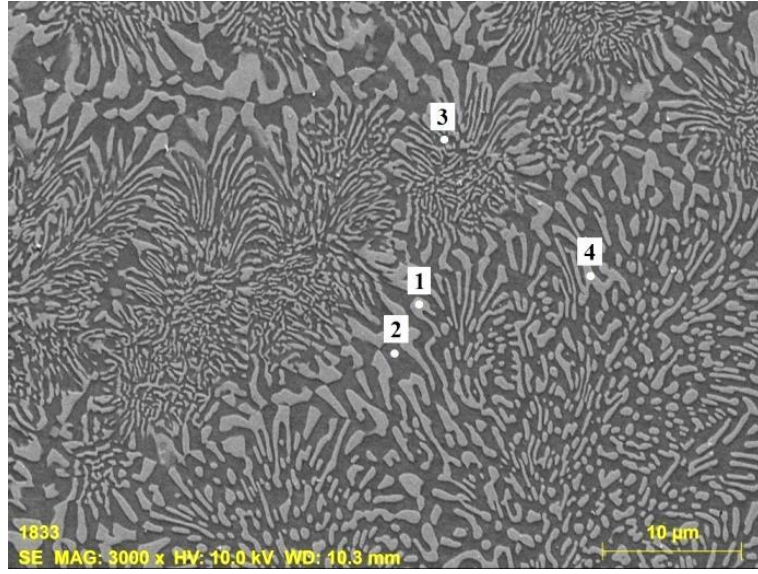


Şekil 4.16. NiAl-Cr(Mo)+0,2Fe alaşımının a) ısıl işlem öncesi ve b) ısıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.17’de, aynı numunenin ısıl işlem sonrası farklı bir bölgesinden ve farklı bir doğrultusundan mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Bu görüntüde dentritik büyüme sonucunda oluşan hücreler şeklindeki lamelli yapı görülmektedir. Verilen tüm mikroyapı görüntüleri incelendiğinde NiAl-Cr(Mo) ötektiğinin at.% 0,2 Fe ilavesi ile kısmen bozulmaya başladığı, bazı bölgelerde lamel boylarının kısaldığı ve kalınlığının arttığı, fakat ilave bir faz oluşmadığı görülmektedir. Alaşım mikroyapısındaki fazlar üzerinde yapılan EDS analiz noktaları Şekil 4.18’de ve bu analizlerden elde edilen değerler Çizelge 4.5’te verilmiştir.



Şekil 4.17. NiAl-Cr(Mo)+0,2 Fe alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.



Şekil 4.18. NiAl-Cr(Mo)+0,2 Fe alaşımının EDS analiz noktaları.

Çizelge 4.5. NiAl-Cr(Mo)+0,2 Fe alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.

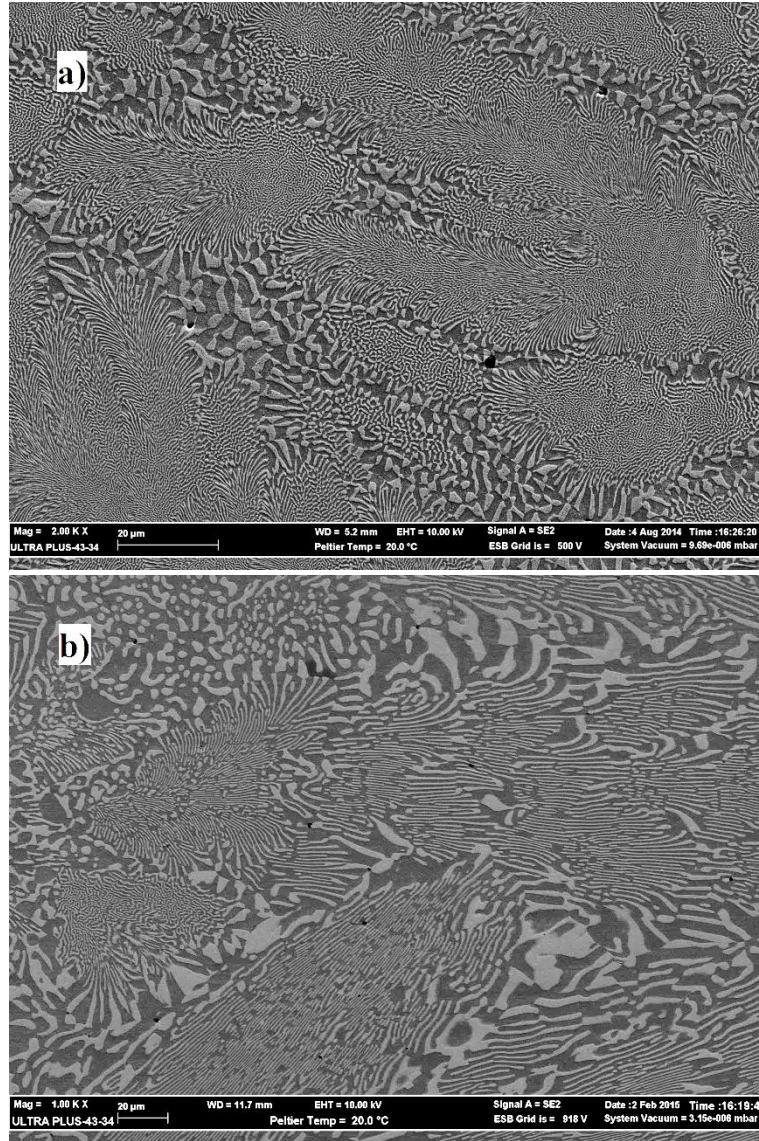
Atomik oran (%)					
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo	Fe
1	5,38	2,89	76,12	15,13	0,48
2	50,04	47,13	2,32	0,10	0,41
3	49,74	47,01	2,51	0,40	0,34
4	4,97	3,64	76,61	14,29	0,48



Şekil 4.18’de gösterilen noktalara ait EDS sonuçlarının verildiği Çizelge 4.5’e bakıldığında, at.% 0,1 Fe katkılı alaşıma kıyasla yapıdaki Fe oranının biraz artmakla birlikte, diğer element oranları oldukça benzerdir. Bu alaşımda da Fe elementinin her iki faz içerisinde bir birine yakın oranlarda bulunduğu belirlenmiştir ve katılan alaşım elementleri dışında bir element tespit edilmemiştir.

NiAl-Cr(Mo)+0,5 Fe:

NiAl-Cr(Mo)+0,5 Fe alaşımına ait ısıl işlem öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.19’da verilmiştir.



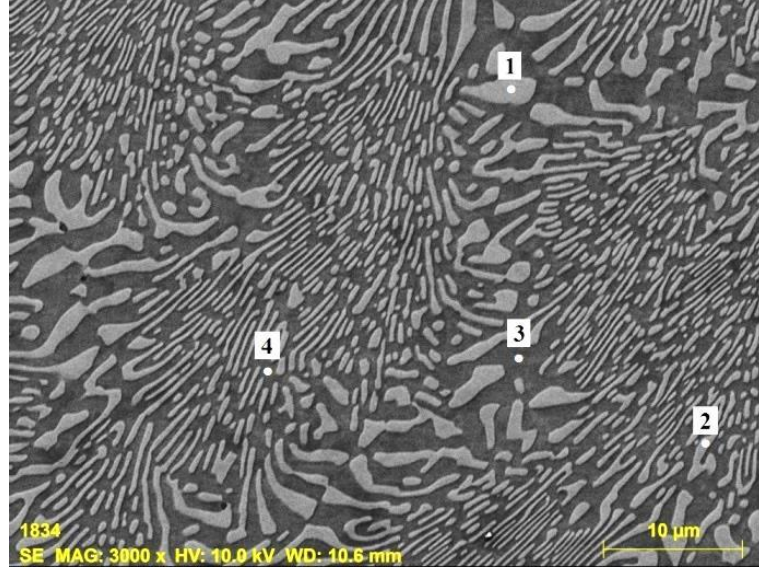
Şekil 4.19. NiAl-Cr(Mo)+0,1Fe alaşımının a) ısıl işlem öncesi ve b) ısıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.

Atomca % 0,5 Fe ilave edilen NiAl-Cr(Mo) alaşımına ait ısıl işlem sonrası farklı doğrultudan alınan SEM görüntüsü Şekil 4.20’de verilmiştir.



Şekil 4.20. NiAl-Cr(Mo)+0,5 Fe alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.

Şekil 4.19 ve 4.20’de verilen SEM görüntüleri incelendiğinde, at.% 0,2 Fe ilave edilen alaşımda görülen ötektik bozulma, artan Fe oranı ile daha da artmaktadır. Bunun sonucunda lamelli yapı daha kısalmakta, karmaşıklaşmakta ve fazlardaki bölgesel kabalaşmalar daha da artmaktadır. Shang ve diğ. yaptıkları bir çalışmada, mukavemetlendirme fazı olan Cr(Mo)’in yapı içinde arttığında, kırılma direncini geliştiren tokluk arttırma mekanizmalarının da arttığını belirtmişlerdir [109]. Ancak mukavemetlendirmede faz boyutunun kırılma tokluğu ile lineer bir ilişkisi olmadığı belirtilmiştir. Analizlerde artan Cr(Mo) faz kalınlığının çatlak köprüleme mekanizmasına katkı sağlarken, çatlak dağıtma ve mikro çatlak tokluğuna olumsuz etkisi olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca küçük ötektik lameller arası boşluklar, daha fazla NiAl-Cr(Mo) faz sınırını ve hareketli dislokasyonları sağladığı için, alaşımın tokluğunu geliştirebilmektedir. Alaşım mikroyapısındaki fazlar üzerinde yapılan EDS analiz noktaları Şekil 4.21’de ve bu analizlerden elde edilen değerler izelge 4.6’da verilmiştir.



Şekil 4.21. NiAl-Cr(Mo)+0,5 Fe alaşımasının EDS analiz noktaları.

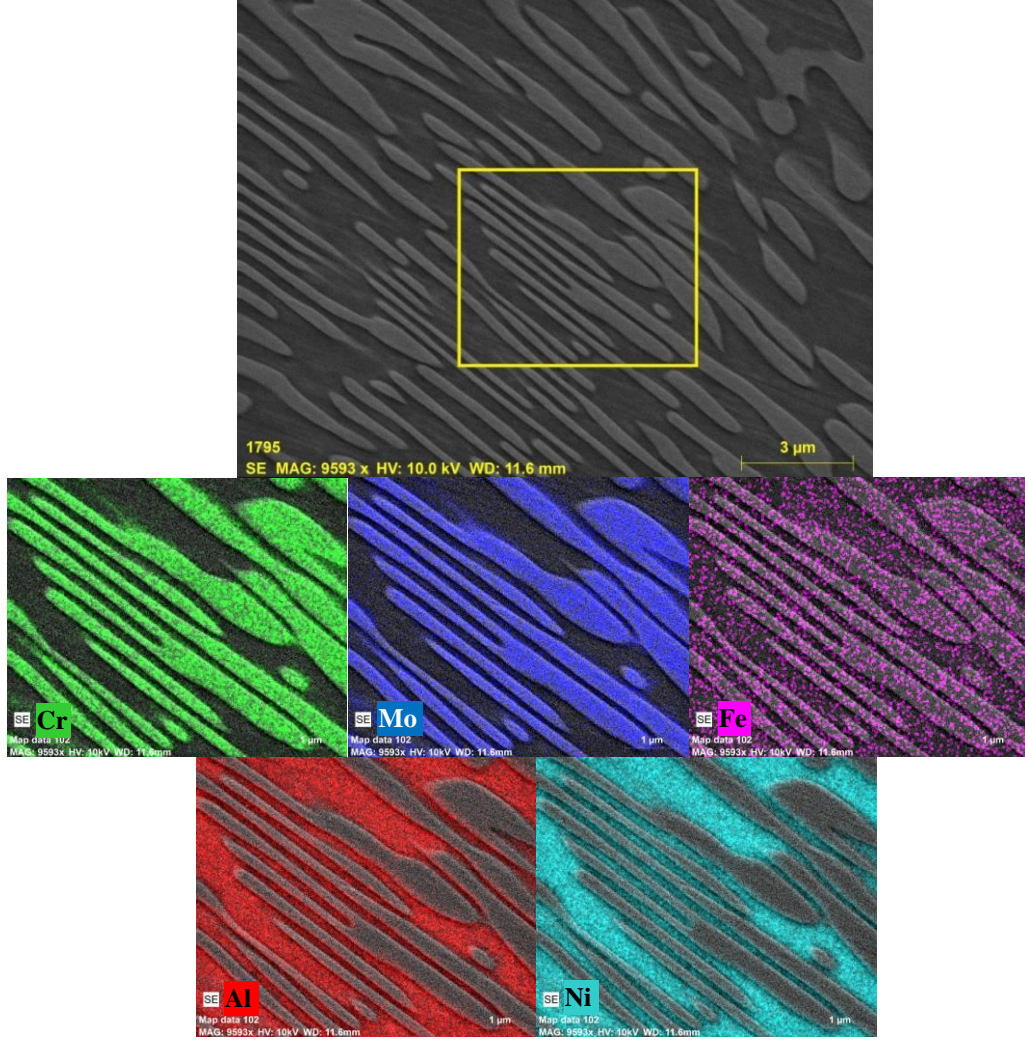
Çizelge 4.6. NiAl-Cr(Mo)+0,5 Fe alaşımasının noktasal EDS analiz değerleri.

Atomik oran (%)					
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo	Fe
1	5,52	2,83	74,70	15,40	1,56
2	4,87	2,26	76,03	15,53	1,31
3	50,35	47,21	2,05	0,09	0,29
4	50,22	47,22	2,26	0,04	0,27

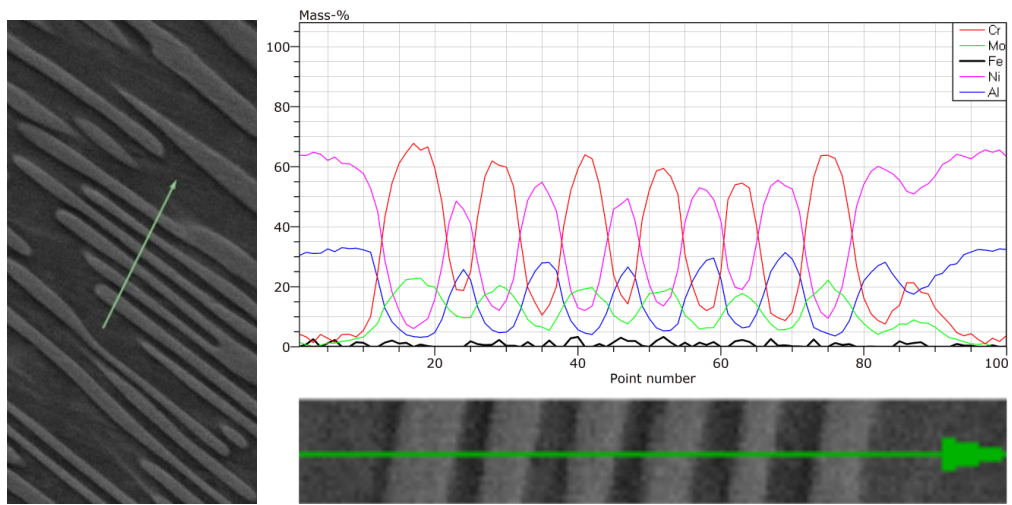
Şekil 4.21’da belirtilen noktalara ait EDS analizi sonuçlarının verildiği Çizelge 4.6 incelendiğinde, yapının yine diğer Fe ilaveli alaşımlara benzer şekilde iki fazdan oluştuğu görülmektedir. Ayrıca ilave edilen Fe elementinin, NiAl fazına kıyasla Cr(Mo) fazında daha fazla oranda çözüldüğü tespit edilmiştir.

Şekil 4.22 ve 4.23’te verilen % 0,1 Fe ilaveli alaşıma ait EDS alan taraması ve çizgi analizleri Fe ilaveli alaşımlarda görülen elementel dağılımı belirtmektedir. Bu analizlerde Fe ve diğer alaşım elementlerinin hangi fazlarda ve ne şekilde yoğunlaştığı açıkça görülmektedir. Ayrıca bu dağılım tüm Fe ilaveli alaşımlarda benzer durum gösterdiği için sadece bir alaşım örnek olarak verilmiştir.





Şekil 4.22. NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımının EDS elementel dağılım görüntüleri.

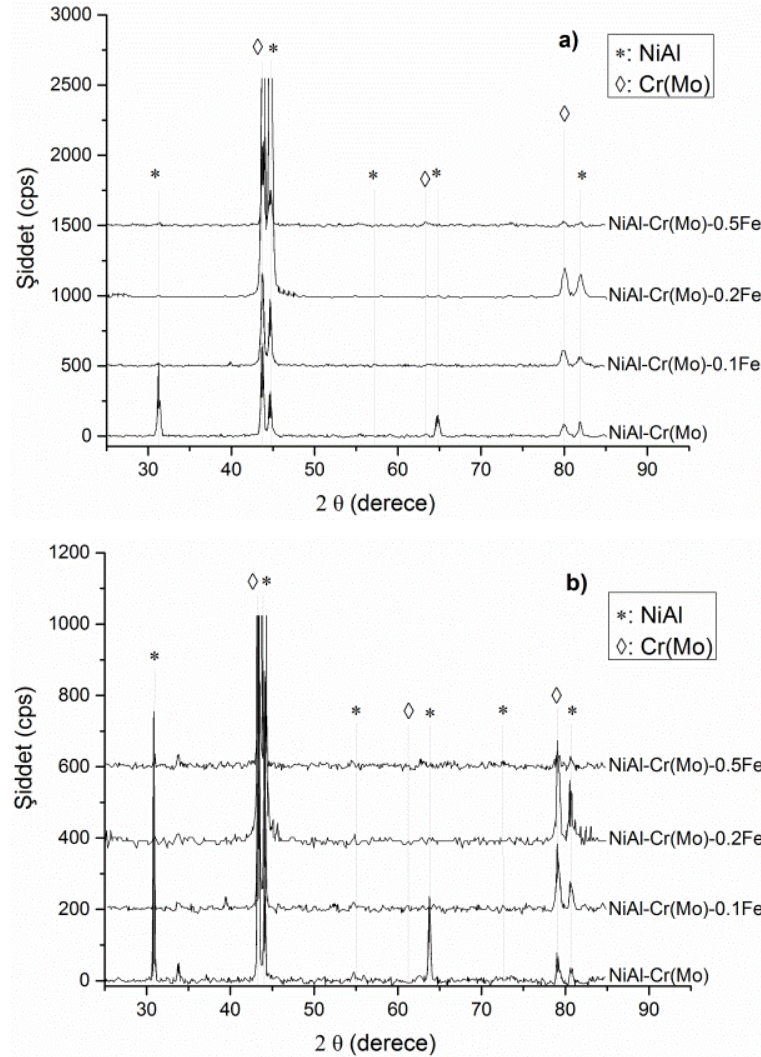


Şekil 4.23. NiAl-Cr(Mo)+0,1 Fe alaşımının çizgisel EDS analiz görüntüsü.

Şekil 4.22’de verilen EDS alan taramasında, Ni ve Al’un (turkuaz ve kırmızı) matriste, Cr ve Mo’in ise (yeşil ve mavi) diğer faz üzerinde toplandığı görülmektedir. Fe elementi (mor) ise her iki fazda da bulunmakla birlikte nokta EDS analizlerinde de tespit edildiği gibi, Cr(Mo) katı çözeltilisinde nispeten daha fazla olduğu görülmektedir. Ayrıca, Şekil 2.23’te verilen çizgisel EDS analizinde de benzer sonuçlar görülmektedir.

#### 4.2.2. XRD Analizi Sonuçları

Farklı oranlarda Fe ilave edilen NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında ve 1000 °C’deki XRD analizi sonuçları Şekil 4.24’te verilmektedir.



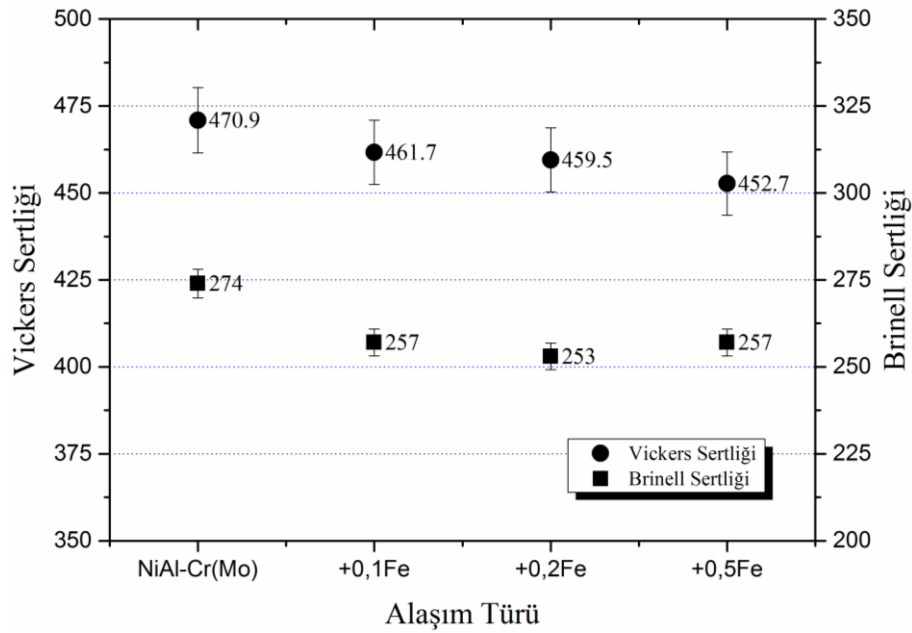
Şekil 4.24. Farklı oranlarda Fe içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının a) oda sıcaklığında ve b) 1000 °C’deki XRD sonuçları.



Şekil 4.24'te verilen XRD analiz sonuçları incelendiğinde, piklerin olduğu  $2\theta$  açılarının NiAl-Cr(Mo) ötektiklerinde oluşan  $2\theta$  açıları ile benzer olduğu anlaşılmaktadır. Fe ilavesinden sonra farklı bir pik gözlenmemiştir. Literatür çalışmalarında da belirtildiği gibi, Fe elementi alaşım içerisinde çözünmekte ve katı ergiyik oluşturmaktadır [75]. 1000 °C'de yapılan ölçümlere bakıldığında ise, durum yine benzerdir. Artan sıcaklığa bağlı olarak kafes parametrelerinin değişmesi ile piklerin olduğu Bragg açısı biraz ötelenmiş (yaklaşık  $1^{\circ}$ - $2^{\circ}$ ) olmakla birlikte, belirlenen fazlar yine NiAl-Cr(Mo) alaşımında görülen fazların aynıdır.

#### 4.2.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları

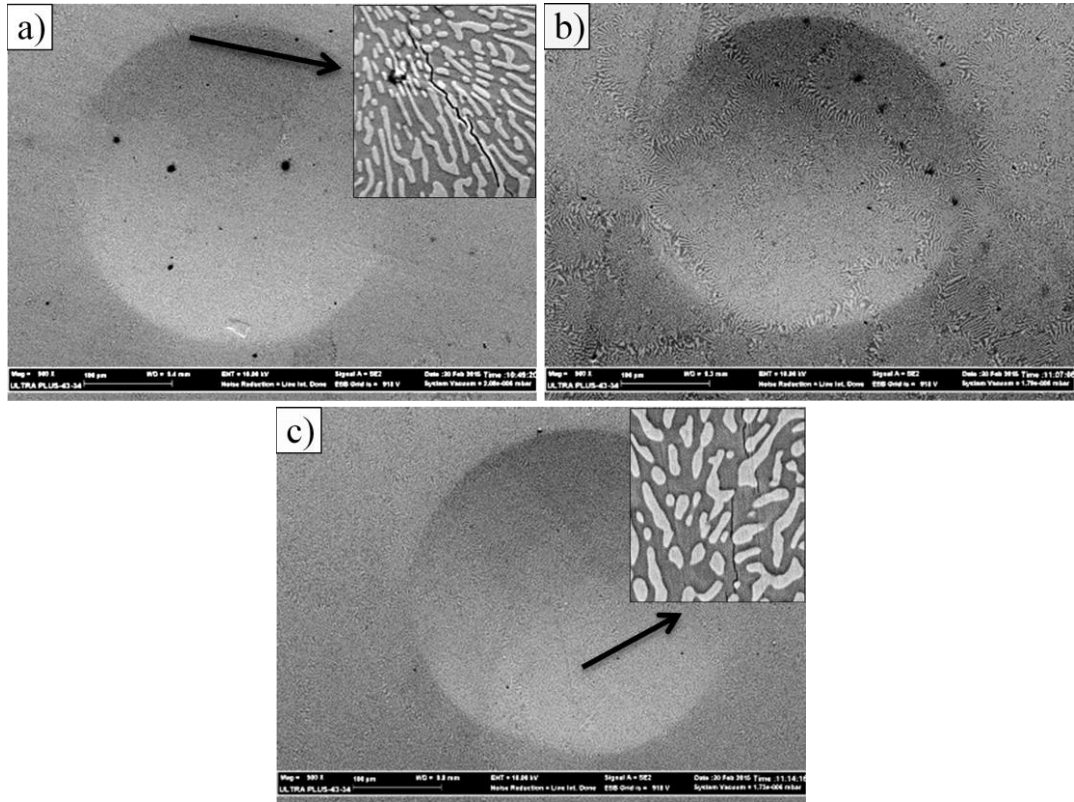
Farklı oranlarda Fe ilave edilen NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri Şekil 4.25'te verilmiştir.



Şekil 4.25. Farklı oranlarda Fe içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri.

Şekil 4.25'te verilen sertlik değerleri incelendiğinde, ilave edilen Fe miktarı ile birlikte, ana malzemeye göre sertlik değerleri azalmaktadır. Bu azalma, Vickers sertlik ölçümlerinde sürekli devam ederken, Brinell ölçümlerinde % 0,2 Fe ilave edilen alaşıma kadar düşmekte ve % 0,5 Fe ilave edilen alaşımda bir miktar artış olmaktadır. Yapılan literatür incelemelerinde, % 0,1-0,2 Fe ilavesinin, NiAl'ın

sünekliğini arttırdığı % 0,5 Fe ilavesi ve sonrasında ise sünekliğin tekrar azaldığı vurgulanmaktadır [86]. Bu nedenle hazırlanan Fe ilave edilmiş alaşımlarda sertliğin azalması beklenen bir durum olmakla birlikte, % 0,5 Fe ilavesinde sertliğin biraz artması da normaldir. İki ölçüm türü de bu noktada benzer bir sonuç vermese de, Brinell sertlik ölçümü çok daha büyük alanın sertliğini kapsadığı için daha geçerli sonuçlar verdiği kabul edilebilir. Şekil 4.26'da Fe ilave edilen alaşımlara uygulanan Brinell sertlik ölçümlerindeki izlerin SEM görüntüleri verilmektedir.



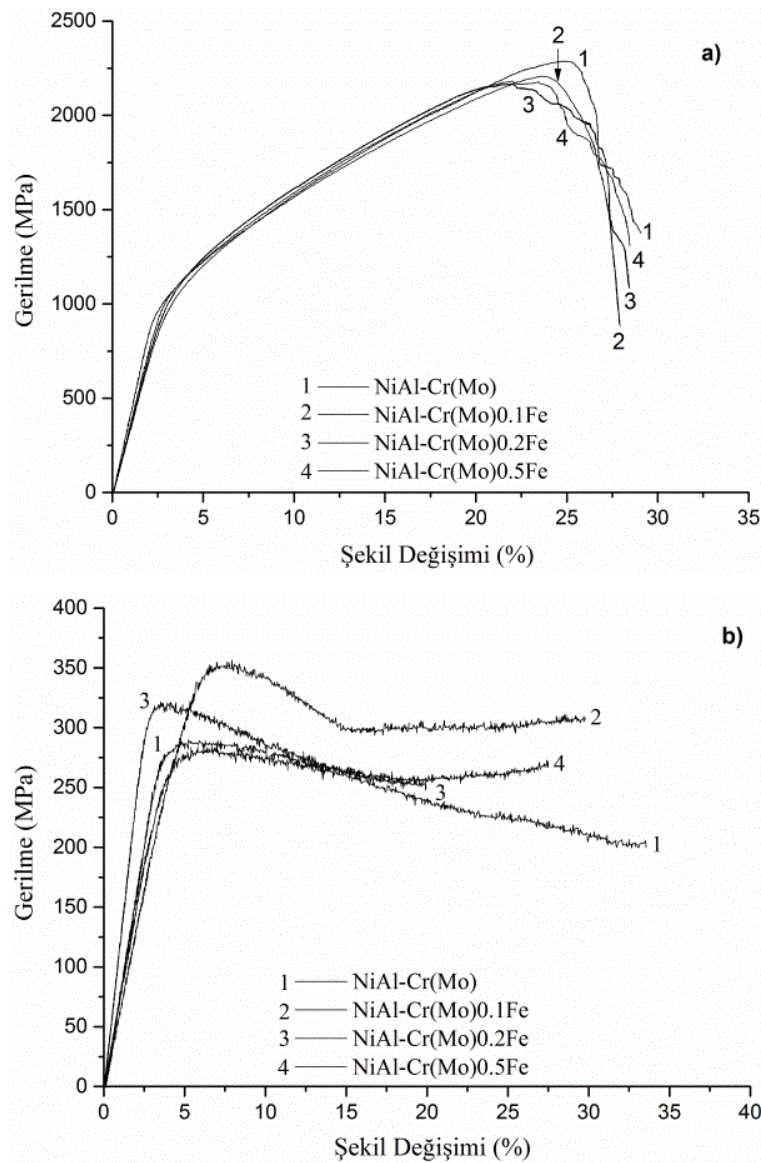
Şekil 4.26. a) at.% 0,1 Fe, b) at.% 0,2 Fe ve c) at.% 0,5 Fe içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait sertlik ölçüm noktalarının SEM görüntüleri.

Şekil 4.26'da verilen SEM görüntülerinden de görüldüğü gibi, sertliğin düşük olduğu % 0,2 Fe içeren alaşımda çatlak oluşmazken, diğer Fe içeren alaşımlarda çatlaklar oluştuğu gözlemlenmiştir. Sertlik ölçümleri sonucunda elde edilen değerler ile literatürde verilen sonuçlar karşılaştırıldığında, % 0,2 Fe ilavesine kadar sünekliğin arttığı ve sonrasında ise azaldığı teorisi desteklenmektedir. Ayrıca oluşan çatlaklar incelendiğinde, genelde NiAl fazı içerisinde ve bazen iki fazın arasında oluştuğu

görülmektedir. Bu durum NiAl fazının dayanım ya da sünekliğinin diğer faza oranla daha düşük olmasından kaynaklanmaktadır.

#### 4.2.4. Basma Testi Sonuçları

Farklı oranlarda Fe ilave edilmiş NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında ve 1000 °C’de uygulanan basma testlerinin sonuçları Şekil 4.27’de ve belirlenen değerler tablo olarak Çizelge 4.7’de verilmektedir.



Şekil 4.27. Farklı oranlarda Fe içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının a) oda sıcaklığında ve b) 1000 °C’deki basma testi sonuçları.

Şekil 4.27’de verilen basma testi sonuçları incelendiğinde, oda sıcaklığında en yüksek basma dayanımı ve şekil değişim miktarı NiAl-Cr(Mo) alaşımında elde edilmiştir. Literatür bilgileri ve ölçülen sertlik değerleri doğrultusunda, Fe ilave edilen alaşımlarda süneklik miktarının artması beklenmesine rağmen, böyle bir sonuca ulaşılamamasının alaşım mikroyapısından kaynaklandığı düşünülmektedir. Çünkü literatür çalışmalarında Fe ilavesinin NiAl bileşiğine olan etkisinden bahsedilirken, burada NiAl ve Cr(Mo)’den oluşan bir ötektik yapı söz konusudur. İlave edilen Fe, tek fazlı NiAl bileşiği mikroyapısında bir değişiklik oluşturamazken, ötektik yapıya ilave edildiğinde, ilgili SEM incelemelerinde (Şekil 4.13 - 4.21) belirtildiği gibi mikroyapıda değişime yol açmaktadır.

Çizelge 4.7. Farklı oranlarda Fe içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında (RT) ve 1000 °C’de yapılan basma testi sonuçları.

Alaşımlar		E (GPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\epsilon_y$ (%)	$\sigma_u$ (MPa)	$\epsilon_u$ (%)
NiAl-Cr(Mo)	RT	36,58	902	2,68	2285	24,33
	1000°C	8,95	268	3,17	292	5,6
NiAl-Cr(Mo)- 0.1 Fe	RT	43,82	950	2,36	2206	23,38
	1000°C	7,48	262	3,71	357	6,80
NiAl-Cr(Mo)- 0.2 Fe	RT	37,59	966	2,77	2165	21,35
	1000°C	13,19	304	2,51	323	4,10
NiAl-Cr(Mo)- 0.5 Fe	RT	39,02	996	2,76	2181	21,26
	1000°C	7,91	236	3,19	287	6,50

E= elastiklik modülü,  $\sigma_y$ = akma gerilmesi (0,2% ofset),  $\epsilon_y$ = elastik şekil değişimi,  $\sigma_u$ = maksimum basma gerilmesi,  $\epsilon_u$ = maksimum basmadaki şekil değişimi

Çizelge 4.7’de görüldüğü gibi, oda sıcaklığında yapılan basma testlerinde Fe ilaveli alaşımlar içerisinde en yüksek dayanım at.% 0,1 Fe ilaveli alaşımda belirlenirken, en düşük dayanım sertlik ölçümlerinde de olduğu gibi at.% 0,2 Fe ilaveli alaşımda ölçülmüştür. 1000 °C’de gerçekleştirilen basma testlerinde ise en yüksek basma dayanımı at.% 0,1 Fe içeren alaşımda, en düşük dayanım ise at.% 0,5 Fe içeren alaşımda elde edilmiştir. Genel olarak, düşük oranlarda (0,1 ve 0,2 gibi) ilave edilen Fe elementinin, NiAl-Cr(Mo) ötektik alaşımının yüksek sıcaklık dayanımına katkıda bulunduğu, oda sıcaklığındaki dayanım, tokluk ve sünekliğinde pek bir değişikliğe neden olmadığı belirlenmiştir.

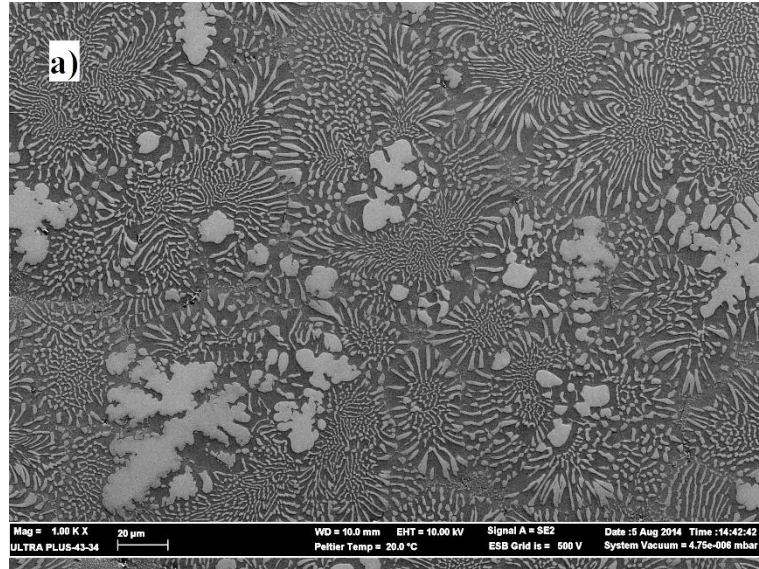
### 4.3. Ti İLAVESİNİN NiAl-Cr(Mo) ALAŞIMINA ETKİSİ

#### 4.3.1. Mikroyapı İncelemeleri

Farklı oranlarda Ti ilave edilen NiAl-Cr(Mo) ötektiğinin mikroyapı görüntüleri her alaşım ilave miktarı için alt başlıklar halinde incelenmiştir. Bu incelemelerde alaşımların ısıtma işlem öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri verilerek mikroyapıdaki değişim hakkında bilgi verilmiştir. Isıtma işlem sonrası her alaşım türünün mikroyapı görüntüleri, numunenin yan ve üst yüzey (sırasıyla, Şekil 3.4'te belirtilen 3. ve 4. yüzey) görüntüsü olarak iki yönden verilmiştir. Sonrasında yine aynı başlıklar altında bu alaşımlara ait EDS analizi görüntüleri ve sonuçları verilmektedir.

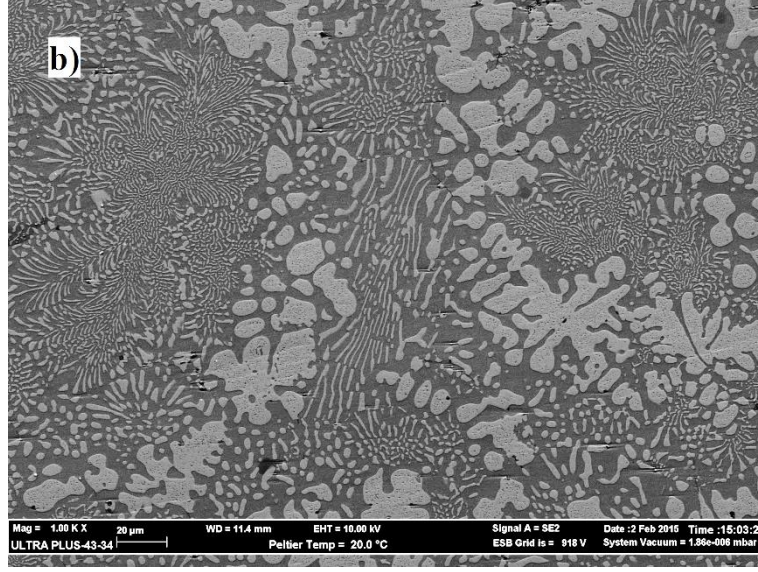
#### NiAl-Cr(Mo)+4 Ti :

Atomca % 4 Ti ilave edilmiş NiAl-Cr(Mo) ötektiğinin ısıtma işlem öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.28'de verilmiştir.



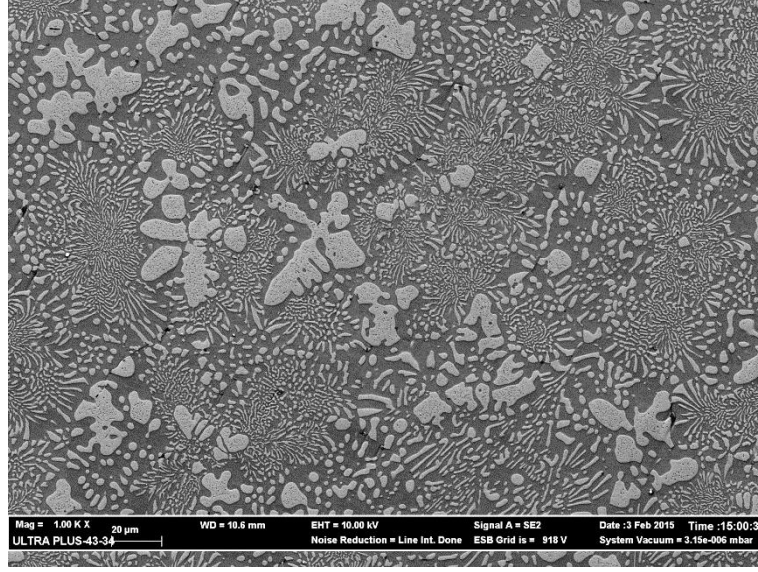
Şekil 4.28. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının a) ısıtma işlem öncesi ve b) ısıtma işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.





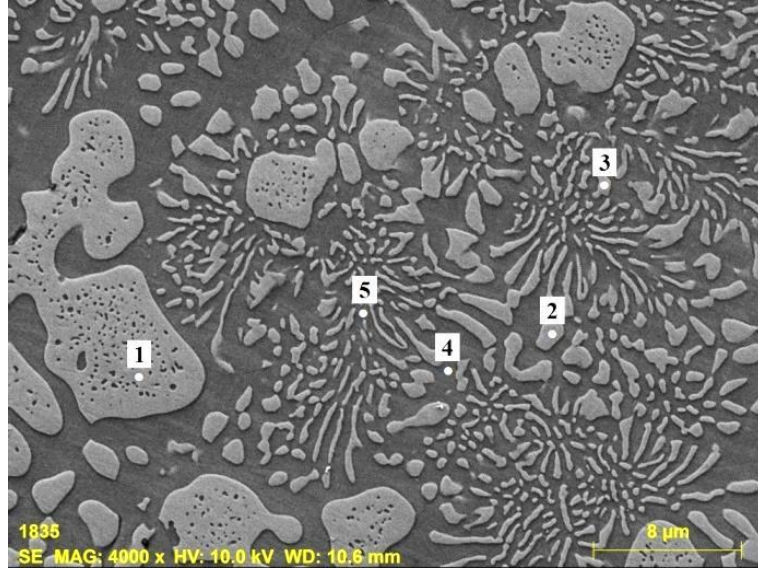
Şekil 4.28. (devam ediyor).

Şekil 4.28’de verilen mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, NiAl-Cr(Mo) ötektik yapının Ti ilavesi ile oldukça fazla değişim gösterdiği, lamelli yapının bölgesel olarak sınırlandığı, bazı bölgelerde kalın lamellerin ve büyük dentrit şeklinde Cr(Mo) yapıların oluştuğu görülmüştür. Bu durum tüm numune mikroyapısında görülmektedir. Yapılan bir çalışmada, Ti ilavesinin NiAl-Cr(Mo) alaşım mikroyapısında düzenli lamel yapısının oluşumunu güçlü bir şekilde engellediği, NiAl matrisi içerisindeki uzun plaka şeklindeki Cr(Mo) fazının, at.% 3 Ti ilaveli alaşımda kısalarak ötektik tane mikroyapısına dönüştüğü belirtilmiştir. Aynı çalışmada artan Ti miktarı ile Cr(Mo) fazının daha da kısaldığı ve at.% 5 Ti ilave edilen alaşımlarda çubuksu bir yapıya benzediği görülmektedir [110]. Yaptığımız çalışmada da literatürde bahsedildiği gibi Ti ilavesi ile lamelli ötektik yapı büyük bir değişime uğramıştır ve bu değişim malzemenin farklı bölgelerinden ve yönlerinden yapılan incelemelerde görülmektedir. Şekil 4.29’da at.% 4 Ti ilaveli alaşımın ısı işlemi sonrası farklı bir doğrultusundan alınan mikroyapı görüntüsü verilmiştir.



Şekil 4.29. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.

NiAl-Cr(Mo)'e atomca % 4 Ti ilave edilen alaşımın EDS analizi yapılan noktalarının belirtildiği mikroyapı görüntüleri Şekil 4.30'da ve bu analizlerden elde edilen değerler Çizelge 4.8'de verilmiştir.



Şekil 4.30. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının EDS analiz noktaları.

Şekil 4.30'da verilen mikroyapı görüntüsüne bakıldığında yapılan yüksek büyütme ile birlikte Cr-Mo'den oluşan açık renkli fazın içerisinde çok miktarda küçük boyutlu NiAl çökeltilerinin olduğu açıkça görülmektedir. Fakat belirtilen iki faz dışında üçüncü bir faz görülmemektedir. Noktasal EDS analiz değerlerinin verildiği Çizelge

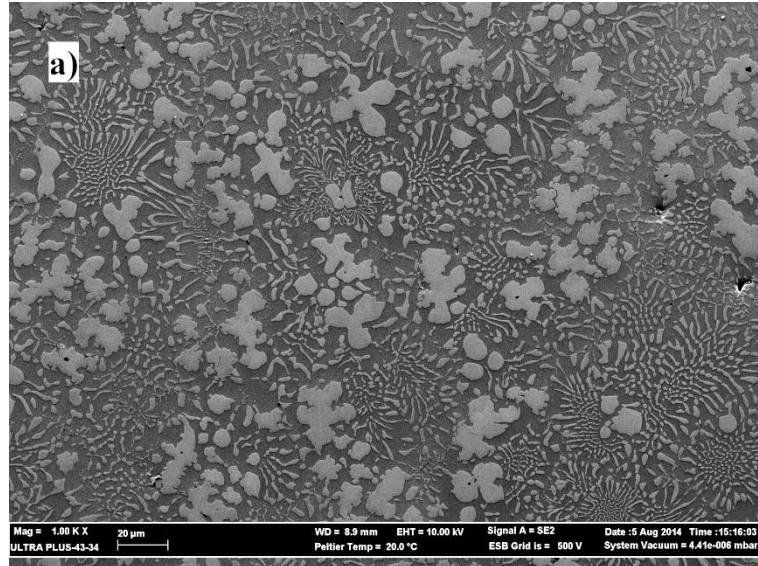
4.8'e bakıldığında, NiAl fazının oluşturduğu matrisin, yüksek oranda Ti içerdiği görülmektedir. NiAl fazının yüksek oranda Ti'ü yapısı içerisinde çözebildiği bilindiği için ve mikroyapıda oluşması beklenen ince Heusler fazı (Ni<sub>2</sub>AlTi) bu üç elementten oluştuğu için bu durum beklenen bir sonuçtur [111].

Çizelge 4.8. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.

Atomik oran (%)					
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo	Ti
1	5,04	2,34	76,30	15,50	0,81
2	5,16	2,87	75,18	15,79	1,00
3	4,33	2,66	76,25	15,98	0,78
4	43,64	47,73	2,68	0,18	5,76
5	43,89	48,03	2,44	0,05	5,58

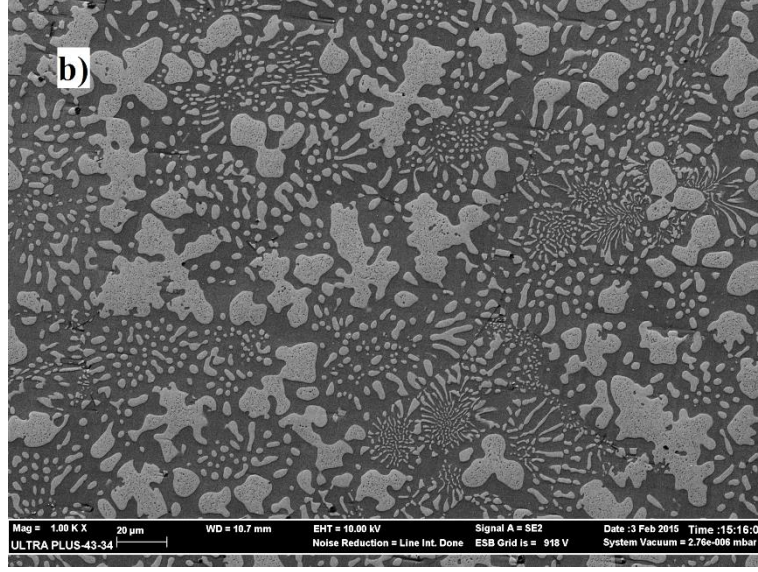
NiAl-Cr(Mo)+5 Ti :

NiAl-Cr(Mo)'e atomca % 5 Ti ilave edilen alaşımın ısıl işlem öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.31'te verilmiştir.



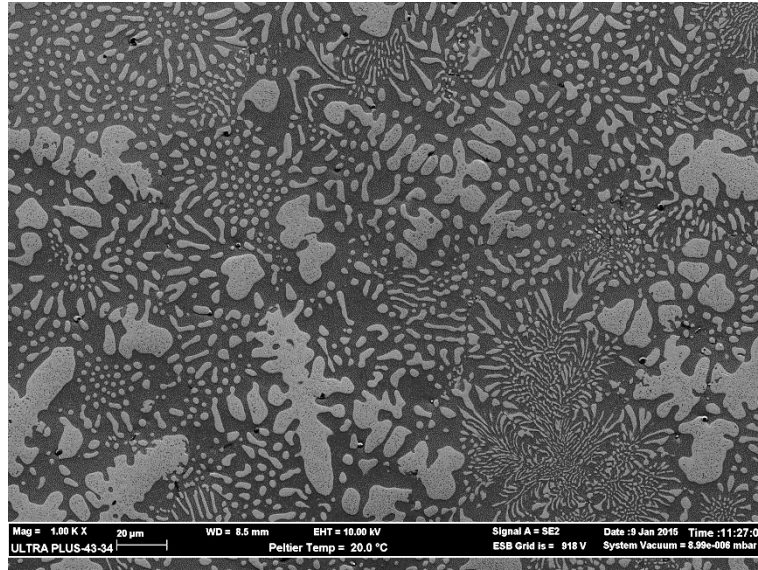
Şekil 4.31. NiAl-Cr(Mo)+5 Ti alaşımının a) ısıl işlem öncesi ve b) ısıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.





Şekil 4.31. (devam ediyor).

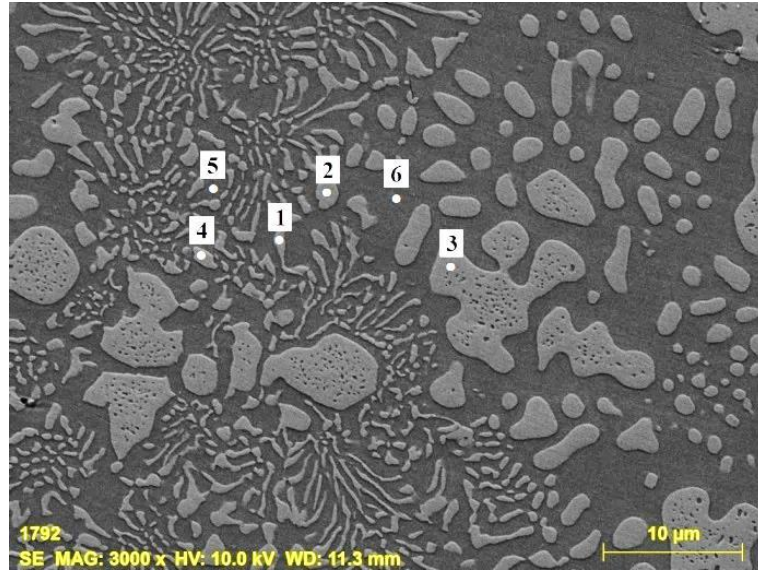
Şekil 4.31’de verilen görüntüler incelendiğinde at.% 4 Ti ilaveli olan alaşıma göre artan Ti miktarı ile lamel yapısındaki bozulmanın ve dentritik yapıdaki Cr(Mo) fazının miktarının da arttığı görülmektedir. Isıl işlem sonrasında, dentritik yapıların boyutlarının arttığı ve matris ile ara yüzeylerinde ısıl işlem öncesi görülen ince girintilerin büyüyerek kaybolduğu görülmektedir. Ayrıca lamel kalınlıkları artmış ve bazı bölgelerde eliptik şekil alarak küreselleşmeye başlamışlardır.



Şekil 4.32. NiAl-Cr(Mo)+5 Ti alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.

Şekil 4.32’de at.% 5 Ti ilaveli alaşımanın ısıl işlemi sonrası farklı bir doğrultusundan alınan mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Bu görüntüde de Şekil 4.31’dekine benzer dentritik bir oluşum görülmektedir. Fakat bu alaşıma ait mikroyapı, klasik küresel taneler şeklinde oluşum göstermediği için, mikroyapı görüntülerinde, bakış doğrultusuna ve bölgeye göre farklılıklar oluşabilmektedir.

NiAl-Cr(Mo)’e atomca % 5 Ti ilave edilen alaşımanın EDS analizi yapılan noktalarının belirtildiği mikroyapı görüntüsü Şekil 4.33’te ve bu analizlerden elde edilen değerler Çizelge 4.9’da verilmiştir.



Şekil 4.33. NiAl-Cr(Mo)+5 Ti alaşımasının EDS analiz noktaları.

Çizelge 4.9. NiAl-Cr(Mo)+5 Ti alaşımasının noktasal EDS analiz değerleri.

Atomik oran (%)					
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo	Ti
1	4,30	2,35	75,63	16,75	0,98
2	4,44	2,20	75,55	16,55	1,25
3	5,37	3,63	73,68	15,90	1,42
4	4,83	2,61	73,92	17,36	1,27
5	42,07	48,14	2,39	0,28	7,13
6	42,30	47,96	2,45	0,22	7,07

EDS noktalarının belirtildiği yüksek büyütmedeki mikroyapı görüntüsü incelendiğinde yapının at.% 4 Ti içeren alaşıma benzediği ve açık renkli Cr(Mo) fazı içerisinde çok miktarda NiAl çökeltileri olduğu görülmektedir. Çizelge 4.9 incelendiğinde ise at.% 4 Ti ilaveli alaşıma benzer değerler içerdiği ve Ti elementinin büyük oranda NiAl matrisi içerisinde bulunduğu belirlenmiştir. Sadece farklı olarak bu alaşımda artan Ti miktarı ile birlikte matris içerisinde belirlenen Ti miktarı da artmıştır. Bu artış dışında bu alaşımlara ait üçüncü bir faz mikroyapı incelemelerinde görülememiştir. Fakat, Bozzolo ve diğ. BFS (Bozzolo, Ferrante, Smith) teorik modelleme tekniğini kullanarak NiAl bileşiğine ilave edilen Ti elementinin davranışını incelediklerinde, Ti elementinin Al yerine geçtiğini, at.% 5 civarına kadar Ti'un katı çözelti oluşturabildiğini ve % 5'ten sonra artan Ti ile yapıda Ni<sub>2</sub>AlTi fazının oluştuğunu belirtmişlerdir [111].

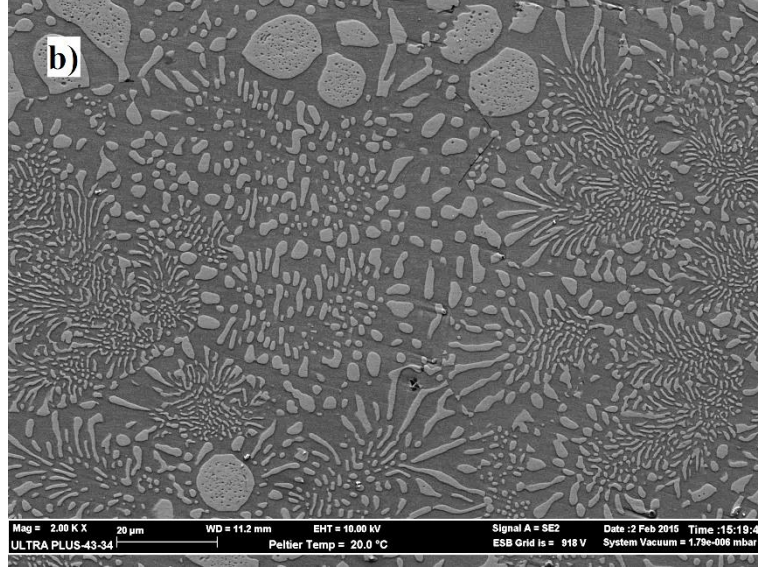
NiAl-Cr(Mo)+6 Ti :

NiAl-Cr(Mo)'e atomca % 6 Ti ilave edilen alaşımın ısıl işlem öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 4.34'te verilmiştir. Bu görüntülerde artan Ti ilavesi ile lamelli yapıdaki bozulmanın ve dentritik oluşumun artarak devam ettiğini göstermektedir. Ancak daha yüksek bir büyütme ile verilen, ısıl işlem sonrası mikroyapıya ait görüntüden anlaşıldığı gibi, oluşan dentritler biraz daha kabalaşmaya başlamıştır.



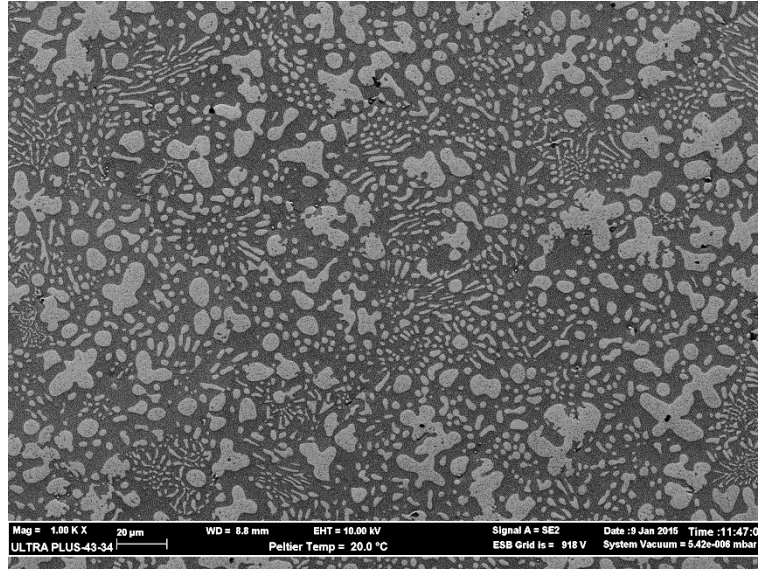
Şekil 4.34. NiAl-Cr(Mo)+6 Ti alaşımının a) ısıl işlem öncesi ve b) ısıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.





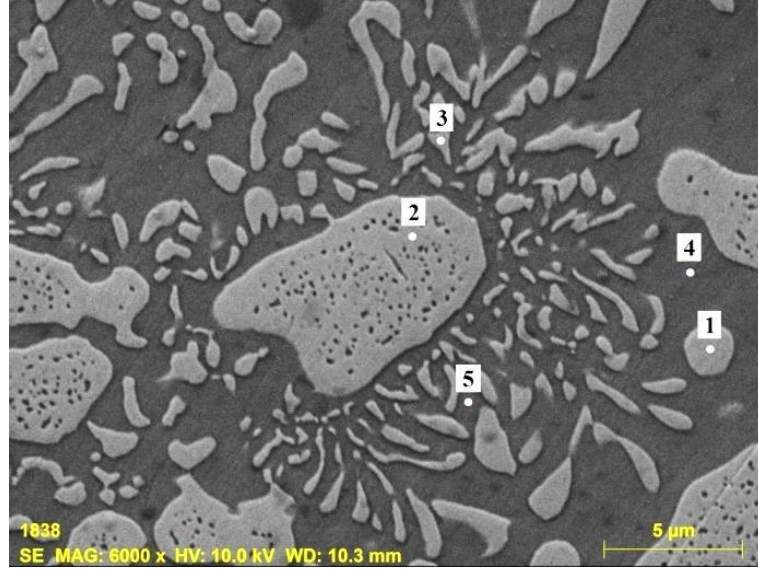
Şekil 4.34. (devam ediyor).

Şekil 4.34'te görülen değişim, Şekil 4.35'te ısıtılma işlemi sonrası farklı bir doğrultudan verilmiş mikroyapıda da görülmektedir. Bunun dışında özellikle Şekil 4.35'te görüldüğü gibi lamel şeklinde oluşan Cr(Mo) fazının az bir kısmı lamel şeklini korumuş kalan kısmı ya kısalıp kalınlaşmış ya da birleşerek daha kaba bir şekil almıştır.



Şekil 4.35. NiAl-Cr(Mo)+6 Ti alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.

NiAl-Cr(Mo)'e atomca % 6 Ti ilave edilen alaşımın EDS analizi yapılan noktalarının belirtildiği mikroyapı görüntüleri Şekil 4.36'da ve bu analizlerden elde edilen değerler Çizelge 4.10'da verilmiştir.

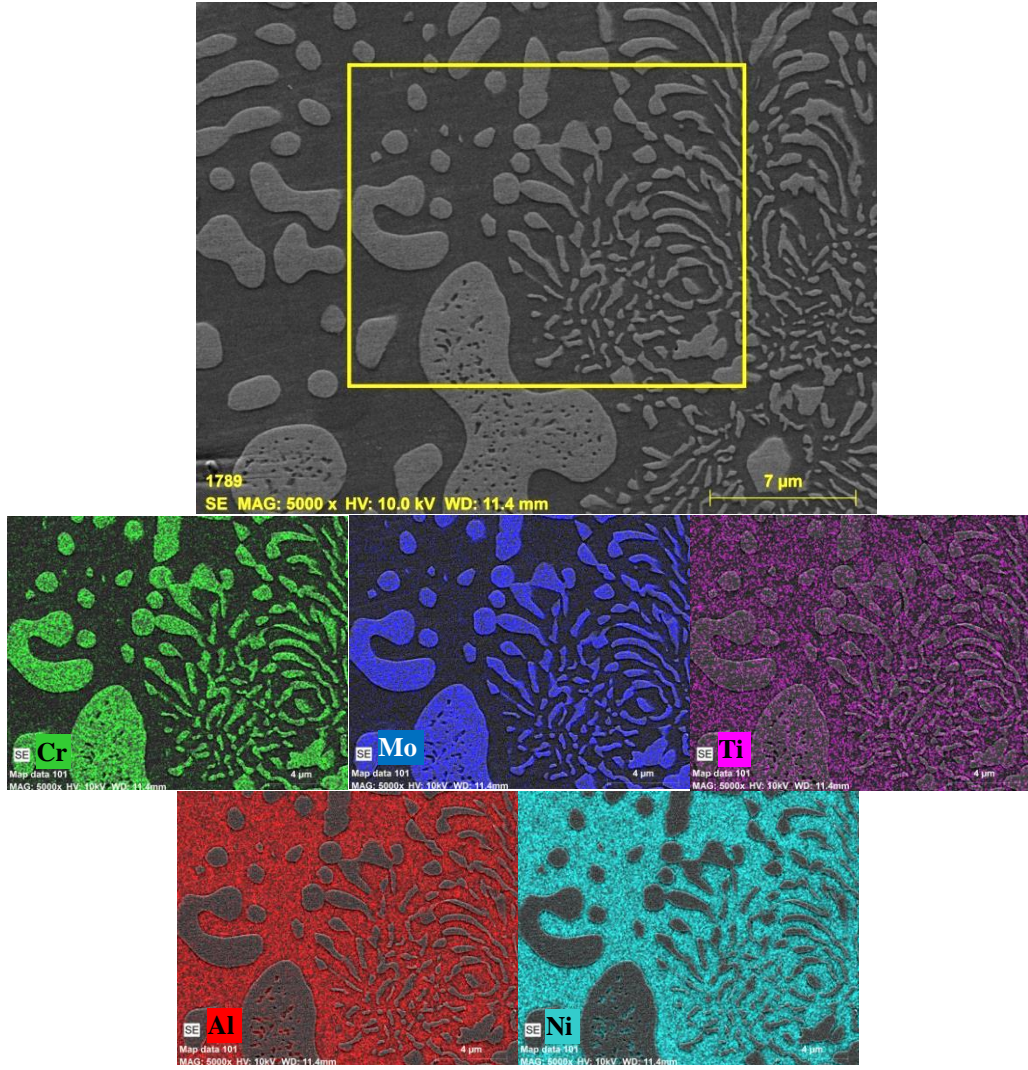


Şekil 4.36. NiAl-Cr(Mo)+6 Ti alaşımının EDS analiz noktaları.

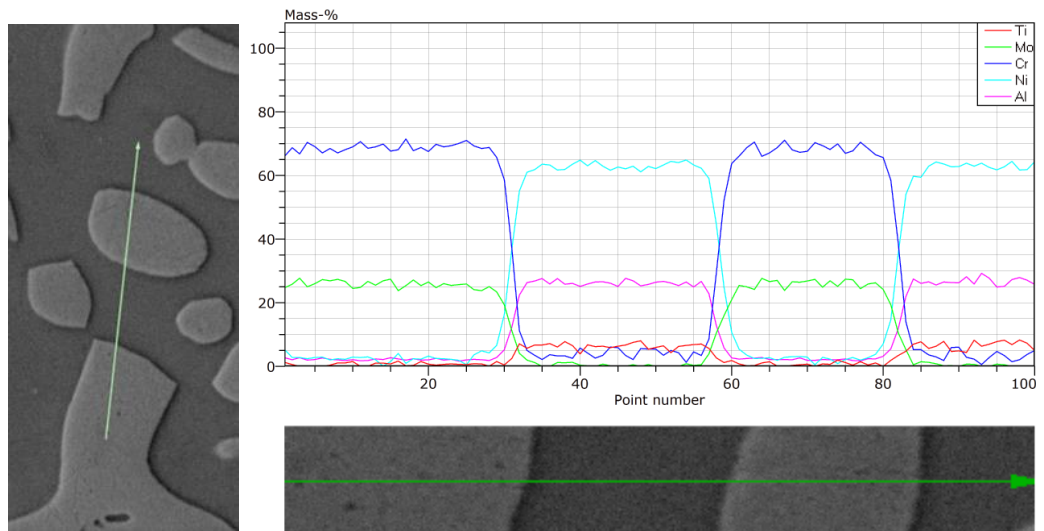
Şekil 4.36'da verilen mikroyapı görüntüsü incelendiğinde, referans alınan ötektik yapıdaki lamelli yapının büyük ölçüde kaybolduğu görölmektedir. Diğer Ti ilaveli alaşımlara benzer Şekilde Cr(Mo) fazı içerisinde çok miktarda NiAl çökeltileri oluştuğu görölmektedir. Çizelge 4.10'da verilen EDS analiz sonuçlarına göre, yine temel olarak Ni – Al'ca ve Cr – Mo'ce zengin fazların oluştuğu görölmektedir. Bu alaşımda da NiAl fazı içerisinde, artan Ti miktarı ile orantılı bir Şekilde, yüksek miktarda Ti olduğu tespit edilmiştir.

Çizelge 4.10. NiAl-Cr(Mo)+6 Ti alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.

Atomik oran (%)					
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo	Ti
1	4,98	3,29	75,09	15,66	0,98
2	4,60	1,85	76,36	16,27	0,93
3	4,14	2,58	76,46	15,55	1,27
4	40,44	47,24	3,38	0,09	8,85
5	40,98	47,49	2,99	0,09	8,52



Şekil 4.37. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının EDS elemental dağılım görüntüleri.



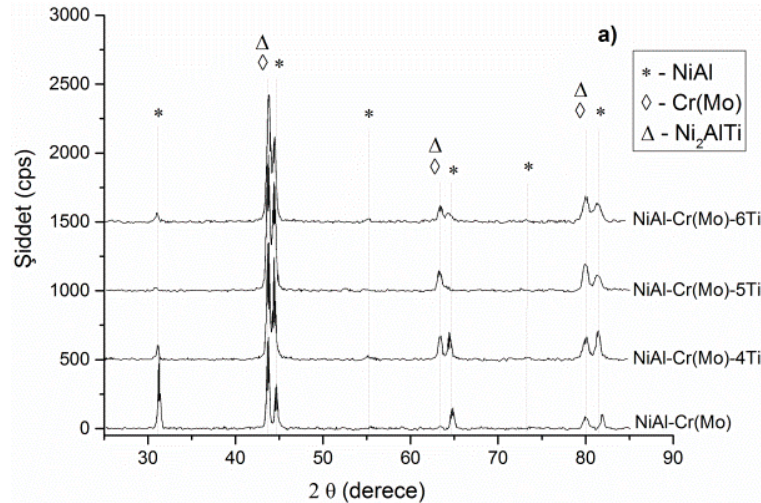
Şekil 4.38. NiAl-Cr(Mo)+4 Ti alaşımının çizgisel EDS analiz görüntüsü.



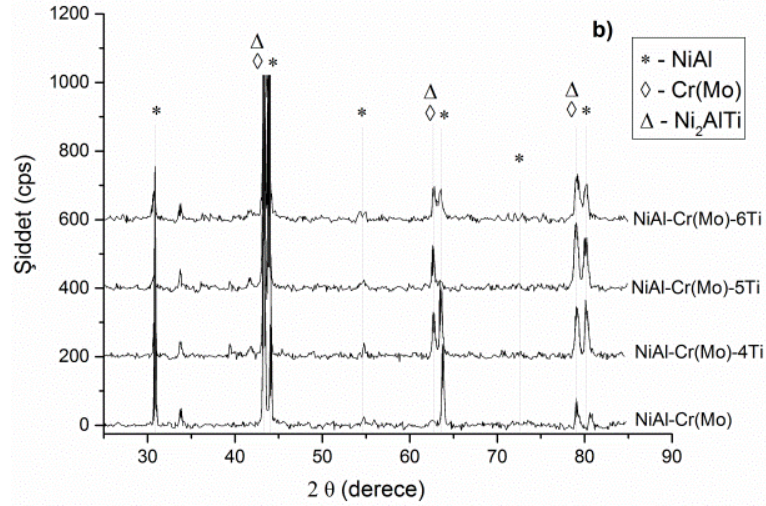
Şekil 4.37’de % 4 Ti ilaveli NiAl-Cr(Mo) alaşımının EDS alan tarama analizi ve Şekil 4.38’de çizgisel analiz sonuçları verilmiştir. Bu sonuçlar alaşım içerisinde elementlerin dağılımını ve fazlar arasındaki değişimini göstermektedir. Elementlerin alaşım içerisindeki bu dağılım ve değişimi tüm Ti içeren alaşımlarda benzerlik göstermesinden dolayı örnek oluşturması ve bilgi vermesi bakımından, tez çalışması kapsamında sadece at.% 4 Ti ilaveli alaşıma ait sonuçlara yer verilmiştir. Verilen at.% 4 Ti ilaveli NiAl-Cr(Mo) alaşımına ait EDS elementel dağılım analizleri incelendiğinde, tüm Ti içeren alaşımlarda bahsedildiği gibi matrisinin Ni ve Al elementlerinden, diğer fazın ise Cr ve Mo elementlerinden oluştuğu görülmektedir. İlave edilen Ti’un ise büyük oranda matris içerisinde dağılmış olduğu görülmektedir. Bu durum, incelenen büyütmelelerde alınan mikroyapı görüntülerinde Ti’un bir faz üzerinde toplanmadığını ve Ti’ca zengin bir fazın oluşmadığını göstermektedir. Şekil 4.38’de verilen çizgisel analizde ise, Ti elementinin NiAl fazı içerisinde diğer faza oranla daha fazla bulunduğu görülmektedir.

#### 4.3.2. XRD Analizi Sonuçları

Farklı oranlarda Ti ilave edilerek üretilen NiAl-Cr(Mo) esaslı alaşımların oda sıcaklığında ve 1000 °C’deki XRD sonuçları Şekil 4.39’da verilmektedir.



Şekil 4.39. Farklı oranlarda Ti içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının a) oda sıcaklığında ve b) 1000 °C’deki XRD sonuçları.



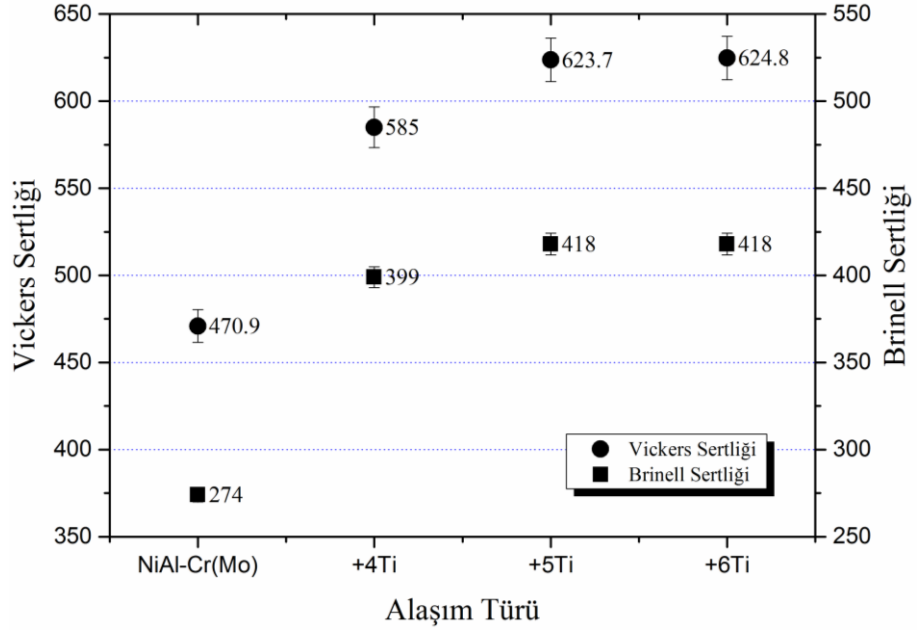
Şekil 4.39. (devam ediyor).

Ti elementi içeren numunelerin XRD sonuçları incelendiğinde, ötektik alaşımda görülen pikler dışında ilave bir pik gözlenmemektedir. Bununla birlikte, lameli yapıyı oluşturan Cr(Mo) fazı ile çakışan Ni<sub>2</sub>AlTi (Heusler) fazının oluştuğu belirtilmiştir. EDS sonuçları ve literatür sonuçları da bu fazın Heusler fazı olduğunu teyit etmektedir.

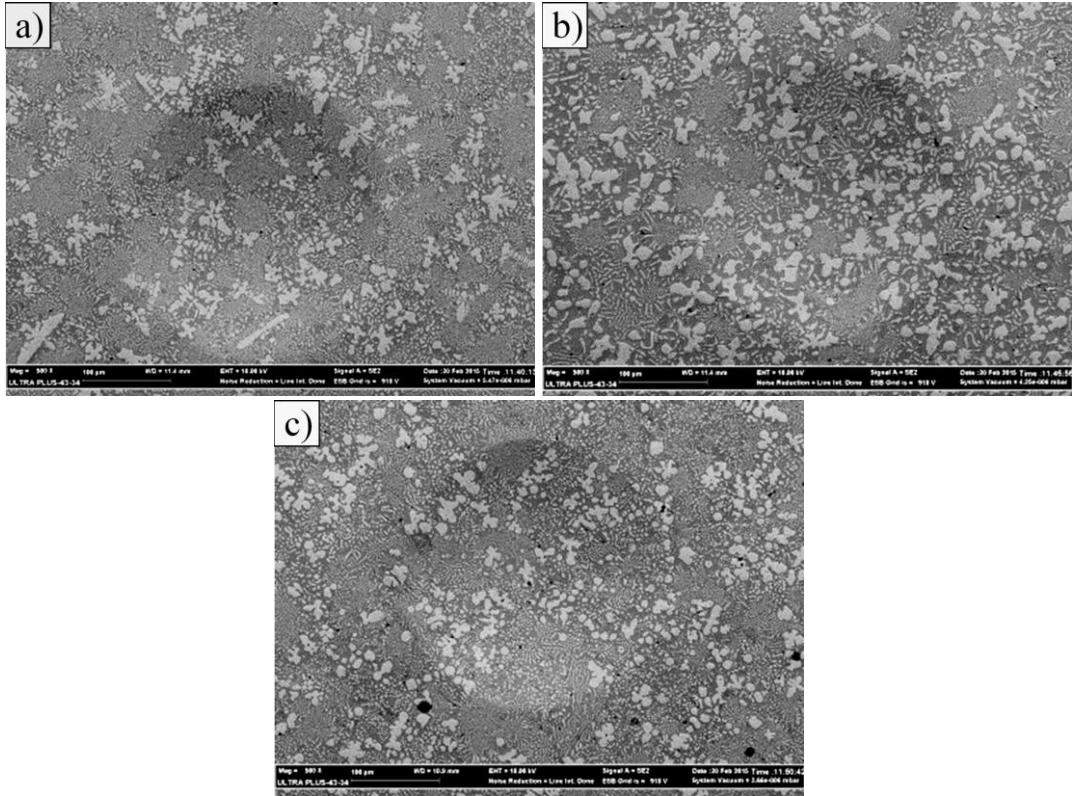
#### 4.3.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları

Farklı oranlarda Ti içeren NiAl-Cr(Mo) esaslı alaşımlara ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri Şekil 4.40'ta verilmektedir. Verilen değerler incelendiğinde, at.% 4 Ti ilavesi ile sertlik değerlerinin önemli derecede arttığı görülmektedir. Bu artış, ilave Ti miktarı ile düşük oranda devam etmektedir. Ancak sertlikteki artış at.% 5 Ti ilavesinden sonra neredeyse durağan hale geçmektedir ve at.% 6 Ti ile arasında çok düşük bir fark oluşmuştur. Ti ilave edilen alaşımların Brinell sertlik ölçümlerinde oluşan izlerin SEM görüntüleri, Şekil 4.41'de verilmiştir. Bu izler incelendiğinde, deformasyon sonrası buldukları bölgelerde herhangi bir çatlığa rastlanmamıştır. Artan sertliğe rağmen, hasarsız bir deformasyonun gerçekleşmesi, alaşımların süneklik ve tokluklarında artış olduğunu bir belirtisidir.





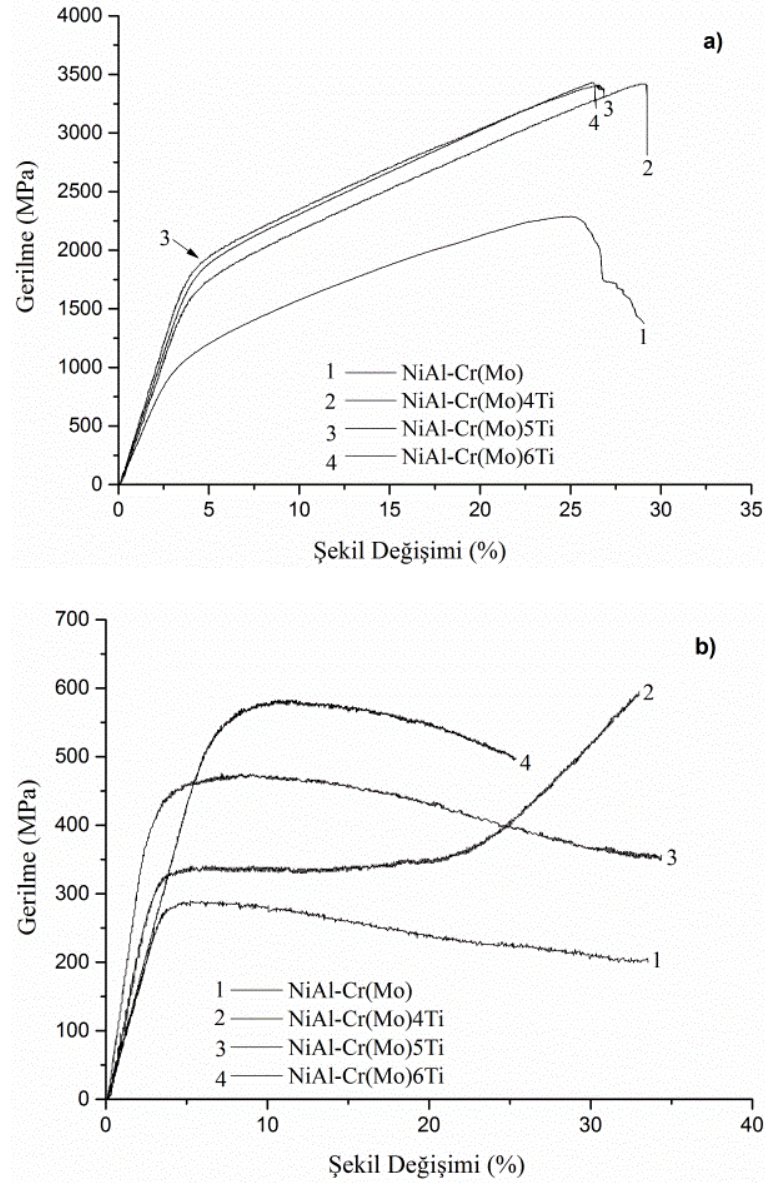
Şekil 4.40. Farklı oranlarda Ti içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri.



Şekil 4.41. a) at.% 4 Ti, b) at.% 5 Ti ve c) at.% 6 Ti içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait Brinell sertlik ölçüm noktalarının SEM görüntüleri.

#### 4.3.4. Basma Testi Sonuçları

Farklı oranlarda Ti içeren NiAl-Cr(Mo) esaslı alaşımların oda sıcaklığında ve 1000 °C’de gerçekleştirilen basma testi sonuçları Şekil 4.42’de tablo halindeki değerleri ise Çizelge 4.11’de verilmiştir.



Şekil 4.42. Farklı oranlarda Ti içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının a) oda sıcaklığı ve b) 1000 °C’deki basma testi sonuçları.

Basma testi sonuçları incelendiğinde, titanyum ilavesi ile mekanik özelliklerde önemli düzeyde bir artış olduğu görülmektedir. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen

testlerde Ti ilavesi ile NiAl-Cr(Mo)'e nazaran şekil değişim miktarında belirgin bir değişim olmazken, en yüksek basma dayanımında, akma noktasında ve elastik modülüsünde bariz bir artış olduğu belirlenmiştir. Bu durum Ti ilave edilen numunelerin tokluğunun da arttığını göstermektedir. Bu artışlar sertlik ölçümlerinde olduğu gibi at.% 4 Ti ilavesi ile büyük bir fark oluştururken, sonrasında artan Ti miktarı küçük farklar oluşturmuştur. Ayrıca basma testi sonuçlarında, artan Ti miktarı ile şekil değişim oranlarında bir miktar azalma olduğu da görülmektedir. Bu sonuçlar Ti ilavesi ile alaşımda etkili bir mukavemetlendirme mekanizmasının oluştuğunu göstermektedir. Kitabjian ve diğ. yaptıkları bir çalışmada, NiAl'a % 2,5 ve 3 Ti ilavesini incelemişlerdir [91]. Bu çalışmalarında Ti ilavesinin, NiAl fazı içerisinde çözünerek katı çözeltili oluşturduğunu ve bu katı çözeltili NiAl alaşımının Ti içermeyen NiAl'a göre dislokasyon hareketlerini çok daha fazla engellediğini ve dayanımını arttırdığını belirtmişlerdir.

Çizelge 4.11. Farklı oranlarda Ti içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında (RT) ve 1000 °C'de yapılan basma testi sonuçları.

Alaşımlar		E (GPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\epsilon_y$ (%)	$\sigma_u$ (MPa)	$\epsilon_u$ (%)
NiAl-Cr(Mo)	RT	36,58	902	2,68	2284	24,33
	1000°C	8,95	268	3,17	292	5,6
NiAl-Cr(Mo)- 4Ti	RT	46,15	1548	3,56	3430	27,71
	1000°C	12,1	293	2,64	340	-
NiAl-Cr(Mo)- 5Ti	RT	50,67	1728	3,73	3410	25,80
	1000°C	15,22	382	2,39	480	-
NiAl-Cr(Mo)- 6Ti	RT	48,30	1706	2,91	3457	24,0
	1000°C	10,1	506	5,23	587	-

E= elastiklik modülü,  $\sigma_y$ = akma gerilmesi (0,2% ofset),  $\epsilon_y$ = elastik şekil değişimi,  $\sigma_u$ = maksimum basma gerilmesi,  $\epsilon_u$ = maksimum basmadaki şekil değişimi

1000 °C'de uygulanan basma testlerinden elde edilen sonuçlara göre, yine Ti ilavesi ile basma dayanımının orantılı olarak arttığı görülmektedir. Bu orantı diğer mekanik özelliklere aynı şekilde (akma noktası, elastik modülüs vs.) yansımamakla birlikte, her durumda NiAl-Cr(Mo) temel alaşımından yüksek olarak belirlenmiştir. Yüksek sıcaklık basma testlerinde, oda sıcaklığında yapılanların aksine artan Ti miktarı ile basma dayanımları sürekli ve büyük farklarla artmaktadır. Bu durum alaşımların yüksek sıcaklıkta deformasyon davranışlarının değiştiğini göstermektedir. Yapılan

bir çalışmada, NiAl-Cr(Mo) alaşımına at.% 3-5 aralığında Ti ilave edilerek etkisi incelenmiştir [110]. Üretilen alaşımların oda sıcaklığı basma testlerinde, malzemelerin akma mukavemetlerinin artan Ti miktarı ile etkili bir şekilde arttığı, deformasyon miktarının ise tüm alaşımlarda benzer olmakla birlikte, Ti içeren alaşımlarda bir miktar azaldığı belirtilmektedirler. Atomca % 3 Ti içeren alaşımın mukavemet artışında katı çözelti mukavemetlendirmesi etkin olurken, at.% 5 Ti içeren alaşımın mukavemet artışında katı çözelti mukavemetlendirmesi yanında Ni<sub>2</sub>AlTi fazının da etkili olduğu belirtilmiştir. 800-1200 °C aralığında yapılan sıcak basma testlerinde ise, daha fazla Ti içeren alaşımda Ni<sub>2</sub>AlTi fazının etkisiyle diğerlerine göre çok daha yüksek değerler elde edildiği vurgulanmaktadır [110].

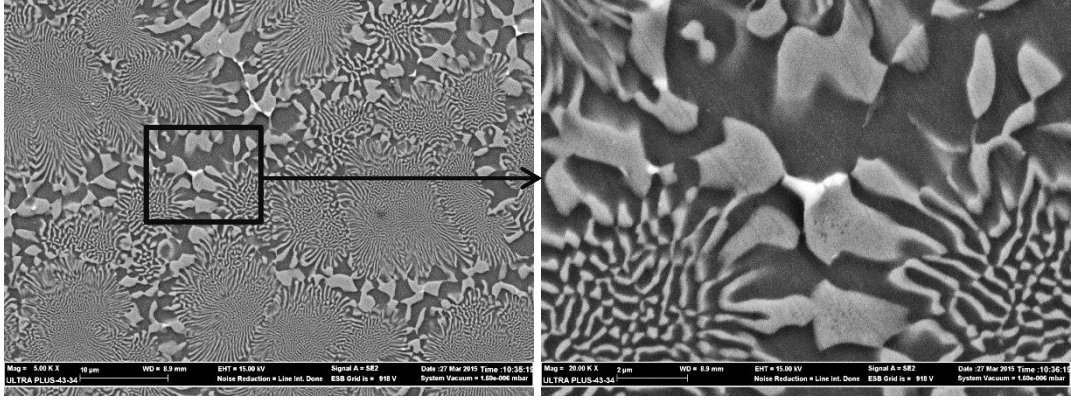
#### **4.4. Nb İLAVESİNİN NiAl-Cr(Mo) ALAŞIMINA ETKİSİ**

##### **4.4.1. Mikroyapı İncelemeleri**

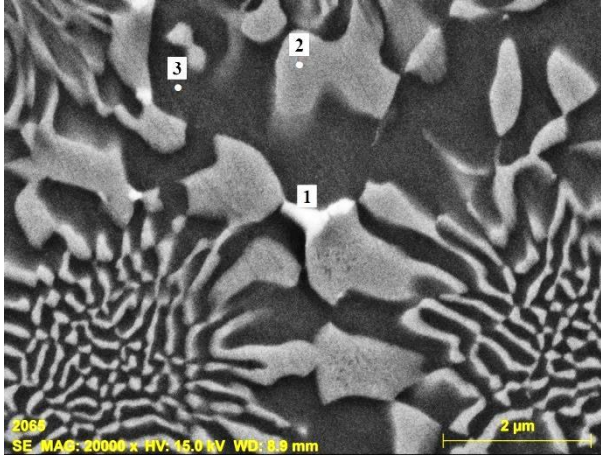
Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) esaslı alaşımların mikroyapı görüntüleri her alaşım ilave miktarı için alt başlıklar halinde incelenmiştir. Bu incelemelerde alaşımların ısıtma işlem öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri verilerek mikroyapıdaki değişim hakkında bilgi verilmiştir. Isıtma işlem sonrası her alaşım türünün mikroyapı görüntüleri, numunenin yan ve üst yüzey (sırasıyla, Şekil 3.4'te belirtilen 3. ve 4. yüzey) görüntüsü olarak iki yönden verilmiştir. Sonrasında yine aynı başlıklar altında bu alaşımlara ait EDS analizi sonuçları verilmektedir.

##### ***NiAl-Cr(Mo)+0,4 Nb :***

NiAl-Cr(Mo)'e atomca % 0,4 Nb ilave edilmiş alaşımın mikroyapı görüntüleri, Şekil 4.43'te verilmiştir. Verilen SEM görüntüleri incelendiğinde, numune mikroyapısının Nb ilavesiz alaşım ile oldukça benzer olduğu görülmektedir. Ancak bu alaşımda farklı olarak, genellikle Cr(Mo) fazların ucunda ya da arasında Nb'ca zengin fazların olduğu anlaşılmaktadır. Bu faza ait EDS analizi görüntüsü ve değerleri Şekil 4.44'te verilmiştir.



Şekil 4.43. NiAl-Cr(Mo)+0,4 Nb alaşıminın mikroyapı görüntüleri.



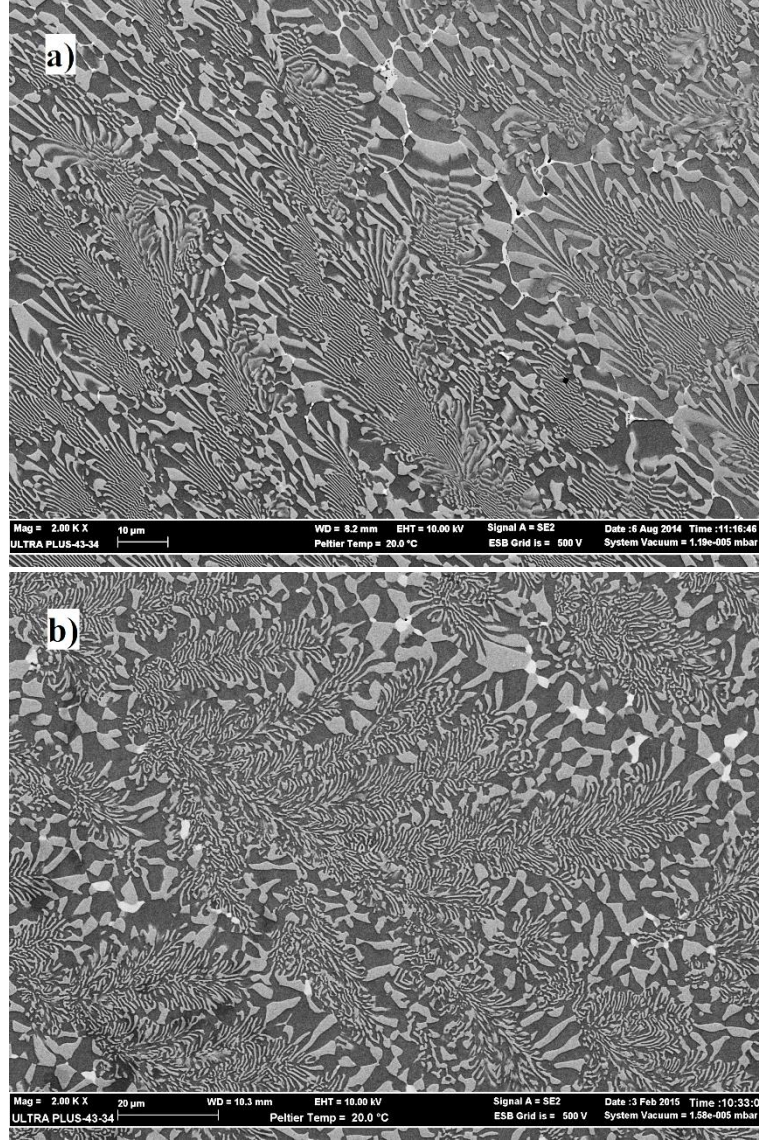
Atomik oran (%)					
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo	Nb
1	25,18	25,89	6,82	1,54	40,57
2	10,85	7,63	68,17	12,54	0,81
3	41,07	46,88	10,45	1,27	0,33

Şekil 4.44. NiAl-Cr(Mo)+0,4 Nb alaşıminın noktasal EDS analizi sonuçları.

#### NiAl-Cr(Mo)+1 Nb :

NiAl-Cr(Mo)'e atomca % 1 Nb ilave edilmiş alaşımın ısı işlem öncesi ve sonrasına ait mikroyapı görüntüleri, Şekil 4.45'te verilmiştir. Bu SEM görüntüleri incelendiğinde, numune mikroyapısının lamelli ötektik yapıdan oluştuğu ve dentrit şeklinde oluşan bu yapının arasında kalan bölgelerde fazların oldukça irileştiği görülmektedir. Ayrıca, ötektik yapıyı oluşturan ikili faz arasında, Nb ilavesi ile beyaz renkte üçüncü bir faz oluştuğu görülmektedir.



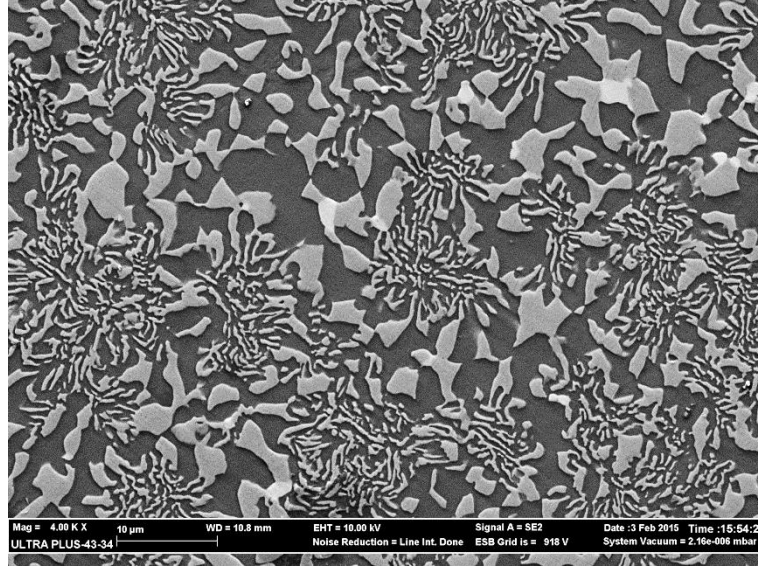


Şekil 4.45. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımın a) ısıl işlem öncesi ve b) ısıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.

NiAl-Cr(Mo)'e atomca % 1Nb ilave edilen alaşımın ısıl işlem sonrası mikroyapısının farklı doğrultudan alınmış SEM görüntüsü, Şekil 4.46'da verilmiştir. Bu görüntüde de Şekil 4.45 b'de verilene benzer bir oluşum görülmektedir. Yalnız dentritler merkezden değil uç kısımlarından görüldüğünden ve daha yüksek bir büyütme uygulandığından dolayı lamel şeklindeki yapının miktarı daha az görülmektedir.

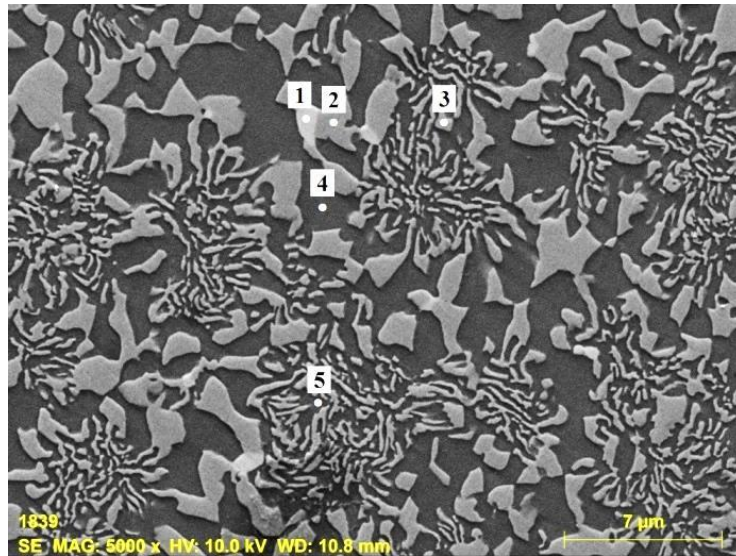
Yapılan XRD analizlerinde  $Cr_2Nb$  olarak belirlenen faz, mikroyapı analizlerinde görüldüğü gibi, bazı bölgelerde kısa ağ şeklinde oluşsa da mikroyapı genelinde ufak çökelti şeklinde bulunmaktadır. Bu konuda yapılmış olan bir çalışmada, NiAl-

Cr(Mo) içerisinde bulunan  $Cr_2Nb$  fazının genellikle Cr(Mo) fazının ucunda ya da arasında bulunduğu belirtilmektedir [99]. Şekil 4.45 ve 4.46'da verilen mikroyapı görüntüleri incelendiğinde literatürde bahsedilene benzer bir oluşum görülmektedir.



Şekil 4.46. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.

NiAl-Cr(Mo)'e atomca % 1Nb ilave edilen alaşımın EDS analizi yapılan noktalarının belirtildiği mikroyapı görüntüsü Şekil 4.47'de ve bu analizlerden elde edilen değerler Çizelge 4.12'de verilmiştir.



Şekil 4.47. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımının EDS analiz noktaları.

Çizelge 4.12. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.

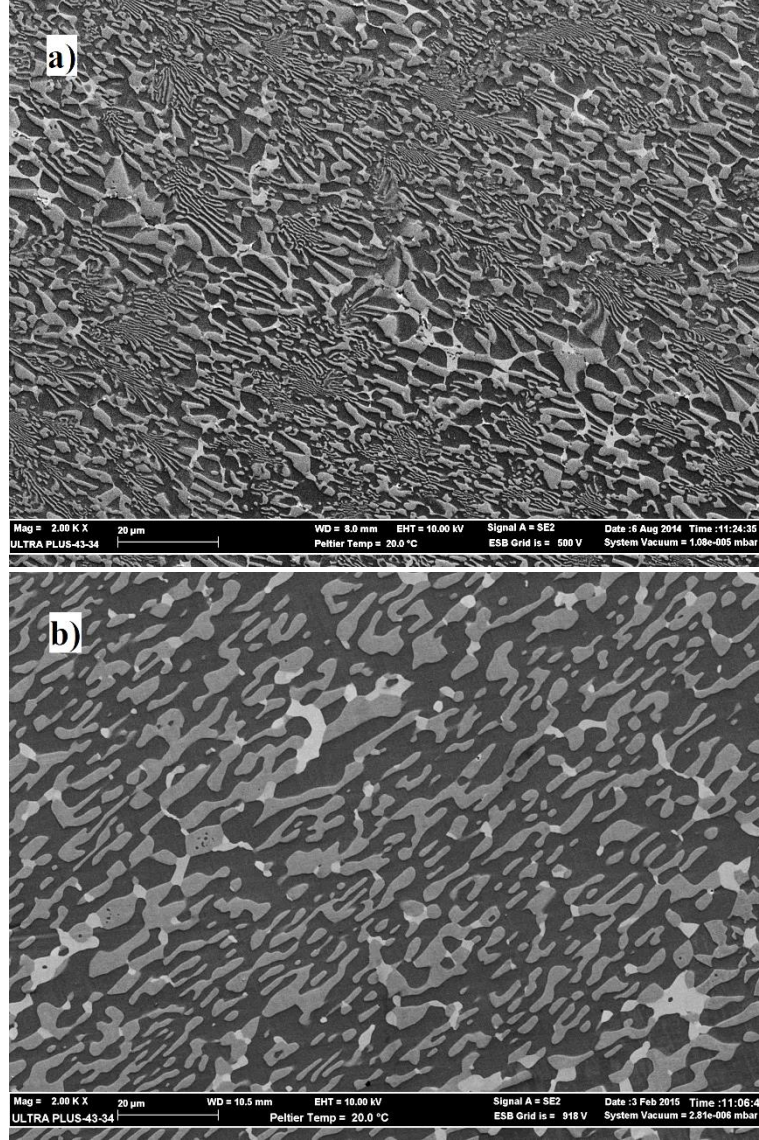
Atomik oran (%)					
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo	Nb
1	20,49	16,38	15,88	7,28	39,97
2	5,33	4,59	73,43	15,36	1,29
3	4,20	3,36	75,98	15,02	1,43
4	50,02	46,98	2,68	0,05	0,28
5	50,44	46,70	2,41	0,17	0,28

Şekil 4.47’de verilen EDS analizi görüntüleri ve izelge 4.12’de verilen analiz sonuçları incelendiğinde, yapıda üç temel fazın olduğu görülmektedir. Bunlar, Ni ve Al’un yoğunlukta olduğu matris, Cr ve Mo’in yoğunlukta olduğu kısmen lamelli yapı ve diğeri de yüksek miktarda Nb içeren fazdır. Bu fazın Cr<sub>2</sub>Nb Şeklinde olduğu yapılan XRD analizlerinde tespit edilmiştir. Bunun yanı sıra, tüm fazlar diğer elementlerden bir miktar içermektedir. Nb’ca zengin olan faz ise, diğer elementleri yüksek miktarda içermektedir. Bu konuda yapılmış olan bir çalışmada, EDS sonuçlarına göre Cr(Mo) fazı içinde yaklaşık % 1,5 ve NiAl fazı içerisinde % 0,5’den daha az miktarda Nb’un çözündüğünü belirtmektedirler [98]. Aynı çalışmada, ikili sistemde NbCr<sub>2</sub> Şeklinde tanımlanan Laves fazı, Ni ve Al’un, Cr’un yerini almasından dolayı, yaklaşık olarak Nb (Cr<sub>1-x-y</sub>Ni<sub>x</sub>Al<sub>y</sub>)<sub>2</sub> Şeklinde tanımlanmıŐtır. Literatürde belirtilen bu sonuçlar, deneysel çalışmalar sonucu elde edilen sonuçlar ile kıyaslandığında, elde edilen sonuçların oldukça benzer olduğu anlaşılmaktadır.

#### NiAl-Cr(Mo)+2 Nb :

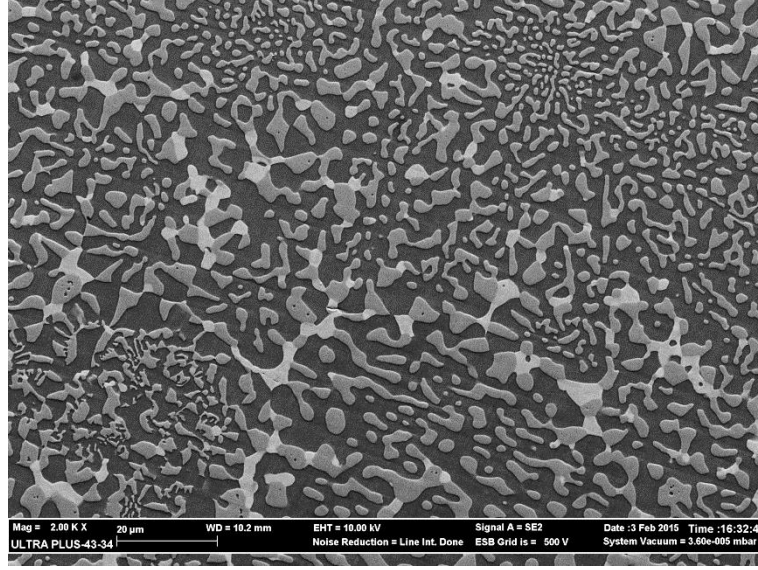
NiAl-Cr(Mo)’e atomca % 2 Nb ilave edilmiş alaşımın ısıl işlem öncesi ve sonrasında ait mikroyapı görüntüleri, Şekil 4.48’de verilmiştir. Bu mikroyapı görüntüleri incelendiğinde ısıl işlem sonrasında bütün fazların kısalıp küreselleŐme yönünde değişime uğradığı görülmektedir. Bu değişim bazı bölgelerde temel alaşımı oluşturan NiAl-Cr(Mo) lamelli tektik Şeklinin tamamen bozulmasına yol açmıŐtır. Aynı alaşımın ısıl işlem sonrası mikroyapısının farklı doğrultudan alınmış SEM görüntüsü, Şekil 4.49’da verilmiştir.



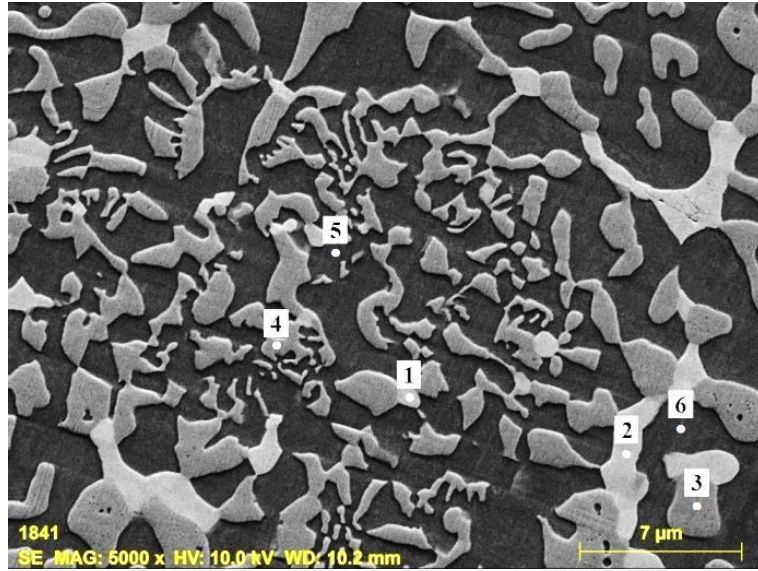


Şekil 4.48. NiAl-Cr(Mo)+2 Nb alaşımının a) ısıl işlem öncesi ve b) ısıl işlem sonrası mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.48 ve 4.49’da verilen ısıl işlem sonrası farklı doğrultulardaki SEM görüntüleri incelendiğinde, 1 Nb takviyesi ile mikroyapıda oluşan  $Cr_2Nb$  fazının, 2 Nb ilavesi ile boyutunun ve miktarının arttığı görülmektedir. Ana yapıyı oluşturan lamelli ötektik yapıda ise, düzensizlik artmaktadır. Bu alaşım üzerinde yapılan EDS analizi noktalarının belirtildiği mikroyapı görüntüsü Şekil 4.50’de ve bu analizlerden elde edilen değerler Çizelge 4.13’te verilmiştir.



Şekil 4.49. NiAl-Cr(Mo)+2 Nb alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.



Şekil 4.50. NiAl-Cr(Mo)+2 Nb alaşımının EDS analiz noktaları.

Alaşımın mikroyapısında görülen üç farklı fazdan alınan noktasal EDS analizi sonuçlarında, temel olarak yüksek miktarda Ni-Al, Cr-Mo ve Nb-Cr-Ni-Al elementleri içerdikleri görülmektedir. Bunun yanı sıra her faz diğer elementlerden de içermektedir. Yüksek miktarda Nb içeren fazda ise diğer alaşım elementleri de yüksek miktarda belirlenmiştir. Bu konuda yapılmış olan bir çalışmada, Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının EDS sonuçlarında, yapıda olduğu tespit edilen Nb'ca zengin fazlarda, % 35 civarında Cr ve % 15 civarında Ni ve Al tespit edilmiştir [99]. Bu durum, EDS sonuçlarının literatür ile tutarlı olduğunu göstermektedir. Ayrıca,



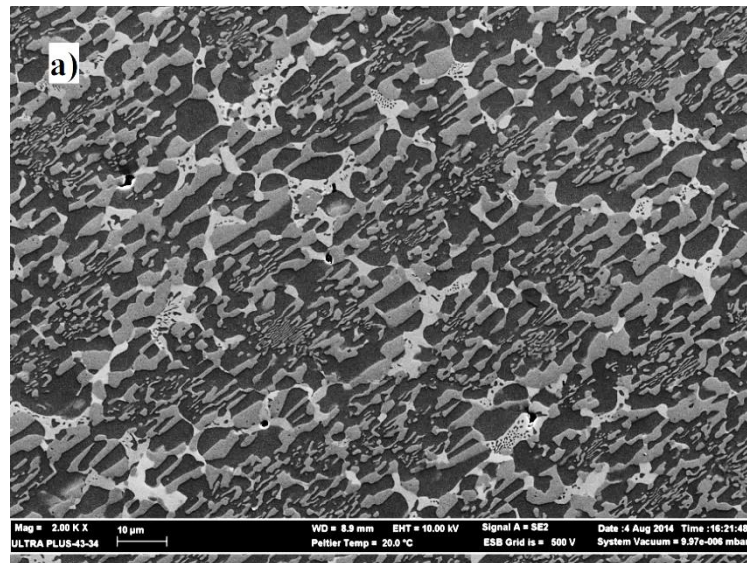
Cr(Mo) fazı içerisinde ortalama boyutu 20 nm olan NiAl parçacıkları ve birincil NiAl fazı içerisinde ince (yaklaşık 10nm)  $\alpha$ -Cr parçacıklarının oluştuğu belirlenmiştir [99]. Bahsedilen çalışmada, NiAl fazı içerisindeki Cr ve Mo miktarının Cr(Mo) fazı içerisindeki Ni ve Al miktarından az olması, NiAl ve Cr(Mo) faz sınırları boyunca dislokasyon oluşumuna sebep olan kristal latis parametresi farkı ile açıklanmaktadır.

Çizelge 4.13. NiAl-Cr(Mo)+2 Nb alaışımının noktasal EDS analiz değerleri.

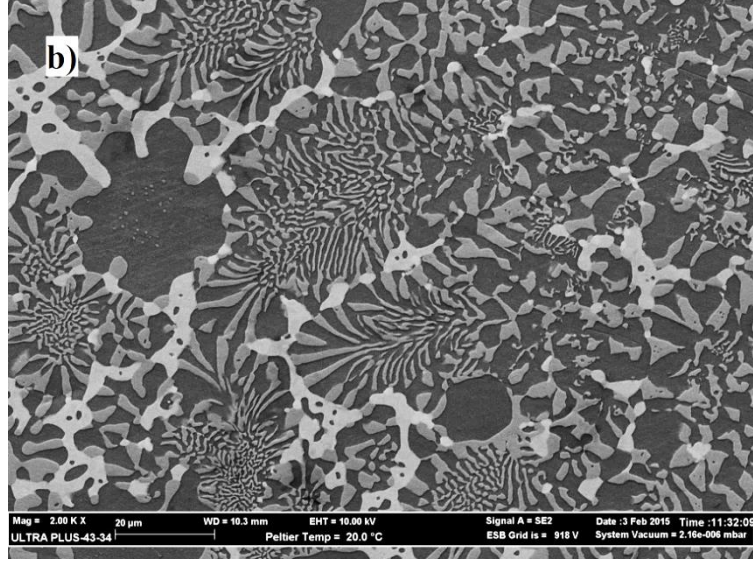
Atomik oran (%)					
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo	Nb
1	11,10	19,39	38,29	9,24	21,98
2	11,87	19,61	37,41	9,41	21,70
3	5,40	3,79	73,99	15,20	1,63
4	4,07	2,81	75,85	15,60	1,66
5	48,90	47,79	2,90	0,13	0,28
6	49,23	47,69	2,75	0,07	0,25

NiAl-Cr(Mo)+3 Nb :

NiAl-Cr(Mo)'e atomca % 3 Nb ilave edilmiş alaışımın ısıtılma öncesi ve sonrasına ait mikroyapı görüntüleri, Şekil 4.51'de verilmiştir. Şekil 4.52'de ise aynı alaışımın ısıtılma sonrası farklı bir doğrultudan mikroyapı görüntüsü verilmektedir.

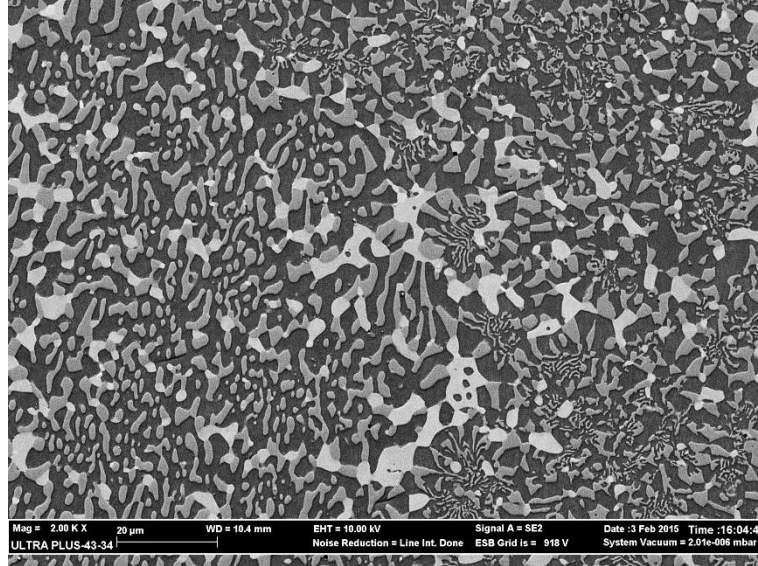


Şekil 4.51. NiAl-Cr(Mo)+3 Nb alaışımının a) ısıtılma öncesi ve b) ısıtılma sonrası mikroyapı görüntüleri.



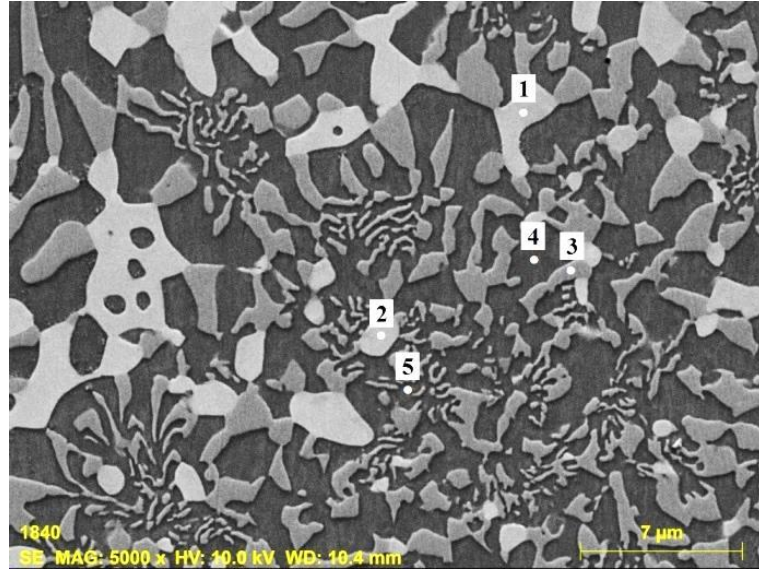
Şekil 4.51. (devam ediyor)

Isıl işlem öncesi Nb'ca zengin olan faz içerisinde çeşitli boyutlarda NiAl fazının bulunduğu ve ısıl işlem sonrasında bu fazın büyük oranda Nb'ca zengin faz içerisinden ayrıldığı ya da bu faz içerisinde kalıp birleşerek büyüdüğü görülmektedir. Bu oluşum, Şekil 4.52'de verilen ısıl işlem sonrası farklı bir doğrultudan alınan SEM görüntüsünde de görülmektedir.



Şekil 4.52. NiAl-Cr(Mo)+3 Nb alaşımının farklı doğrultudan mikroyapı görüntüsü.

Şekil 4.51 ve 4.52’de verilen SEM görüntüleri incelendiğinde, diğer Nb içeren alaşımlara oranla artan Nb miktarına bağlı olarak yapı içerisindeki  $Cr_2Nb$  fazının miktarının arttığı ve bazı bölgelerde birleşerek ağ şeklinde bir yapı oluşturduğu görülebilmektedir. Bunun yanı sıra, lamelli yapının kısıp kalınlaştığı ve NiAl’ın oluşturduğu birincil dentritleri andıran yapının arttığı anlaşılmaktadır. Ayrıca bu dentritler içerisinde oluşan ince Cr(Mo) çökeltileri Şekil 4.51’de açıkça görülmektedir. Şekil 4.53’te ısıl işlem sonrası EDS analizi yapılan noktalarının belirtildiği mikroyapı görüntüsü yüksek bir büyütme oranında verilmesine rağmen bu mikroyapı görüntüsünde de Nb’ca zengin faz içerisinde Şekil 4.51 a’da görülen ince NiAl fazı görülmemektedir.



Şekil 4.53. NiAl-Cr(Mo)+3 Nb alaşımının EDS analiz noktaları.

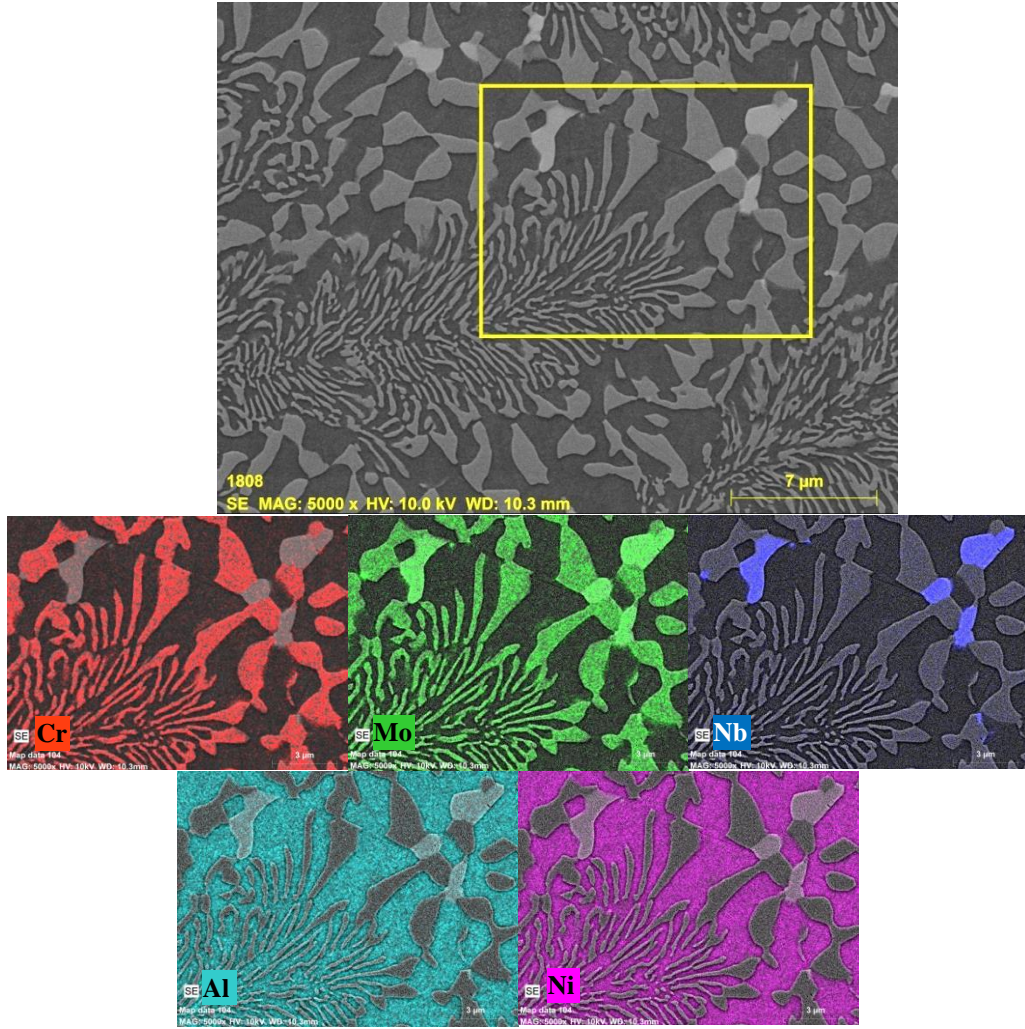
Çizelge 4.14. NiAl-Cr(Mo)+3 Nb alaşımının noktasal EDS analiz değerleri.

Atomik oran (%)					
Spektrum	Al	Ni	Cr	Mo	Nb
1	11,74	19,94	37,53	9,29	21,50
2	11,10	20,03	38,31	9,33	21,23
3	3,60	3,38	76,50	15,37	1,16
4	48,37	48,26	2,89	0,16	0,32
5	45,65	47,53	5,57	0,86	0,38

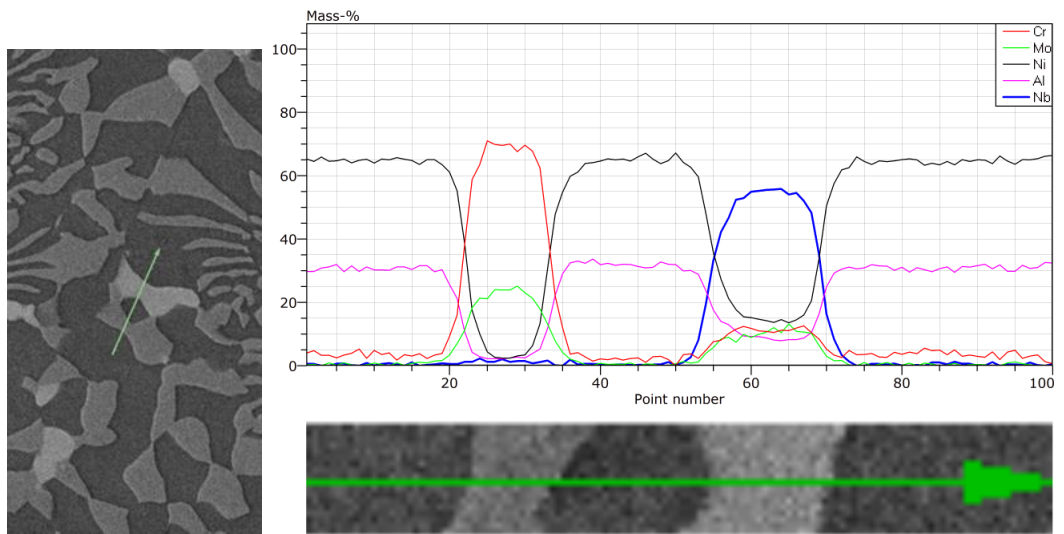
Çizelge 4.14'te, yapılan EDS analizlerinde elde edilen değerler verilmiştir. Bu nokta EDS analizi sonuçları incelendiğinde, görülen fazların içerdiği element oranlarının, diğer Nb içeren alaşımlar ile oldukça benzer olduğu anlaşılmaktadır. Bu durum, artan Nb miktarı ile fazların içeriğinin değişmediğini ve sadece Cr<sub>2</sub>Nb faz miktarının arttığını göstermektedir. Tang ve diğ. yaptıkları çalışmada, Ni<sub>33</sub>+XAl<sub>28</sub>-XCr<sub>30</sub>Mo<sub>4</sub>Nb<sub>5</sub> (X= 0, 6, 9, 12) alaşımını ark ergitme yöntemi ile üreterek, homojenizasyon için 900 °C'de 24 h beklettikten sonra fırında soğutmuşlardır. Bu işlem sonrasında mikroyapıda beyaz renkli fazın oluştuğunu ve bu fazın XRD çalışmaları ile Cr<sub>2</sub>Nb olduğu tespit etmişlerdir. EDS analizinde ise bu fazın (Cr,Ni)<sub>2</sub>Nb Laves fazı olabileceği belirtmişlerdir [112]. Bu sonuç, NiAl-Cr(Mo) alaşımına ilave edilen at.% 1 Nb ilavesi ile olduğu gibi, yüksek oranlarda Nb ilavesinde de mikroyapıda üçüncü bir faz olarak sadece Cr<sub>2</sub>Nb fazının oluştuğunu göstermektedir [98].

Nb ilave edilmiş alaşımlardaki element dağılımını belirleyebilmek için alaşımlara elementel alan taraması ve çizgi analizi yapılmıştır. Tez kapsamında örnek oluşturması bakımından sadece at.% 1 Nb içeren alaşımın değerleri verilmiştir. Şekil 4.54'te 1 Nb ilaveli NiAl-Cr(Mo) alaşımın EDS alan taraması ve Şekil 4.55'te aynı alaşımın çizgi analizi sonuçları verilmiştir. Bu analizler incelendiğinde, tüm Nb ilaveli alaşımlarda olduğu gibi yine Ni-Al ve Cr-Mo elementleri farklı iki fazda toplanmaktadır. Nb elementi ise, sadece Cr<sub>2</sub>Nb fazında yoğun olarak bulunmaktadır. Nokta EDS analizlerinde, özellikle Cr(Mo) fazında olmak üzere diğer fazlarda düşük miktarda Nb tespit edilmiştir. Ancak alan taramalı analizde bu dağılım belirlenemeyecek kadar azdır. Çizgisel EDS analizinde ise Nb miktarının Cr(Mo) fazında, NiAl fazına oranla bir miktar artış gösterdiği belirlenmiştir.





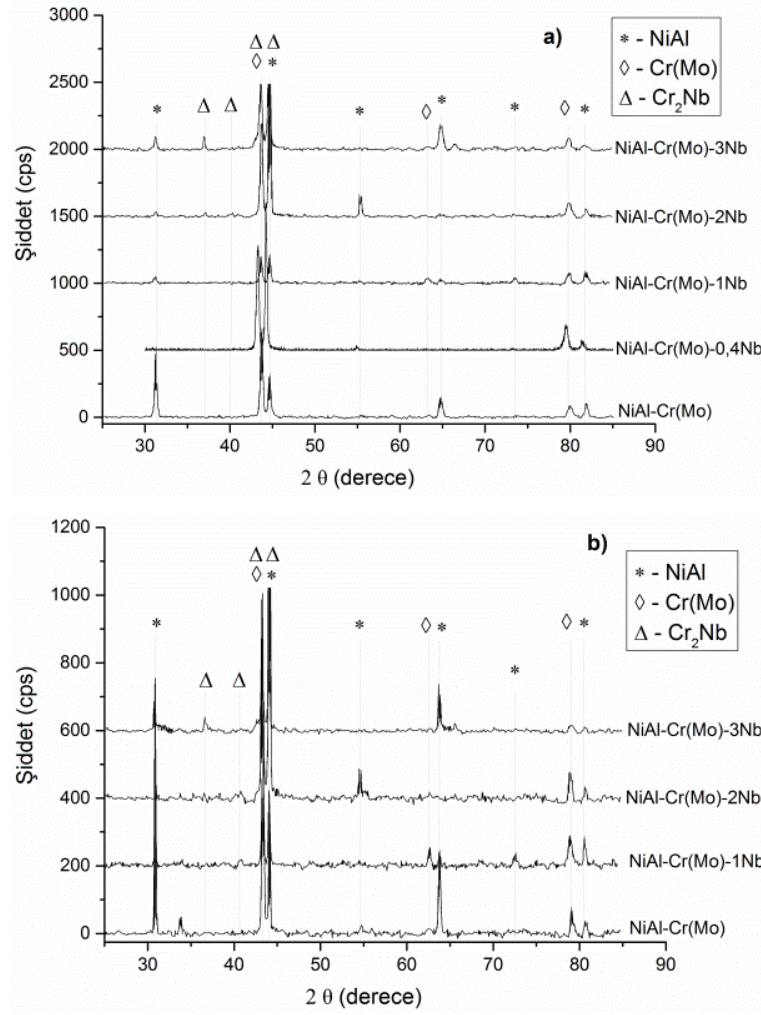
Şekil 4.54. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımının EDS elementel dağılım görüntüleri.



Şekil 4.55. NiAl-Cr(Mo)+1 Nb alaşımının çizgisel EDS analiz görüntüsü.

#### 4.4.2. XRD Analizi Sonuçları

Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) esaslı alaşımlara ait oda sıcaklığında ve 1000 °C’de uygulanan XRD testlerinden elde edilen XRD sonuçları, Şekil 4.56’da verilmiştir.



Şekil 4.56. Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının a) oda sıcaklığında ve b) 1000 °C’deki XRD sonuçları.

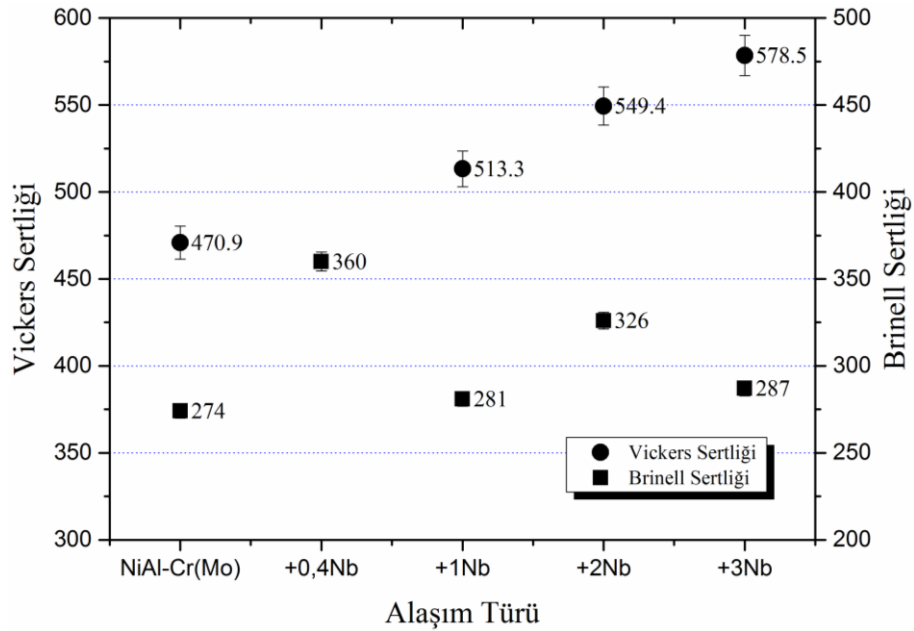
Şekil 4.56’da verilen XRD sonuçları incelendiğinde, piklerin genel dağılımının NiAl-Cr(Mo) ötektiğine benzediği görülmektedir. Ancak diğerlerinden farklı olarak bu sonuçlarda 35° – 40° aralığında farklı iki pik oluşmuştur. Bu piklerin, ötektiğe ilave edilen Nb elementinin oluşturduğu  $Cr_2Nb$  fazından kaynaklandığı tespit edilmiştir. NiAl-Cr(Mo)’e ilave edilen Nb alaşım elementinin mikroyapıda  $Cr_2Nb$ ’u oluşturduğu daha önce yapılmış olan çalışmada da belirtilmektedir [99]. Bu konuda Huai ve diğ. yaptıkları bir çalışmada, NiAl28Cr5Mo içerisine % 1 Nb ilave



edildikten sonra mikroyapısını incelediklerinde, yapının gri Cr(Mo) plakalar, siyah NiAl matris ve bu iki faz sınırında yarı sürekli olarak dağılan beyaz bir fazdan oluştuğunu belirtmişlerdir [113]. Bu beyaz fazın Cr<sub>2</sub>Nb Laves fazı olduğunu ifade etmişlerdir. Yüksek sıcaklık XRD sonucunda ise sıcaklığa bağlı olarak kafes parametresindeki değişimin yol açtığı düşük miktardaki ötelenme dışında benzer pikler oluştuğu anlaşılmaktadır.

#### 4.4.3. Sertlik Ölçümü Sonuçları

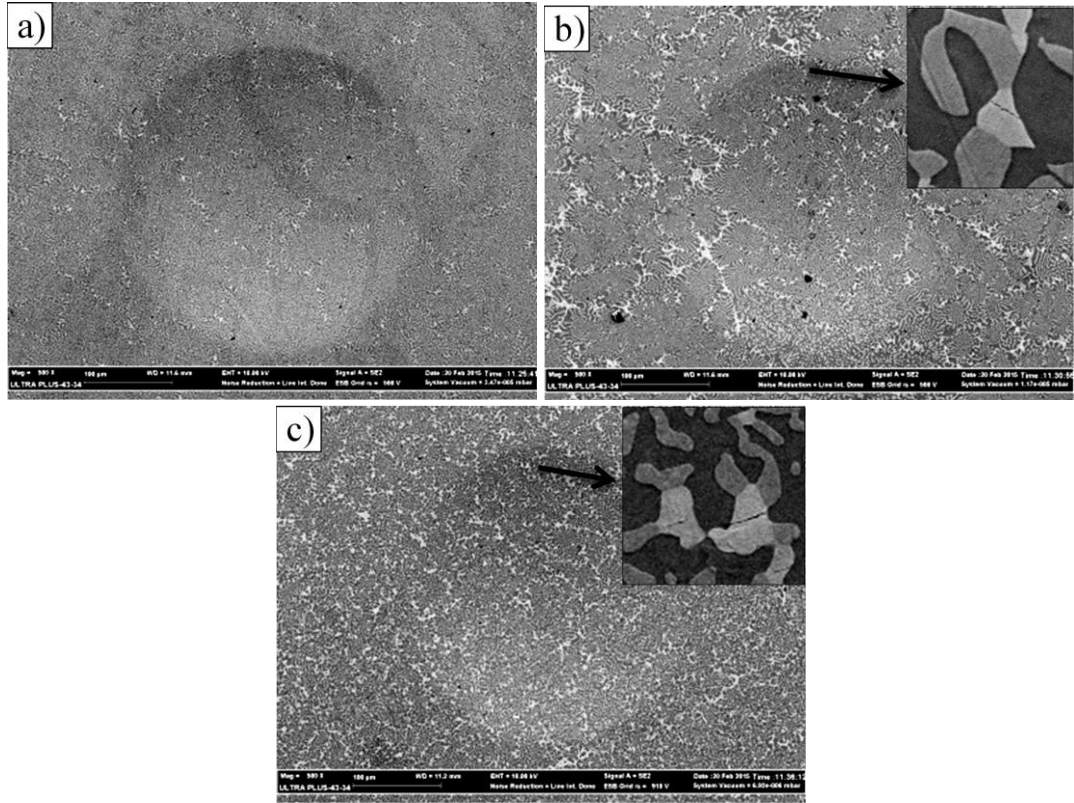
Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) esaslı alaşımlara ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri grafik şeklinde Şekil 4.57’de verilmiştir. Bu sertlik sonuçları incelendiğinde, Vickers sertlik değerinin artan Nb oranı ile arttığı görülmektedir. Bu konuda yapılan bir çalışmada, Sheng ve diğ. klasik döküm yöntemiyle üretilen at.% 1 Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımının Vickers sertlik değeri 534 HV olarak ölçülmüştür [99]. Bu çalışmada elde edilen değerler, literatürde belirtilenler ile oldukça yakın olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.57. Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarına ait Vickers ve Brinell sertlik değerleri.

Brinell sertlik değeri ise, ilave edilen Nb miktarının artması ile artma ve azalma şeklinde dalgalanmalar göstermektedir. Genel olarak, yapı içerisinde çökelen Cr<sub>2</sub>Nb

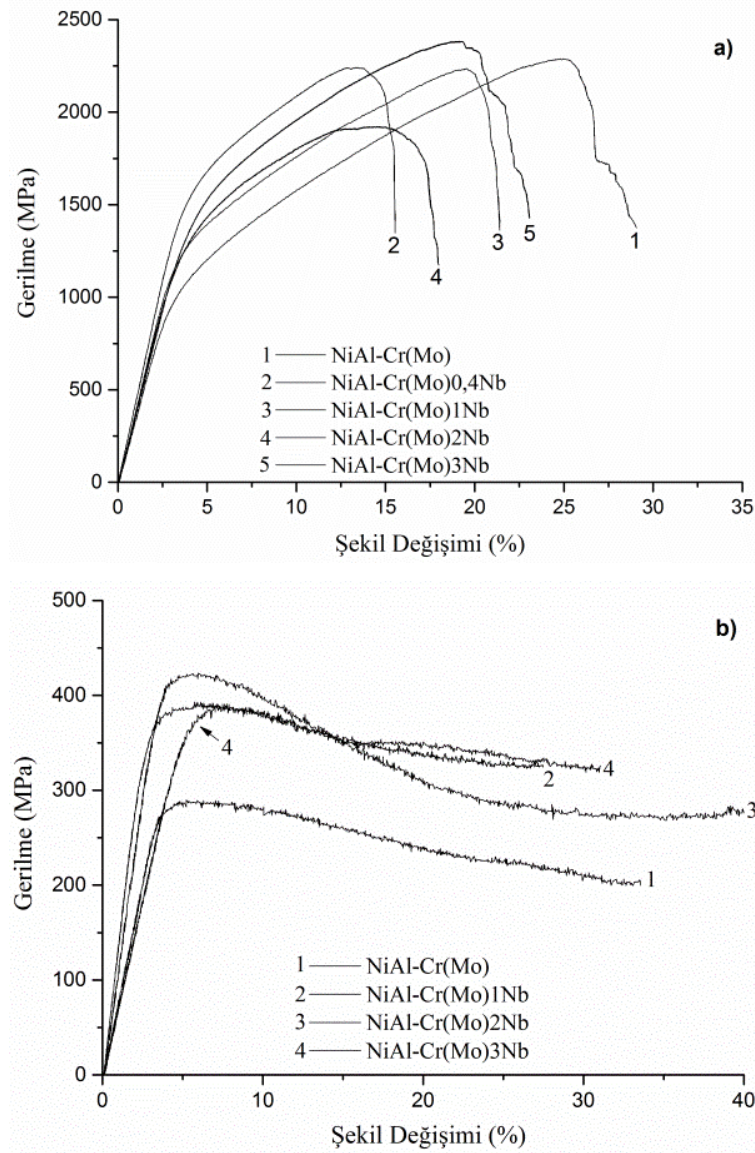
miktarının artmasına paralel olarak, alaşım sertlik değerlerinin de artması beklenmektedir. Çünkü  $\text{Cr}_2\text{Nb}$  fazının,  $\text{NiAl-Cr(Mo)}$  fazına oranla oldukça sert olduğu belirtilmektedir [99]. Ancak Şekil 4.58'ta verilen Brinell sertlik izlerinin SEM görüntüleri incelendiğinde basmadan kaynaklanan deformasyon sonrasında,  $\text{Cr}_2\text{Nb}$  fazının (beyaz faz) bazı bölgelerde kırıldığı görülmektedir. Bu sonuç  $\text{Cr}_2\text{Nb}$  fazının diğer fazlara oranla daha gevrek bir yapıda olmasından kaynaklanmaktadır. Bu durum makro sertlik değerlerinde (Brinell) gözlemlenen dalgalanmada  $\text{Cr}_2\text{Nb}$  fazının miktarı kadar boyut, şekil ve davranışının da önemli bir etken oluşturduğunu göstermektedir.



Şekil 4.58. a) at.% 1 Nb, b) at.% 2 Nb ve c) at.% 3 Nb içeren  $\text{NiAl-Cr(Mo)}$  alaşımlarına ait Brinell sertlik ölçüm noktalarının SEM görüntüleri.

#### 4.4.4. Basma Testi Sonuçları

Farklı oranlarda Nb içeren  $\text{NiAl-Cr(Mo)}$  esaslı alaşımların oda sıcaklığında ve 1000 °C'de uygulanan basma testi sonuçları Şekil 4.59'da, basma test değerlerinin verildiği tablo ise Çizelge 4.15'te verilmektedir.



Şekil 4.59. Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının a) oda sıcaklığı ve b) 1000 °C'deki basma testi sonuçları.

Basma testi sonuçları incelendiğinde, oda sıcaklığında yapılan testlerde tüm Nb ilaveli alaşımların akma dayanımlarının Nb ilavesiz alaşıma göre açıkça daha yüksek olduğu anlaşılmaktadır. Ancak maksimum basma dayanımında en düşük değer at.% 2 Nb ilave edilmiş alaşımda görülmüştür. Atomca % 3 Nb ilave edilen alaşımda ise deformasyon miktarında bir miktar artışın yanında, 2378 MPa ile en yüksek maksimum basma dayanımı ve 1270 MPa ile en yüksek akma dayanımı elde edilmiştir. Tüm Nb içeren alaşımların mekanik özelliklerine bakıldığında, Brinell sertlik ölçümlerinde olduğu gibi orantılı bir değişim görülmemiştir. Bu durum mikroyapıda oluşan  $Cr_2Nb$  fazından kaynaklanmaktadır.  $Cr_2Nb$  fazı, kafes

yapısından dolayı, ortam sıcaklıklarında düşük tokluğa sahiptir ve sünek gevrek geçiş sıcaklığı 1000-1250 °C aralığındadır. Sünek gevrek sıcaklığı üzerinde ise, mekanik özellikleri ve deformasyon mekanizmaları sıcaklıkla ilişkilidir [114]. Bu sebeple mikroyapıda bulunan Cr<sub>2</sub>Nb fazının miktarının yanı sıra, boyutu ve dağılımı gibi etkenler de test numunelerinde kırılmanın başlaması ve ilerlemesi üzerinde önemli bir etki oluşturmaktadır.

Çizelge 4.15. Farklı oranlarda Nb içeren NiAl-Cr(Mo) alaşımlarının oda sıcaklığında (RT) ve 1000°C’de yapılan basma testi sonuçları.

<b>Alaşımlar</b>		<b>E (GPa)</b>	<b>σ<sub>y</sub> (MPa)</b>	<b>ε<sub>y</sub> (%)</b>	<b>σ<sub>u</sub> (MPa)</b>	<b>ε<sub>u</sub> (%)</b>
NiAl-Cr(Mo)	RT	36,58	902	2,68	2285	24,33
	1000°C	8,95	268	3,17	292	5,6
NiAl-Cr(Mo)- 0,4Nb	RT	44,03	1407,08	3,40	2247	12,97
	1000°C					
NiAl-Cr(Mo)- 1Nb	RT	41,16	1120	2,91	2231	19,06
	1000°C	14,96	325	2,39	398	5,9
NiAl-Cr(Mo)- 2Nb	RT	40,97	1109	2,91	1926	13,88
	1000°C	12,73	376	3,18	427	5,2
NiAl-Cr(Mo)- 3Nb	RT	39,27	1270	3,44	2378	18,32
	1000°C	8,42	338	4,19	391	6,7

E= elastiklik modülü, σ<sub>y</sub>= akma gerilmesi (0,2% ofset), ε<sub>y</sub>= elastik şekil değişimi, σ<sub>u</sub>= maksimum basma gerilmesi, ε<sub>u</sub>= maksimum basmadaki şekil değişimi

Yüksek sıcaklıkta yapılan basma testinin sonuçları incelendiğinde, Nb içeren tüm alaşımların maksimum basma dayanımları, oda sıcaklığında yapılan basma testlerinin aksine, Nb içermeyen alaşımdan daha yüksek çıkmıştır. Çünkü NiAl-Cr(Mo) alaşımlarında oluşan Cr<sub>2</sub>Nb fazı, yüksek sıcaklık dayanımına katkı sağlarken, Cr(Mo) fazı ortam sıcaklığındaki dayanım ve tokluğa katkı sağlamaktadır [88]. Fakat dayanımdaki bu artış da lineer bir orantı göstermemiştir. Ancak, her iki sıcaklıktaki basma değerleri birlikte incelendiğinde, oda sıcaklığında 1 ve 2 Nb ilavesi ile orantılı olarak görülen azalma, 3 Nb ilavesi ile artarken, sıcak basmada 1 ve 2 Nb ilavesi ile orantılı olarak sağlanan artış 3 Nb ilavesi ile azalmaya neden olmuştur. Bu davranış, muhtemelen Cr<sub>2</sub>Nb fazının miktarının, şeklinin ve dağılımının, alaşımın kırılma mekanizması üzerindeki etkisinden kaynaklanmaktadır. Tüm Nb içeren alaşımlarda çözülmüş Nb’un ve Laves (Cr<sub>2</sub>Nb) çökeltilerinin, dislokasyon hareketlerini etkili bir şekilde engellediği anlaşılmaktadır.

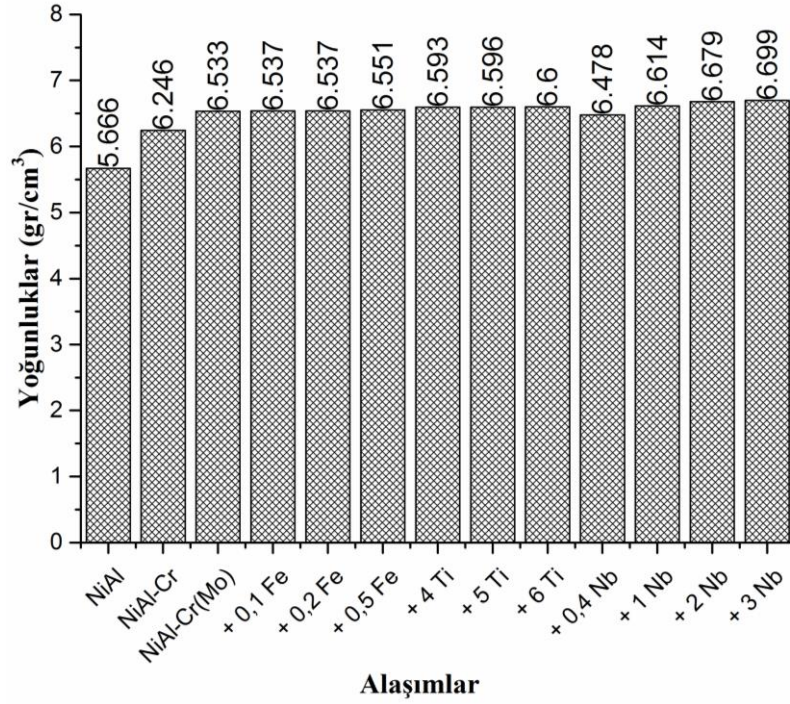
Elde edilen mekanik test sonuçları, alaşım elementi miktarı ve test koşullarına bağlı olarak büyük oranda değişmektedir. Atomca % 1 Nb içeren benzer bir alaşımın benzer test koşullarında gerçekleştirilen basma testinde, maksimum basma dayanımı yaklaşık olarak % 3 deformasyon miktarında 425 MPa olduğu belirtilmektedir [98]. Farklı bir çalışmada ise NiAl-Cr(Mo) alaşımına % 1 Nb ilave ederek, klasik ve enjeksiyon döküm yöntemiyle üreten alaşımlarda, oda sıcaklığı basma testlerindeki akma dayanımları sırasıyla 995 MPa ve 1525 MPa, maksimum basma dayanımları 1557 MPa ve 2137 MPa olduğu belirtilmektedir [99]. Ayrıca alaşımların farklı deformasyon hızlarında basma testleri yapıldığında mekanik değerleri değişmekte ve artan deformasyon hızında maksimum basma dayanımlarının yaklaşık % 20 arttığı ifade edilmektedir [98]. Alaşımı oluşturan elementlerin oranları da mekanik özellikleri önemli derecede etkilemektedir. Örneğin at.% 5 Nb içeren Ni'ce zengin NiAl-Cr(Mo) alaşımında Ni/Al oranı arttıkça, mikroyapıda Ni katı çözeltilisinin arttığı ve buna bağlı olarak alaşımın oda sıcaklığı süneklik ve tokluğunun da bir miktar arttığı belirtilmiştir. Ancak 1100 °C'deki basma testlerinde bu artışa bağlı olarak alaşım mukavemetinin düştüğü ifade edilmektedir [112].

#### **4.5. YOĞUNLUK ÖLÇÜMÜ SONUÇLARI**

Bu çalışma kapsamında yapılan incelemelerde temel amaç mekanik özellikleri geliştirmek olsa da, malzemelerin özgül dayanımları da önemli bir faktördür. Bu nedenle hazırlanan alaşımların yoğunluk ölçümleri yapılmıştır. Hazırlanan deney numunelerinin ısıtma işlem sonrası ölçülen yoğunlukları Şekil 4.60'ta verilmiştir.

Ölçülen yoğunluklardaki değişimler incelendiğinde, NiAl alaşımına katılan her alaşım elementinin yoğunluk değerini arttırdığı görülmektedir. NiAl-Cr(Mo) alaşımına ilave edilen alaşım elementlerinden Fe, çok düşük miktarda katıldığı ve NiAl miktarı azaltılarak dengelendiği için, yoğunluğa etkisi çok düşük olmuştur. Ti ve Nb elementleri Al azaltılarak katılmıştır ve bu sebeple NiAl-Cr(Mo)'e nazaran alaşımların yoğunluklarında, grafikte de gösterildiği şekilde, belirgin bir artış olmuştur. Bu artışları % olarak oranladığımızda, NiAl-Cr(Mo) ötektik alaşımının yoğunluğu NiAl bileşiğinin yoğunluğundan yaklaşık % 15,3 daha fazladır. Fe ilave

edilen alaşımların yoğunluklarının bu değere çok yakın olduğu, Ti ilave edilen alaşımların yoğunluklarının yaklaşık % 16,4 ve Nb ilave edilen alaşımların yoğunluklarının ise NiAl bileşiğinden % 16,7-18,2 daha fazla olduğu belirlenmiştir. Bu ölçümler içerisinde sadece at.% 0,4 Nb ilaveli alaşımın yoğunluğu beklenenin biraz altında belirlenmiştir. Bu durum muhtemelen numune içerisinde bulunan gözeneklerden kaynaklanmıştır.



Şekil 4.60. Hazırlanan tüm alaşımlara ait yoğunluk değerleri.

Taylor ve Doyle, NiAl bileşiği üzerine yaptıkları bir çalışmada, stokiyometrinin tane yapısına ve yoğunluğuna etkisini incelemişlerdir [21]. Bu incelemede 50/50 NiAl'ın yoğunluğu 5,9 g/cm<sup>3</sup> olarak belirlenirken, bu değer Ni oranı 47,8 olduğunda 5,639 g/cm<sup>3</sup> 49,6 olduğunda ise 5,821 g/cm<sup>3</sup> olarak belirlenmiştir. Homojenleştirme ısıl işlemi sonrası yapılan kimyasal analizlerde, Ni oranının 47-48 civarlarında olduğu dikkate alındığında, elde edilen yoğunluk değerlerinin de literatürle uyumlu olduğu anlaşılmaktadır.

## BÖLÜM 5

### GENEL SONUÇLAR

Hazırlanan bu tez çalışmasının temel amacı, NiAl bileşiklerinin alaşımlama yöntemiyle mikroyapısının kontrol edilerek mekanik özelliklerinin geliştirilmesidir. Bu amaçla, öncelikle ötektik yapı oluşturmak için Ni-Al sistemine Cr ve Mo ilave edilmiş, elde edilen NiAl-Cr ötektikine kıyasla NiAl-Cr(Mo) alaşımının daha üstün mekanik özelliklere sahip olduğu belirlenmiştir. Bundan dolayı temel alaşım olarak NiAl-Cr(Mo) ötektik alaşımı seçilmiştir. Sonraki aşamada bu temel alaşıma üç farklı alaşım elementinin ilave edilmesi hedeflenmiştir. Alaşım elementleri olarak, yapı içerisinde katı ergiyik çözültüsü oluşturacak Fe elementi, sert Heusler fazı oluşturacak Ti elementi ve yine sert Laves fazı oluşturacak Nb elementi seçilmiştir. Bu alaşım elementlerinin miktarı literatürde verilen bilgiler doğrultusunda 3 veya 4 farklı oranda belirlenerek alaşım elementlerinin NiAl-Cr(Mo) ötektik alaşımının mikroyapısına ve mekanik özelliklerine etkileri araştırılmıştır.

NiAl-Cr(Mo) alaşımına Fe ilavesi ile mikroyapıda ilave bir faz oluşmamış ve Fe, NiAl ve Cr(Mo) fazları içerisinde çözünmüştür. Vickers ve Brinell sertlik değerlerinin at.% 0,1 Fe ilavesi ile bariz bir şekilde azaldığı, at.% 0,2 Fe ilavesiyle ise düşük bir miktar daha azalma olduğu belirlenmiştir. Fe ilavesi at.% 0,5 olduğunda ise Vickers sertliğinde bir miktar azalma kaydedilirken, Brinell sertliğinde artış kaydedilmiştir. Oda sıcaklığında yapılan basma testlerinde önemli bir değişim görülmezken, yüksek sıcaklık basma testi sonuçlarında Fe ilave edilen alaşımlarda basma dayanımı bir miktar artmıştır. Ancak, artan Fe ilavesi ile basma dayanımında azalma olduğu belirlenmiştir. Bu sonuçlara göre Fe ilavesi ile özellikle oda sıcaklığındaki süneklikte istenen artışın sağlanamadığı anlaşılmıştır. Ancak 1000 °C'de yapılan basma testlerinde, Fe ilavesinin mekanik özelliklere katkı sağladığı gözlemlenmiştir.



NiAl-Cr(Mo) alaşımına ilave edilen Nb ile mikroyapıda Cr<sub>2</sub>Nb (Laves) fazı olduğu açıkça görülmüştür. Artan Nb miktarı ile Laves fazı da orantılı olarak artmış ve morfolojisi değişmiştir. Bununla birlikte, yine artan Nb miktarı ile alaşımların Vickers sertliği de orantılı olarak artmış, Brinell sertliği ise lineer olmayan bir artış göstermiştir. Bu orantısız artış en yüksek basma dayanımlarında görülmemele birlikte, oda sıcaklığı basma testlerinde akma dayanımları artarken, şekil değişim miktarının azaldığı belirlenmiştir. Yüksek sıcaklık basma testlerinde ise tüm Nb içeren alaşımlar NiAl-Cr(Mo)'e oranla daha yüksek basma dayanımı göstermiştir.

XRD analizleri sonucunda NiAl-Cr(Mo) alaşımına ilave edilen Ti'un yapıda Ni<sub>2</sub>AlTi Heusler fazı oluşmasına sebep olduğu belirlenmiştir. Sertlik ölçümlerinde at.% 4 Ti ilavesinin, ana alaşımın sertliğinde önemli bir artış sağladığı ve bu artışın düşük boyutta da olsa artan Ti miktarındaki artışa bağlı olarak arttığı görülmüştür. Oda sıcaklığında yapılan basma testlerinde, sertlik sonuçlarına benzer bir sonuç elde edilmiş, at.% 4 Ti ilavesi mekanik özelliklerde önemli bir artış sağlarken, artan Ti miktarıyla mekanik özelliklerde düşük miktarda değişmeler olduğu görülmüştür. Yüksek sıcaklık basma testlerinde ise, oda sıcaklığında yapılan testlerden oldukça farklı sonuçlar elde edilmiştir. Bu sonuçlara göre, at.% 4 Ti ilavesiyle dayanımda önemli bir artış sağlanırken bu artış, artan Ti miktarı ile orantılı olarak artmaktadır. Bu durumda (yoğunluktaki değişimleri de göz önüne alındığında), oda sıcaklığında at.% 4 Ti ilavesi yeterli görülürken, yüksek sıcaklık dayanımı için at.% 6 Ti ilave edilen alaşımda en yüksek değerler elde edilmiştir. Bu sonuca göre, yüksek miktardaki Ti elementinin NiAl-Cr(Mo) ötektik alaşımlarının yüksek sıcaklık dayanımının artırmada daha etkili olduğu belirlenmiştir. Bu sonuç Ek A'da verilen şekil A.1'de grafik olarak gösterilmiştir. Grafikte alaşımların oda sıcaklığındaki ve 1000 °C'deki basma testlerinden elde edilen en yüksek basma değerleri, ölçülen yoğunlukları ile orantılanarak özgül dayanımları belirlenmiştir.

Tüm bu NiAl-Cr(Mo) alaşımına katılan ilave alaşım elementlerinin etkileri göz önüne alındığında (oda sıcaklığındaki sertlik ölçümleri ve basma dayanımları incelendiğinde), en yüksek değerler Ti ilaveli alaşımlarda elde edilmiştir (Ek A. Çizelge A.1). Atomca % 4 Ti ilaveli alaşım 3430 MPa basma dayanımı gösterirken at.% 6 Ti ilaveli alaşım 3457MPa dayanım göstermiştir. Ancak artan Ti miktarı

dayanımı bir miktar arttırırken, deformasyon oranıda azalmaktadır. Bu sebeple, oda sıcaklığındaki koşullar için en iyi sonucun at.% 4 Ti ilaveli alaşımda elde edildiği sonucuna varılmıştır. 1000 °C’de yapılan basma testlerinde ise at.% 6 Ti ilaveli alaşım 588 MPa basma dayanımı ile en yüksek değeri gösteren alaşım olmuştur (Ek A. Çizelge A.2). Bu değerler başlangıçta temel alınan NiAl bileşiğinin oda sıcaklığındaki 956 MPa ve 1000 °C’deki 98 MPa’lık basma dayanımları ile kıyaslandığında oldukça yüksektir.

## KAYNAKLAR

1. Okamoto, H., "Al-Ni (aluminum-nickel)", *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 25 (4): 394–394 (2004).
2. Jones, R., "Thermal barrier coatings", Metallurgical and Ceramic Protective Coatings, *Springer*, Netherlands, 194–235 (1996).
3. Noebe, R. D., Bowman, R. R., and Nathal, M. V., "Physical and mechanical properties of the B2 compound NiAl", *International Materials Reviews*, 38 (4): 193–232 (1993).
4. Miracle, D. and Darolia, R., "Intermetallic Compounds, Vol. 3, Structural Applications Of Intermetallic Compounds", J. H. Westbrook, R. L. Fleischer. Ed., *John Wiley SC Sons*, England, 55-71 (1995).
5. Sherman, M. and Vedula, K., "High temperature dispersion strengthening of NiAl", *Journal of Materials Science*, 21 (6): 1974–1980 (1986).
6. Miracle, D. B. and Darolia, R., "NiAl and its alloys", *Intermetallic Compounds*, 2: 53–72 (1994).
7. Darolia, R., "Structural applications of NiAl", *Journal of Materials Science & Technology*, 3 (10): 157–169 (1994).
8. Bowman, R. R. and Noebe, R. D., "Development of NiAl and NiAl-based composites for structural applications: A status report", *Superalloys 1992*, 341–350 (1992).
9. Sikka, V. K. and Deevi, S. C., "Intermetallics for structural applications", No. *Conf-950908-3. Oak Ridge National Lab., TN (United States)*, (1995).
10. Sauthoff, G., "Intermetallics", *VCH*, Germany, 165 (1995).
11. Henig, E. and Lukas, H., "Kalorimetrische Bestimmung der Bildungsenthalpie und die Beschreibung der Fehlordnung der Geordneten  $\gamma$ -Phase (Ni,Cu)  $1\gamma$ ", *Zeitschrift für Metallkunde*, 66, 98-106 (1975).
12. Miracle, D. B., "The deformation of NiAl bicrystals", No. *WL-TR-92-4111. Wright Lab Wright-Patterson AFB OH (United States)*, (1990).
13. Baker, I., Darolia, R., Whittenberger, J., and Yoo, M., "High-temperature ordered intermetallic alloys", V. No. *Conf-921101; Materials Research Society*, Pittsburgh, PA (United States) (1993).

14. Noebe, R. D., Bowman, R. R., and Nathal, M. V., "Physical and mechanical metallurgy of NiAl", *NASA-TP-3398, OH (United States)* 48 (1994).
15. Nash, P., Singleton, M., and Murray, J., "Al-Ni (Aluminum-Nickel)", Phase diagrams of binary nickel alloys, P. Nash (Ed.), *ASM International* 13 (1991).
16. Westbeook, J., "Temperature Dependence of Hardness of the Equi-Atomic Iron Group Aluminides", *Journal of The Electrochemical Society*, 103 (1): 54–63 (1956).
17. Noebe, R. D., Bowman, R. R., and Nathal, M. V., "Physical and mechanical properties of the B2 compound NiAl", *International Materials Reviews*, 38 (4): 193–232 (1993).
18. Noebe, R., Bowman, R., and Nathel, M., "Review of the Physical and Mechanical Properties and Potential Applications of the B2 Compound NiAl", *NASA TM 105598, OH (United States)* (1992).
19. Bradley, A. and Taylor, A., "An X-ray analysis of the nickel-aluminium system", *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical And Physical Sciences*, 159 (896): 56–72 (1937).
20. Frommeyer, G. and Rablbauer, R., "High temperature materials based on the intermetallic compound NiAl reinforced by refractory metals for advanced energy conversion technologies", *Steel Research International*, 79, 507-513 (2008).
21. Taylor, A. and Doyle, N., "Further studies on the nickel–aluminium system. I.  $\beta$ -NiAl and  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> phase fields", *Journal of Applied Crystallography*, 5 (3): 201–209 (1972).
22. Haynes, J. A., Pint, B. A., Porter, W. D., and Wright, I. G., "Comparison of thermal expansion and oxidation behavior of various high-temperature coating materials and superalloys", *Materials at High Temperatures*, 21 (2): 87–94 (2004).
23. Donachie, M. J. and Donachie, S. J., "Superalloys: A Technical Guide", *ASM International*, (2002).
24. Grünling, H. and Mannsmann, W., "Plasma sprayed thermal barrier coatings for industrial gas turbines: morphology, processing and properties", *Le Journal de Physique IV*, 3 (C7): C7–903 (1993).
25. Miracle, D. B. and Darolia, R., "NiAl and its alloys", *Intermetallic Compounds*, 253–72 (1994).
26. Takizawa, S., Miura, S., and Mohri, T., "Structural stability of NiAl with the L1<sub>0</sub> structure and local lattice distortion in the Ni<sub>3</sub>Al alloy around excess Al atoms", *Intermetallics*, 13 (11): 1137–1140 (2005).

27. Wachtell, R. L., "An Investigation of Various Properties of NiAl", *No. WADC-TR-52-291; AD-12965. Wright Air Development Center, NY (United States)*, (1952).
28. Lowell, C. E., Barrett, C. A., and Whittenberger, J. D., "Cyclic oxidation resistance of a reaction milled NiAl-AlN composite", *MRS Proceedings*, 194: 355 (1990).
29. Rozner, A. and Wasilewski, R., "Tensile properties of NiAl and NiTi", *Journal of the Institute of Metals*, 94 (5): 169–175 (1966).
30. Hahn, K. and Vedula, K., "Room temperature tensile ductility in polycrystalline B2 NiAl", *Scripta Metallurgica*, 23 (1): 7–12 (1989).
31. George, E. and Liu, C., "Brittle fracture and grain boundary chemistry of microalloyed NiAl", *Journal of Materials Research*, 5 (04): 754–762 (1990).
32. Nagpal, P. and Baker, I., "The effect of grain size on the room-temperature ductility of NiAl", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24 (12): 2381–2384 (1990).
33. Baker, I., Nagpal, P., Liu, F., and Munroe, P., "The effect of grain size on the yield strength of FeAl and NiAl", *Acta Metallurgica et Materialia*, 39 (7): 1637–1644 (1991).
34. Cotton, J. D., "The influence of chromium on structure and mechanical properties of B2 nickel aluminide alloys" Ph. D. Thesis, *Florida University, USA* (1992).
35. Noebe, R. D., "The effect of various metallurgical parameters on the flow and fracture behavior of polycrystalline NiAl near the brittle-to-ductile transition", *NASA TM 106534, OH (United States)* (1994).
36. Wang, L., Shen, J., Shang, Z., Zhang, J., Du, Y., and Fu, H., "Microstructure and mechanical property of directionally solidified NiAl–Cr (Mo)–(Hf, Dy) alloy at different withdrawal rates", *Materials Science And Engineering: A*, 607113–121 (2014).
37. Misra, A. and Gibala, R., "Plasticity in multiphase intermetallics", *Intermetallics*, 8 (9): 1025–1034 (2000).
38. Noebe, R., Cullers, C., and Bowman, R., "The effect of strain rate and temperature on the tensile properties of NiAl", *Journal of Materials Research*, 7 (03): 605–612 (1992).
39. Lahrman, D., Field, R., and Darolia, R., "The effect of strain rate on the mechanical properties of single crystal NiAl", *MRS Proceedings*, 213:603 (1990).
40. Klöden, B., "Microstructure and texture development during high-strain torsion of NiAl", PhD Thesis, *Technischen Universität Dresden*, (2006).

41. Taylor, G.I, "Plastic strain in metals", *Journal of the Institute of Metals*, 62: 307–324 (1938).
42. Mises, R. and ANGEW, Z., "Mechanics of plastic deformation in crystals", *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*, 8161–185 (1928).
43. Hahn, K. and Vedula, K., "Room temperature tensile ductility in polycrystalline B2 NiAl", *Scripta Metallurgica*, 23 (1): 7–12 (1989).
44. Nagpal, P. and Baker, I., "The effect of grain size on the room-temperature ductility of NiAl", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24 (12): 2381–2384 (1990).
45. George, E. and Liu, C., "Brittle fracture and grain boundary chemistry of microalloyed NiAl", *Journal of Materials Research*, 5 (04): 754–762 (1990).
46. Stoloff, N.S. and Sikka V.K., "Physical Metallurgy and Processing of Intermetallic Compounds", *Springer US*, Boston, MA, (1996).
47. Johnson, D., Chen, X., Oliver, B., Noebe, R., and Whittenberger, J., "Processing and mechanical properties of in-situ composites from the NiAl Cr and the NiAl (Cr, Mo) eutectic systems", *Intermetallics*, 3 (2): 99–113 (1995).
48. Pascoe, R. and Newey, C., "The mechanical behaviour of the intermediate phase NiAl", *Metal Science*, 2 (1): 138 (1968).
49. Grala, E. and Westbrook, J., "Mechanical properties of intermetallic compounds", *Wiley, New York*, 358 (1960).
50. Noebe, R., Bowman, R., Cullers, C., and Raj, S., "Flow and Fracture Behavior of NiAl in Relation to the Brittle-Ductile Transition Temperature", *MRS Proceedings*, 213: 589 (1990).
51. Raj, S., Noebe, R., and Bowman, R., "Observations on the brittle to ductile transition temperatures of B2 nickel aluminides with and without zirconium", *Scripta Metallurgica*, 23 (12): 2049–2054 (1989).
52. Vedula, K. and Khadkikar, P., "Effect of Stoichiometry on Low Temperature Mechanical Properties of B 2 NiAl Alloys", *High Temperature Aluminides & Intermetallics*, 197–217 (1989).
53. Pascoe, R. and Newey, C., "The mechanical behaviour of the intermediate phase NiAl", *Metal Science*, 2 (1): 138–143 (1968).
54. Ball, A. and Smallman, R., "The deformation properties and electron microscopy studies of the intermetallic compound NiAl", *Acta Metallurgica*, 14 (10): 1349–1355 (1966).
55. Frommeyer, G. and Derder, C., "Microstructures and mechanical properties of NiAl-(Cr) and TiAl-(Cr) intermetallic alloys", *Journal de Physique III*, 7 (12): 2393–2403 (1997).



56. Ball, A. and Smallman, R., "The deformation properties and electron microscopy studies of the intermetallic compound NiAl", *Acta Metallurgica*, 14 (10): 1349–1355 (1966).
57. Cottrell, A. H., "Theory of brittle fracture in steel and similar metals", *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 212(1958).
58. Schulson, E., "Comments on the brittle to ductile transition of long-range ordered alloys", *Res Mechanica Letters*, 1111–114 (1981).
59. Schulson, E. and Barker, D., "A brittle to ductile transition in NiAl of a critical grain size", *Scripta Metallurgica*, 17 (4): 519–522 (1983).
60. Miracle, D., Russell, S., and Law, C., "Slip system modification in NiAl", *MRS Proceedings*, 133: 225 (1988).
61. Chang, K.-M., Darolia, R., and Lipsitt, H., "Cleavage fracture in B2 aluminides", *Acta Metallurgica et Materialia*, 40 (10): 2727–2737 (1992).
62. Dieter, G., "Mechanical Metallurgy", 3 edition, *McGraw-Hill Science/Eng./Math*, New York, 800 (1986).
63. Jayaram, R. and Miller, M., "An atom probe study of grain boundary and matrix chemistry in microalloyed NiAl", *Acta Metallurgica et Materialia*, 42 (5): 1561–1572 (1994).
64. McQueen, H., Blum, W., Zhu, Q., Demuth, V., Jonas, J., Bieler, T., and Bowman, K., "Advances in Hot Deformation Textures and Microstructures", *TMS-AIME*, Warrendale PA, 235 (1994).
65. Prakash, A. and Pool, M. J., "Effect of impurities (graphite) on the high-temperature creep properties of NiAl", *Journal of Materials Science*, 16 (9): 2495–2500 (1981).
66. Pike, L., Chang, Y., and Liu, C., "Point defect concentrations and solid solution hardening in NiAl with Fe additions", *No. Conf-970909-2. Oak Ridge National Lab., TN (United States)* (1997).
67. Darolia, R., "NiAl alloys for high-temperature structural applications", *JoM*, 43 (3): 44–49 (1991).
68. Darolia, R., Lahrman, D., and Field, R., "The effect of iron, gallium and molybdenum on the room temperature tensile ductility of NiAl", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 26 (7): 1007 (1992).
69. Darolia, R., Lahrman, D., and Field, R., "The effect of iron, gallium and molybdenum on the room temperature tensile ductility of NiAl", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 26 (7): 1012 (1992).
70. Field, R., Lahrman, D., and Darolia, R., "Slip systems in <001> oriented NiAl single crystals", *Acta Metallurgica et Materialia*, 39 (12): 2951–2959 (1991).

71. Cotton, J., Noebe, R., and Kaufman, M., "The effects of chromium on NiAl intermetallic alloys: part II. Slip systems", *Intermetallics*, 1 (2): 117–126 (1993).
72. Yoo, M. and Fu, C., "On the theory of cleavage fracture in B2-type aluminides FeAl and NiAl", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 25 (10): 2345–2350 (1991).
73. Darolia, R., Lahrman, D., Field, R., and Freeman, A., "Alloy modeling and experimental correlation for ductility enhancement in NiAl", *MRS Proceedings*, 133, 113 (1988).
74. Whittenberger, J. D., Westfall, L., and Nathal, M., "Compressive strength of a B2 matrix NiAl-Nb intermetallic at 1200 and 1300 K", *Scripta Metallurgica*, 23 (12): 2127–2130 (1989).
75. Cotton, J., Noebe, R., and Kaufman, M., "Ternary alloying effects in polycrystalline NiAl", *International Symposium on Structural Intermetallics*, PA (United States), (1993).
76. Cotton, J. D., "The influence of chromium on structure and mechanical properties of B2 nickel aluminide alloys." Ph. D. Thesis, *Florida University*, (1992).
77. Cotton, J., Noebe, R., and Kaufman, M., "Ternary alloying effects in polycrystalline {beta}-NiAl", *No. LA-UR--93-1395; Conf-930997-1. Los Alamos National Lab., NM (United States)*, (1993).
78. Jiang, C., "Site preference of transition-metal elements in B2 NiAl: A comprehensive study", *Acta Materialia*, 55 (14): 4799–4806 (2007).
79. Tiwari, R., Tewari, S. N., Asthana, R., and Garg, A., "Development of NiAl-based intermetallic alloys: effect of chromium addition", *3rd International Conference on High Temperature Intermetallics*, 192–193, Part 1 (0): 356–363 (1995).
80. Bei, H., George, E., Brown, D., Pharr, G., Choo, H., Porter, W., and Bourke, M., "Thermal-expansion behavior of a directionally solidified NiAl–Mo composite investigated by neutron diffraction and dilatometry", *Journal of Applied Physics*, 97 (12): 123503 (2005).
81. Johnson, D., Chen, X., Oliver, B., Noebe, R., and Whittenberger, J., "Processing and mechanical properties of in-situ composites from the NiAl–Cr and the NiAl–(Cr, Mo) eutectic systems", *Intermetallics*, 3 (2): 99–113 (1995).
82. Yang, J.-M., Jeng, S., Bain, K., and Amato, R., "Microstructure and mechanical behavior of in-situ directional solidified NiAl/Cr (Mo) eutectic composite", *Acta Materialia*, 45 (1): 295–308 (1997).
83. Xinghao, D., Baolin, W., Lee, C., and Huang, J., "Superplastic behavior of an extruded eutectic NiAl/Cr (Mo) alloy at intermediate strain rate region", *Journal of Materials Science*, 42 (16): 6578–6582 (2007).

84. Yu, D., Bei, H., Chen, Y., George, E. P., and An, K., "Phase-specific deformation behavior of a relatively tough NiAl–Cr (Mo) lamellar composite", *Scripta Materialia*, 8459–62 (2014).
85. Pike, L., Chang, Y., and Liu, C., "Point defect concentrations and solid solution hardening in NiAl with Fe additions", *No. Conf-970909-2. Oak Ridge National Lab., TN (United States)* (1997).
86. Darolia, R., Lahrman, D. F., and Field, R. D., "Ductility Ni-Al intermetallic compounds microalloyed with iron", *U.S. Patent No. 5,215,831*. Washington, DC, U.S. (1993).
87. Wang, Y., Smallman, R., and Jones, I. P., "Effect of ternary iron addition on the creep behaviour of NiAl", *Materials Science and Engineering: A*, 329847–851 (2002).
88. Tang, L.-Z., Zhang, Z.-G., Li, S.-S., and Gong, S.-K., "Mechanical behaviors of NiAl-Cr (Mo)-based near eutectic alloy with Ti, Hf, Nb and W additions", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20 (2): 212–216 (2010).
89. Bozzolo, G., Noebe, R. D., and Honey, F., "Modeling of ternary element site substitution in NiAl", *Intermetallics*, 8 (1): 7–18 (2000).
90. Wilson, A., Howe, J., Garg, A., and Noebe, R., "TEM study of  $\beta'$  precipitation in NiAl–Ti alloys", *Materials Science and Engineering: A*, 289 (1): 162–171 (2000).
91. Kitabjian, P., Garg, A., and Noebe, R., "High-temperature deformation behavior of NiAl (Ti) solid-solution single crystals", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30 (3): 587–600 (1999).
92. Hagihara, K., Sugino, Y., and Umakoshi, Y., "The effect of Ti-addition on plastic deformation and fracture behavior of directionally solidified NiAl/Cr (Mo) eutectic alloys", *Intermetallics*, 14 (10): 1326–1331 (2006).
93. Ponomareva, A., Isaev, E., Vekilov, Y. K., and Abrikosov, I., "Site preference and effect of alloying on elastic properties of ternary B 2 NiAl-based alloys", *Physical Review B*, 85 (14): 144117 (2012).
94. Li, H.-T., Guo, J.-T., and Ye, H.-Q., "Composition dependence of the precipitation behavior in NiAl–Cr (Mo)–(Ti, Hf) near eutectic alloys", *Materials Science and Engineering: A*, 452763–772 (2007).
95. Li, H., Guo, J., Ye, H., Wang, Q., and He, J.-C., "Simultaneous improvement of strength and ductility in NiAl–Cr (Mo)–Hf near eutectic alloy by small amount of Ti alloying addition", *Materials Letters*, 62 (1): 61–64 (2008).
96. Whittenberger, J. D., Westfall, L., and Nathal, M., "Compressive strength of a B2 matrix NiAl-Nb intermetallic at 1200 and 1300 K", *Scripta Metallurgica*, 23 (12): 2127–2130 (1989).

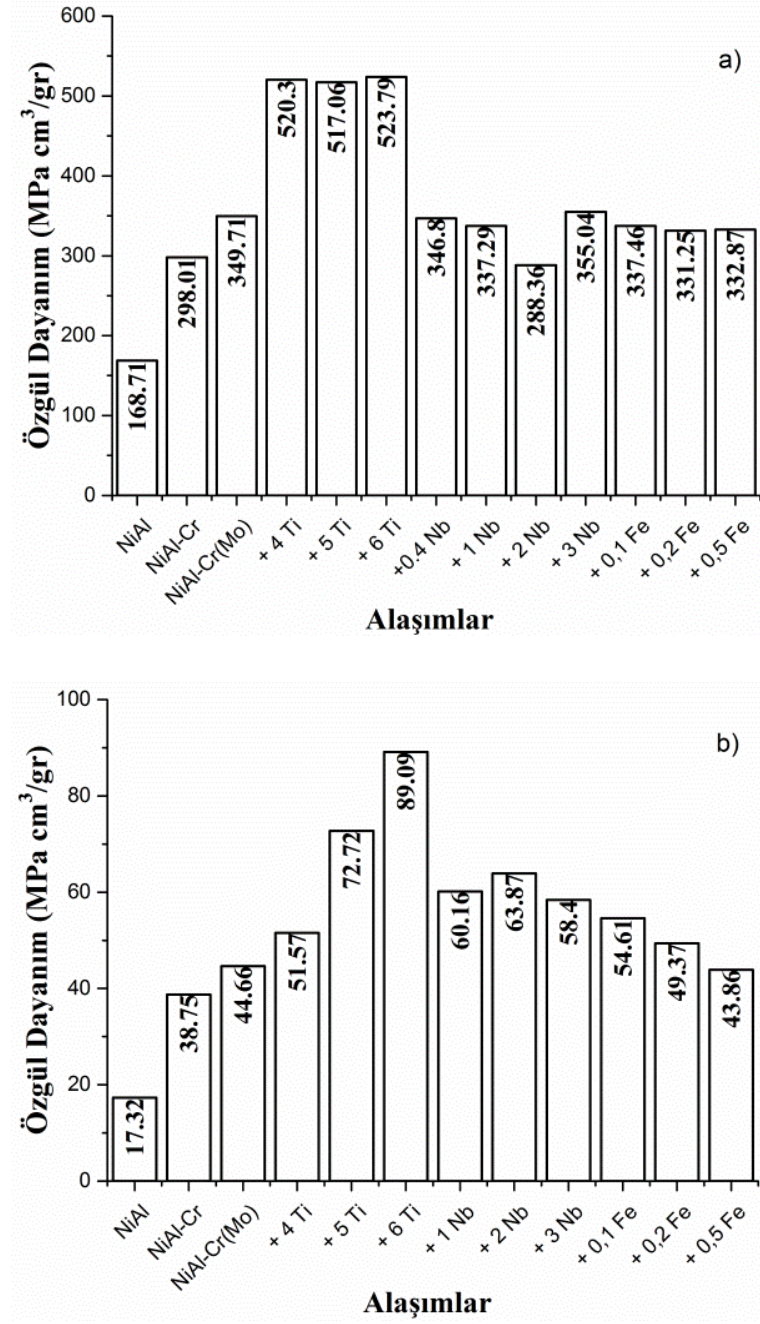
97. Keitz, A. Von and Sauthoff, G., "Laves phases for high temperatures—Part II: Stability and mechanical properties", *Intermetallics*, 10 (5): 497–510 (2002).
98. Huai, K., Guo, J., Ren, Z., Gao, Q., and Yang, R., "Effect of Nb on the microstructure and mechanical properties of cast NiAl–Cr(Mo) eutectic alloy", *Journal of Materials Science & Technology*, 02 (22): 164–168 (2006).
99. Sheng, L., Guo, J., and Ye, H., "Microstructure and mechanical properties of NiAl–Cr (Mo)/Nb eutectic alloy prepared by injection-casting", *Materials & Design*, 30 (4): 964–969 (2009).
100. Guo, J., "Ordered intermetallic compound NiAl alloy", *Beijing: Science Press*, 432: 488 (2003).
101. Sheng, L., Guo, J., and Ye, H., "Microstructure and mechanical properties of NiAl–Cr (Mo)/Nb eutectic alloy prepared by injection-casting", *Materials & Design*, 30 (4): 964–969 (2009).
102. Li, H., Guo, J., Huai, K., and Ye, H., "Microstructure characterization and room temperature deformation of a rapidly solidified NiAl-based eutectic alloy containing trace Dy", *Journal of Crystal Growth*, 290 (1): 258–265 (2006).
103. Tian, W. H., Han, C. S., and Nemoto, M., "Precipitation of  $\alpha$ -Cr in B2-ordered NiAl", *Intermetallics*, 7 (1): 59–67 (1999).
104. Wang, L., Shen, J., Shang, Z., and Fu, H., "Microstructure evolution and enhancement of fracture toughness of NiAl–Cr (Mo)–(Hf, Dy) alloy with a small addition of Fe during heat treatment", *Scripta Materialia*, 891–4 (2014).
105. Chen, X., Johnson, D., Noebe, R., and Oliver, B., "Deformation and fracture of a directionally solidified NiAl–28Cr–6Mo eutectic alloy", *Journal of Materials Research*, 10 (05): 1159–1170 (1995).
106. Sheng, L., Zhang, W., Guo, J., and Ye, H., "Microstructure and mechanical properties of Hf and Ho doped NiAl–Cr (Mo) near eutectic alloy prepared by suction casting", *Materials Characterization*, 60 (11): 1311–1316 (2009).
107. Waseda, Y., Matsubara, E., and Shinoda, K., "X-Ray Diffraction Crystallography: Introduction, Examples and Solved Problems", *Springer*, Berlin Heidelberg, 107-116 (2011).
108. Darolia, R., Walston, W., Noebe, R., Garg, A., and Oliver, B., "Mechanical properties of high purity single crystal NiAl", *Intermetallics*, 7 (10): 1195–1202 (1999).
109. Shang, Z., Shen, J., Wang, L., Du, Y., Xiong, Y., and Fu, H., "Investigations on the microstructure and room temperature fracture toughness of directionally solidified NiAl–Cr (Mo) eutectic alloy", *Intermetallics*, 5725–33 (2015).

110. Hagihara, K., Sugino, Y., and Umakoshi, Y., "The effect of Ti-addition on plastic deformation and fracture behavior of directionally solidified NiAl/Cr (Mo) eutectic alloys", *Intermetallics*, 14 (10): 1326–1331 (2006).
111. Bozzolo, G., Noebe, R. D., Garg, A., Ferrante, J., and Amador, C., "Atomistic simulations of Ti additions to NiAl", *MRS Proceedings*, 460: 443 (1996).
112. Tang, L., Li, S., and Gong, S., "Improvement of Ambient Ductility and Toughness by  $\Gamma$  Phase Precipitation in NiAl-Cr (Mo)/Nb Alloys", *International Journal of Modern Physics B*, 24 (15n16): 2898–2903 (2010).
113. Du, X. H., Huang, J., and Wu, B. L., "Compressive mechanical properties of NiAl/Cr (Nb) alloy prepared by rapid solidification processing", *Advanced Engineering Materials*, 9 (8): 684–688 (2007).
114. Kazantzis, A. V., Aindow, M., and Jones, I. P., "Deformation behaviour of the C15 Laves phase Cr<sub>2</sub>Nb", *Materials Science and Engineering: A*, 233 (1): 44–49 (1997).

**EK AÇIKLAMALAR A.**

**ALAŞIMLARIN BASMA TESTLERİNDEN EDİNİLEN BAZI DEĞERLER**





Şekil Ek A.1. a) Oda sıcaklığında ve b) 1000 °C'de en yüksek basma dayanımı / yoğunluk oranları.

Çizelge Ek A.1. Tüm alaşımların oda sıcaklığında yapılan basma testlerinden elde edilen değerler.

	Temel alaşımlar			NiAl-Cr(Mo)'e ilave edilen alaşım elementleri									
	NiAl	NiAl-Cr	NiAl-Cr/Mo	4 Ti	5 Ti	6 Ti	0,4 Nb	1 Nb	2 Nb	3 Nb	0,1 Fe	0,2 Fe	0,5 Fe
<b>Elastiklik Modülü (GPa)</b>	38,027	30,559	36,576	46,153	50,671	48,298	44,03	41,163	40,966	39,274	43,821	37,586	39,021
<b>Akma Dayanımı (%0.2 offset) (MPa)</b>	933,538	788,191	902,472	1548,51	1727,61	1706,47	1407,08	1119,77	1108,65	1269,75	949,951	966,052	995,83
<b>Akma Noktasındaki Deformasyon Miktarı (%)</b>	2,66	2,78	2,68	3,56	3,61	3,73	3,4	2,92	2,91	3,44	2,36	2,77	2,76
<b>Basma Dayanımı (MPa)</b>	956,032	1861,56	2284,52	3430,29	3410,39	3457,07	2247	2230,75	1925,99	2378,42	2206,1	2165,38	2180,75
<b>Maksimum Basmadaki Deformasyon Miktarı (%)</b>	2,77	21,65	24,33	27,714	25,801	24,997	12,97	19,06	13,88	18,32	23,38	21,35	21,26

Çizelge Ek A.2. tüm alaşımların 1000 °C’de yapılan basma testlerinden elde edilen değerler.

	Temel alaşımlar			NiAl-Cr(Mo)'e ilave edilen alaşım elementleri								
	NiAl	NiAl-Cr	NiAl-Cr/Mo	4 Ti	5 Ti	6 Ti	1 Nb	2 Nb	3 Nb	0,1 Fe	0,2 Fe	0,5 Fe
<b>Elastiklik Modülü (GPa)</b>	5,738	7,473	8,954	12,099	15,222	10,088	14,961	12,734	8,423	7,476	13,192	7,905
<b>Akma Dayanımı (%0.2 offset) (MPa)</b>	75,18	201,85	268,11	293,18	381,58	505,66	324,89	375,95	338,10	261,93	304,37	235,63
<b>Akma Noktasındaki Deformasyon Miktarı (%)</b>	1,53	2,91	3,17	2,64	2,39	5,23	2,39	3,18	4,19	3,71	2,51	3,19
<b>Basma Dayanımı (MPa)</b>	98,13	242,05	291,78	340	479,67	587,99	397,89	426,62	391,26	356,99	322,73	287,36
<b>Maksimum Basmadaki Deformasyon Miktarı (%)</b>	~ 17	9,17	5,6	~ 18	9,3	13,2	5,9	5,2	6,7	6,8	4,1	6,5

## ÖZGEÇMİŞ

Hüseyin DEMİRTAŞ, 1984 yılında Bursa/İznik'te doğdu, ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamladı. 2002 yılında Kocaeli/Gebze STFA Anadolu Teknik Lisesi'nden, 2006 yılında Gazi Üniversitesi Metal Öğretmenliği Bölümünden mezun oldu. 2007 yılında Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı'nda yüksek lisansa, 2011 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda doktora öğrenimine başladı. 2009 yılında Araştırma Görevlisi olarak Karabük Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği'nde başladığı göreve halen devam etmektedir.

### **Adres Bilgileri**

Adres: Karabük Üniversitesi Mühendislik Fakültesi  
Demir Çelik Kampüsü 78050 KARABÜK

E-posta: hdemirtas@karabuk.edu.tr