

TMS-238 Süper Alaşımının Dökülebilirliğinin Araştırılması

Kaan Balcı

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Şubat 2020

Investigation of Casting of TMS-238 Superalloy

Kaan Balci

MASTER OF SCIENCE THESIS

Department of Metallurgy and Material Engineering

February 2020

TMS-238 Süper Alaşımının Dökülebilirliğinin Araştırılması

Kaan Balcı

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi Bilim Dalında

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Olarak Hazırlanmıştır.

Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Bedri Baksan

Şubat 2020

ETİK BEYAN

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez yazım kılavuzuna göre, Dr. Öğr. Üyesi Bedri BAKSAN danışmanlığında hazırlamış olduğum “ TMS-238 Süper Alaşımının Dökülebilirliğinin Araştırılması” başlıklı YÜKSEK LİSANS tezimin özgün bir çalışma olduğunu; tez çalışmamın tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı; tezimde verdiğim bilgileri, verileri akademik ve bilimsel etik ilke ve kurallara uygun olarak elde ettiğimi; tez çalışmamda yararlandığım eserlerin tümüne atıf yaptığımı ve kaynak gösterdiğimi ve bilgi, belge ve sonuçları bilimsel etik ilke ve kurallara göre sunduğumu beyan ederim. 24/02/2020

Kaan Balcı

İmza

ÖZET

Süper alaşımlar; ana malzemeler olarak demir, nikel ya da kobaltın kullanıldığı yanında yüksek miktarlarda krom, az miktarda ise yüksek sıcaklıklarda ergiyen molibden, tungsten, alüminyum, titanyum, tantal, hafniyum, renyum ve rutenyum içerebilen alaşımlardır. Süper alaşım, ergime noktasının %25 kadar altında başarılı bir şekilde çalışabilen ve yeterli mekanik gücü koruyabilen bir malzeme olarak da tanımlanabilir.

Bu çalışmada ne akademik ne de endüstriyel alanda ülkemizde henüz üretimi yapılmamış, 6. Nesil bir süper alaşım olan TMS 238 süper alaşımının dökümü incelenmiştir. Döküm için Ni, Co, Cr, Mo, W, Al, Ta, Hf, Re, Ru ve Ni elementleri kullanılmıştır. Döküm işlemi vakum ark ergitme yöntemi ile yapılmıştır. Döküm işleminden sonra malzemenin optik mikroskop görüntüleri alınmış ardından, kesilmiş numune kuvarz içine hapsedilip mühürlendikten sonra 1000°C’ de 70 saat homojenleştirme tavı uygulanmıştır. Malzemeye gerekli numune alma işlemleri uygulandıktan sonra kimyasal bileşimi, EDS ile; mikro yapısal karakterizasyonu, optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (TEM) ile yapılmıştır. Ortaya çıkan sonuçlar birbirleriyle karşılaştırılarak gösterilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Metalografi, Nikel esaslı süper alaşımlar, Optik mikroskopi, Taramalı elektron mikroskobu,

SUMMARY

Superalloys are alloys that can contain high amounts of chromium and small amounts of molybdenum, tungsten, aluminum, titanium, tantalum, hafnium, rhenium and ruthenium, in addition to using iron, nickel or cobalt as the main materials. Superalloy can also be defined as a material that can work successfully up to 25% below melting point and maintain sufficient mechanical strength.

In this study, casting of TMS 238 superalloy, which is a 6th generation super alloy that has not been produced in our country nor in academic nor in industrial field, has been investigated. Ni, Co, Cr, Mo, W, Al, Ta, Hf, Re, Ru and Ni elements were used for casting. Vacuum arc melting method was used for casting process. After the casting process, optical microscope images of the material were taken, then homogenization annealing was applied at 1000°C for 70 hours. After the necessary sampling procedures are applied to the material, chemical composition was determined by EDS; microstructural characterization was done with optical microscope and scanning electron microscope (SEM). The final results have been shown by comparison with each other.

Keywords: Metallography, Nickel based superalloys, Optical microscopy, Scanning electron microscopy

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitim sürecimin ders ve tez aşamalarında yol gösteren ve yardımlarını esirgemeyen değerli danışman hocam Dr. Öğr. Üyesi Bedri BAKSAN'a teşekkür eder, saygı ve şükranlarımı sunarım.

Hammadde temini konusunda bize yardımlarını esirgemeyen MT Arge Ltd Şti'ne teşekkür ederim.

Tez çalışmalarım süresince yardımlarını esirgemeyen dostum Metalurji ve Malzeme Mühendisi Mustafa TEKİN'e teşekkür ederim.

Çalışmalarımı sürekli destekleyen, motivasyon kaynağı olan, çalışma sürecim boyunca sabırlı ve anlayışlı olan aileme teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	vi
SUMMARY	vii
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xv
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	3
3. TEORİK BİLGİ	9
3.1. Süper Alaşım	9
3.2. Nikel Bazlı Süper Alaşımalar	13
3.2.1. Alaşım elementleri	17
3.2.1.1. <u>Kobalt</u>	18
3.2.1.2. <u>Karbon</u>	18
3.2.1.3. <u>Rutenyum</u>	18
3.2.1.4. <u>Renyum</u>	18
3.2.1.5. <u>Krom</u>	19
3.2.1.6. <u>Aluminyum</u>	19
3.2.1.7. <u>Titanyum</u>	19
3.2.1.8. <u>Tantal</u>	20
3.2.1.9. <u>Tungsten</u>	20
3.2.1.10. <u>Molibden</u>	20
3.2.1.11. <u>Hafniyum</u>	20
3.2.2. Süper alaşımları mukavemetlendirme işlemleri	21
3.2.3. Nikel bazlı alaşımlarda görülen fazlar ve mikro yapılar	21
3.2.4. Nikel bazlı süper alaşımların ergitme ve dökümü	25
3.2.4.1. <u>Vakum indüksiyon ergitmesi</u>	25
3.2.4.2. <u>Vakum ark ergitme</u>	26
3.2.4.3. <u>Vakum hassas döküm</u>	27

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
3.3. Kobalt Bazlı Süper Alaşımlar	27
3.4. Demir Bazlı Süper Alaşımlar.....	29
3.5. TMS-238 Süper Alaşımı	29
4. MATERYAL VE YÖNTEM	31
4.1. Materyal	31
4.2. Yöntem.....	32
4.2.1. Elementlerin tartılması	32
4.2.2. Ergitme ve döküm işlemi	33
4.2.3. Homojenleştirme ısıl işlemi	34
4.2.4. Kesme ve kalıplama işlemi	34
4.2.5. Zımparalama ve parlatma işlemi	35
5. BULGULAR VE TARTIŞMA	38
5.1. Optik Mikroskop ve TEM Görüntüleri	38
5.2. EDS Analizleri	45
6. SONUÇ VE ÖNERİLER	58
KAYNAKLAR DİZİNİ	59

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. Sıcak korozyon değerleri	4
2.2. Alaşımın 1100 ° C / 137 MPa sürünme ve 1100 ° C oksidasyon direnci kombinasyonu açısından karşılaştırmaları	5
2.3. 1100 ° C / 137 MPa sürünme mikroyapıları.....	5
2.4. 180 MPa / 980 ° C'de tek kristal nikel bazlı süper alaşımın sürünme davranışları; a~c) farklı çekme hızlarında sürünme gerilimi değişimleri d) kopma süresi e) uzama	7
2.5. 25 µm / s'de hazırlanan süper alaşımda çökelti fazları; a1~a5) dendrit çekirdeğinde γ' fazları b1~b5) karbürler c1~c5) γ/γ' ötektik fazlar.....	8
3.1. Süper alaşımların kullanım alanları	10
3.2. Yüzey merkezli kübik γ fazının kafes yapısı	22
3.3. Yüzey merkezli kübik γ' fazının kafes yapısı	22
4.1. Deneysel akış şeması	32
4.2. Precisa LS 220a hassas tartı.....	33
4.3. Vakum ark ocağı.....	33
4.4. Kesme cihazı.....	34
4.5. Kalıplama cihazı	35
4.6. Zımparalama ve parlatma cihazı.....	36
4.7. 0,3µm alümina AP-D süspansiyonu	36
4.8. Optik mikroskop	37
4.9. TEM.....	37
5.1. TMS-238 alaşımının döküm yapısının optik mikroskop görüntüsü	38
5.2. TMS-238 alaşımının 1000°C'de 70 saat homojenleştirme tavlama yapıldıktan sonraki optik mikroskop görüntüsü.....	39
5.3. TMS-238 alaşımının döküm halinin 10kV'da ikincil elektron TEM görüntüsü (400x)	39
5.4. TMS-238 alaşımının 1000°C'de 70 saat homojenleştirme tavlama yapıldıktan sonra 10kV'da ikincil elektron TEM görüntüsü (400x)	40
5.5. TMS-238 alaşımının döküm halinde tane sınırlarının 10kV'da ikincil elektron TEM görüntüsü (1000x)	40

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
5.6. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra tane sınırlarının 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (1000x)	41
5.7. TMS-238 alaşımının döküm halinde tane sınırının 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (5000x)	41
5.8. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra tane sınırının 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (5000x)	42
5.9. TMS-238 alaşımının döküm halinde matrisinin 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (30000x)	42
5.10. TMS-238 alaşımının döküm halinde tane sınırındaki yapının 10kV’da geri yansıyan elektron TEM görüntüsü (5000x).....	43
5.11. TMS-238 alaşımının döküm halinde tane sınırındaki yapının 10kV’da geri yansıyan elektron TEM görüntüsü (15000x).....	43
5.12. TMS-238 alaşımının döküm halinde matrisinin 10kV’da geri yansıyan elektron TEM görüntüsü (30000x)	44
5.13. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra tane sınırlarındaki oluşumların 10kV’da geri yansıyan elektron TEM görüntüsü (3000x)	44
5.14. TMS-238 alaşımının döküm halinde tane sınırındaki oluşumların TEM analizi görüntüsü.....	45
5.15. TMS-238 alaşımının döküm halinde analizi yapılan 1.bölgenin EDS grafiği	46
5.16. TMS-238 alaşımının döküm halinde analizi yapılan 2. Bölgenin EDS grafiği.....	46
5.17. TMS-238 alaşımının döküm halinde analizi yapılan 3. Bölgenin EDS grafiği	47
5.18. TMS-238 alaşımının döküm halinin genel TEM analizi görüntüsü	48
5.19. TMS-238 alaşımının döküm halinin genel EDS grafiği	49
5.20. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra matris içindeki yapıların TEM görüntüsü	50
5.21. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra analizi yapılan 1.bölgenin EDS grafiği	50

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
5.22. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlamaşı yapıldıktan sonra analizi yapılan 2. Bölgenin EDS grafiği	51
5.23. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlamaşı yapıldıktan sonra tane sınırında analizi yapılan bölgenin TEM görüntüsü	51
5.24. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlamaşı yapıldıktan sonra analizi yapılan 3. bölgenin EDS grafiği	52
5.25. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlamaşı yapıldıktan sonra oluşan iğnemsli bölgelerin TEM görüntüsü	52
5.26. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlamaşı yapıldıktan sonra analizi yapılan 7.bölgenin EDS grafiği	53
5.27. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlamaşı yapıldıktan sonra analizi yapılan 10. bölgenin EDS grafiği	53
5.28. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlamaşı yapıldıktan sonra analizi yapılan 11.bölgenin EDS grafiği	54
5.29. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlamaşı yapıldıktan sonra analizi yapılan 12. Bölgenin EDS grafiği	54
5.30. Alaşım mikro yapılarının karşılaştırılması a) Literatürdeki alaşımın mikro yapısı, b) ürettiğimiz alaşımın mikro yapısı.....	57

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>Cizelge</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. Alaşımların çekme mukavemeti değerleri	3
3.1. Elementlerin süper alaşımlar üzerindeki etkileri	11
3.2. Süper alaşımların sınıflandırılması	13
3.3. Nikel elementinin özellikleri	14
3.4. Bazı Ni bazlı süper alaşımların kompozisyonları	17
3.5. Süper alaşımlarda bulunan başlıca bileşenler	25
3.6. TMS-238 alaşımının benzer süper alaşımlarla karşılaştırılması.....	30
4.1. 10g'lık alaşım için gerekli olan element miktarları	31
5.1. TMS-238 alaşımının döküm halinde analizi yapılan bölgelerin EDS analiz sonuçları	47
5.2. TMS-238 alaşımının döküm halinin genel EDS analiz sonucu ve literatürdeki malzemeyle karşılaştırılması	49
5.3. TMS-238 alaşımının 1000°C'de 70 saat homojenleştirme tavlama yapıldıktan sonra TEM analizi yapılan bölgelerin EDS analiz sonuçları 1	55
5.4. TMS-238 alaşımının 1000°C'de 70 saat homojenleştirme tavlama yapıldıktan sonra TEM analizi yapılan bölgelerin EDS analiz sonuçları 2	56

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ**Simgeler** γ γ' γ'' μm θ $^{\circ}\text{C}$ σ **Açıklama**

Gama

Gama prime

Gama double prime

Mikro metre

Gelen ışının kristal yüzeyi ile yaptığı açı

Santigrat derece

Sigma

Kısaltmalar

TEM

HCl

 HNO_3

TSP

EDS

IGT

Açıklama

Taramalı Elektron Mikroskobu

Hidroklorik asit

Nitrik asit

Topolojik sıkı paket

Enerji Dağılım Spektrometresi

Endüstriyel Gaz Türbini

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Teknolojinin ilerlemesi ile malzemelerin mevcut sıcaklık ve mukavemet değerleri artık yeterli gelmemesinden dolayı süper alaşımlar üretilmeye başlanmıştır. Süper alaşım demir, nikel veya kobaltın ana malzeme olarak kullanıldığı yanında fazla miktarda krom daha düşük seviyelerde ise molibden, tungsten, tantal, alüminyum ve titanyum içeren alaşımlar olarak tanımlanabilir. Bu alaşımlar genelde 8B grubu elementleri ile oluşturulurlar. Süper alaşımların en önemli özellikleri 650°C üzerinde mevcut mukavemetinin düşmemesi, korozyona dayanıklı olması ve ısıl direncinin yüksek olmasıdır. Süper alaşımlar yüksek sıcaklık gerektiren yerlerde diğer tüm malzemelere oranla daha fazla tercih edilirler (Bradley, 1979).

Süper alaşımlar ilk kez 1940'larda dövme yöntemi ile üretilerek ortaya çıkmıştır. Daha sonralarda ise dövme yerine eş eksenli döküm ile üretilmeye başlanmıştır. İlk zamanlarda kullanım sıcaklıkları 1000°C ve daha altındaki sıcaklıklar iken ilerleyen zamanlarda üretim yöntemlerinin gelişmesi yönlü katılaşma ve tek kristal üretim gibi yöntemlerin geliştirilmesiyle kullanım sıcaklığı, oksidasyon ve sürünme direnci artmıştır. Süper alaşımların yüksek sıcaklık dayanımına sahip olmasının en önemli nedenlerinden biri de kararlı kristal yapıda bir matrise sahip olmalarıdır. Bu yapıda çökelti sertleşmesi ve kararlı çözelti sertleşmesi destekleyici fazlardır. Genelde östenitik ana matris ve destekleyici ikinci fazlara sahiptirler (Davis, 1997).

Süper alaşımların kullanımı uçak türbin motorlarında yer almasıyla başlamıştır. Daha sonraları ise havacılıkta yanma odalarında, pervane kanatçıklarında motorlarda eksoz valfleri ve ısıtma elemanlarında, tıbbi uygulamalar, petro-kimya endüstrisi, nükleer enerji santralleri ve uzay araçları gibi birçok alanda kullanımı yaygınlaşmıştır. (Yazıcıoğlu, 1999). Tarihte üretilen ilk süper alaşım Nimonic 80'dir. Bu alaşım kısa sürede geliştirilerek yerini Nimonic 80A'ya bırakmıştır. Daha sonrasında %20 Co ilavesiyle 50°C daha avantajlı hale gelen Nimonic 90 üretilmiştir (Sims ve Hagel, 1972).

Süper alaşımlar demir esaslı, nikel esaslı ve kobalt esaslı olarak sınıflandırılırlar. Alaşımdaki en yüksek element oranına göre isimleri belirlenir. Alaşımın ismini belirleyen

3 ana elementin dışında krom, molibden, tungsten, tantal, niyobyum gibi elementleri de içerirler. Demir esaslı süper alaşımlarda ana element olarak demir bulunur. Karbür ve intermetaliklerin çökmesiyle sertleşen süper alaşımlar olarak da bilinir (Mathew, 1984).

Nikel esaslı süper alaşımlarda nikel yoğunluğu %30 ila 75 arasında değişmektedir. Ek olarak önemli miktarda da krom içerirler. Katı eriyik ve intermetaliklerin sertleşmesiyle kuvvetlendirilmişlerdir. Nikel ve krom elementlerinin birleşmesinden oluştuğu için oksidasyon dirençleri oldukça yüksektir. Özellikle 650°C den yüksek sıcaklıklarda alaşımlı ve paslanmaz çeliklerden çok daha iyi performans gösterirler. Bu gibi özelliklerinden dolayı yüksek dayanım gerektiren yerlerde yaygın bir şekilde kullanılırlar (Ezugwu, 1988).

Kobalt esaslı süper alaşımlarda yüksek miktarda kobaltın yanı sıra krom ve tungsten içerirler. Az miktarda da niyobyum, tantal, molibden, titanyum ve demir içerirler. Bu süper alaşımlarda mukavemet artırma aşaması katı eriyik ve karbür olarak bilinir (Bradley, 1979).

Bu çalışmada ürettiğimiz malzeme olan TMS-238 süper alaşımında ise nikel elementi ana malzeme olarak kullanılmaktadır. Bunun yanında kobalt, krom, molibden, tungsten, alüminyum, tantal, hafniyum, renyum ve rutenyum elementleri kullanılacaktır. TMS-238 süper alaşımı önceki nesillerden daha yüksek sıcaklık dayanımına sahiptir. Akma ve çekme mukavemetlerinde ve oksidasyon direncinde artışlar gözlemlenmiştir.

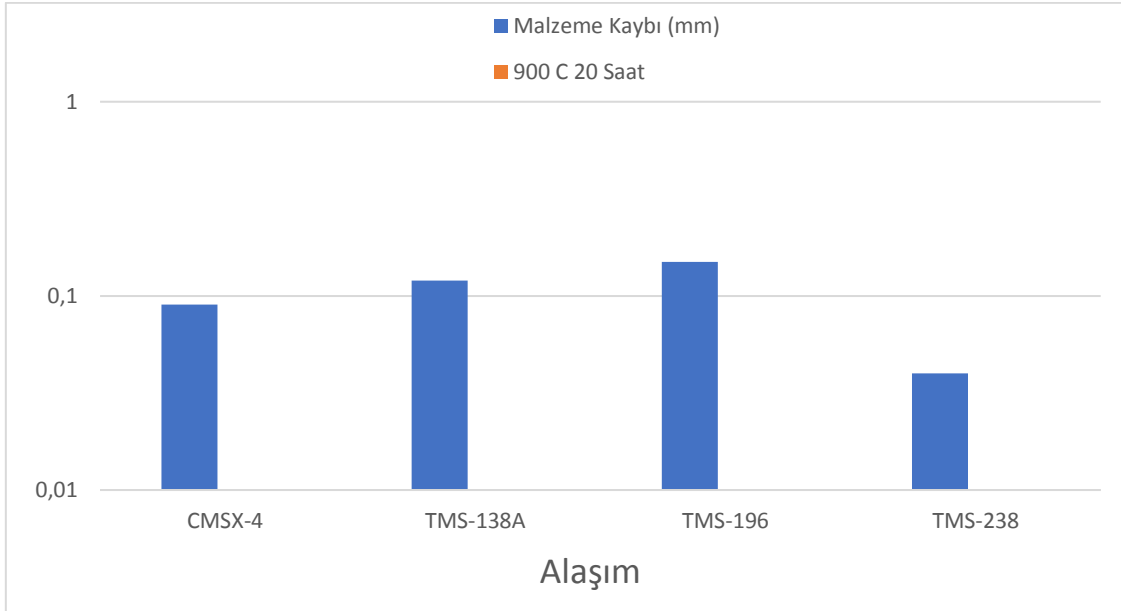
Bu tez çalışması Türkiye’de akademik ve endüstriyel çalışmalarda üretimi yapılmamış olan TMS-238 süper alaşımının dökümünü yapmak, malzemenin karakterizasyonunu yaparak uygun yerlerde kullanımının sağlanması ve özellikle savunma sanayiinde dışa bağımlılığın üretimin ilk aşamasından itibaren ortadan kaldırılmasını ve bu konuda imkanlar elverdiği ölçüde başarının sağlanabileceğini göstermek amacıyla yapılmıştır.

2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Kawagishi vd. (2012) TMS- 238 süper alaşımının yüksek sıcaklık davranışlarını incelemişlerdir. Deneylerde TMS-138A, TMS-196 ve TMS-238 süper alaşımları kullanılmıştır. TMS-138A içeriğinde %5,8 Re ve %3,6 Ru bulunur. TMS-196 beşinci nesil bir süper alaşımdır. İçeriğindeki Ru ve Re miktarları artırılmıştır. %6,4 Re ve %5 Ru bulunmaktadır. Oksidasyon özelliklerinin iyileşmesi içinde Cr ilave edilmiştir. Numuneler 9mm çapında ve 5mm yüksekliğindedir. Yüksek sıcaklık oksidasyon testleri hava ortamında yapılmıştır. Numuneler daha sonra SiC ile zımparalanmış ve aseton ile temizlenmişlerdir.

Çizelge 2.1. Alaşımların çekme mukavemeti değerleri (Kawagishi vd., 2012)

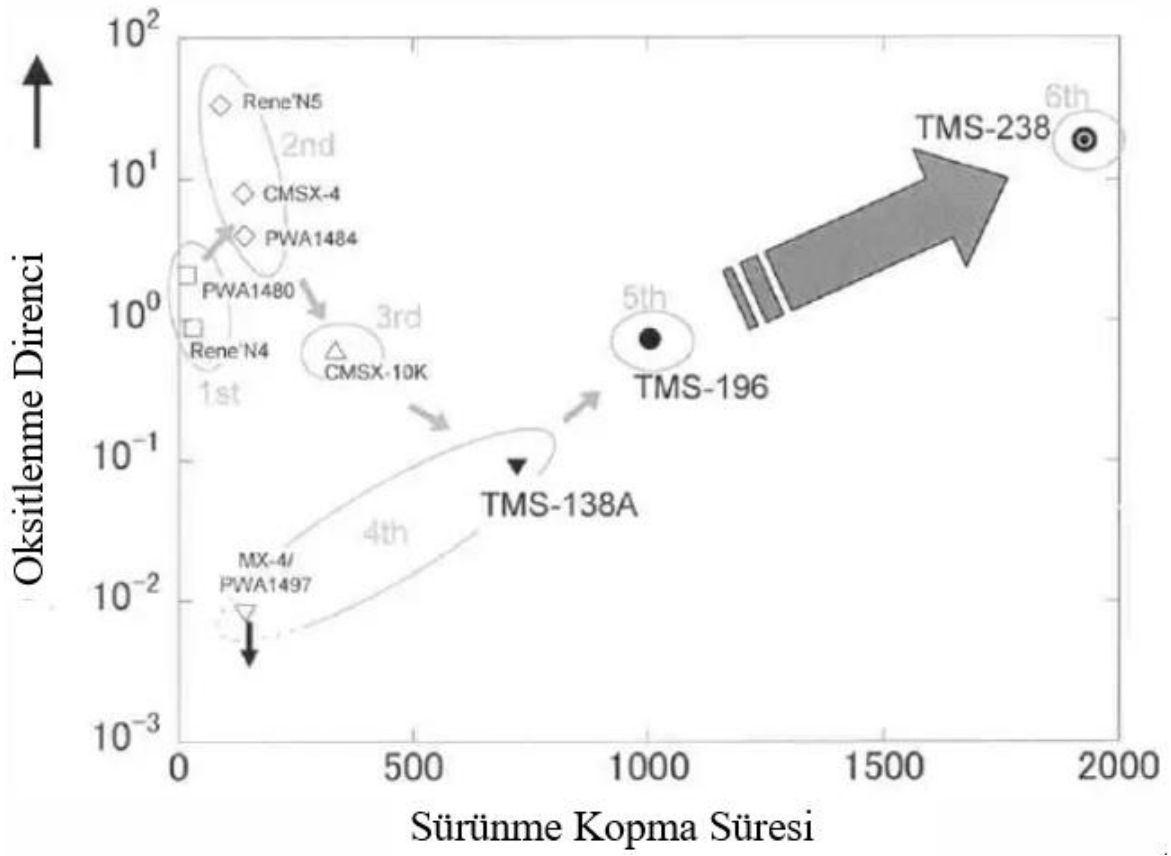
Alaşım	400°C		750°C	
	%0,2 akma	Çekme mukavemeti	%0,2 akma	Çekme mukavemeti
CMSX-4	860	950	950	1150
TMS-138	830	906	868	1241
TMS-196	879	1214	845	1308
TMS-238	925	1373	1041	1348



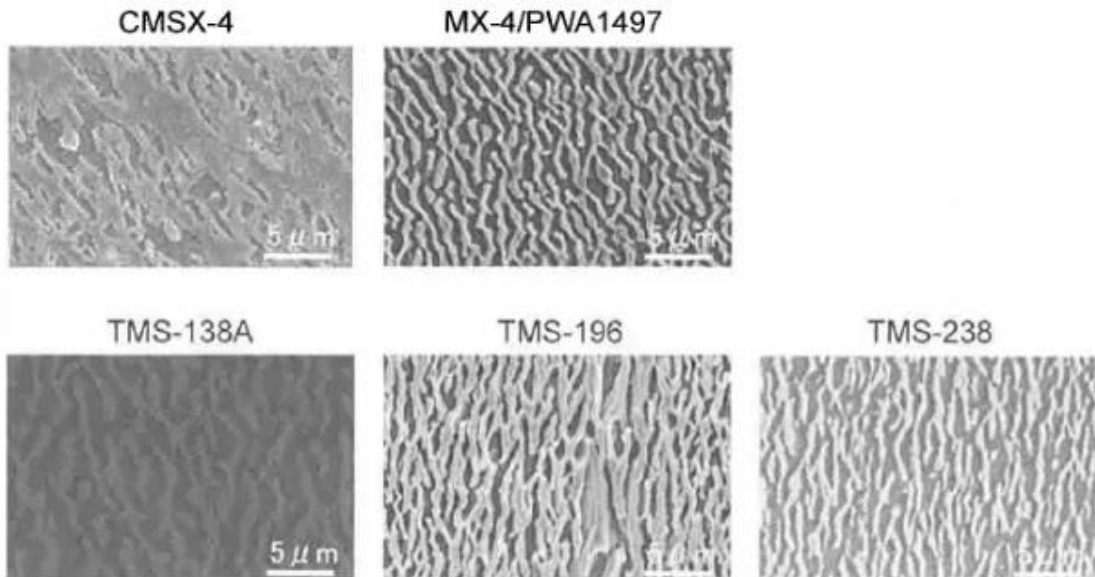
Şekil 2.1. Sıcak korozyon değerleri

Şekil 2.1'de alaşımın sıcak korozyon değerleri görülmektedir. 900° C de en az kaybı gösteren alaşım TMS 238 alaşımı olduğu görülmektedir. Çizelge 2.1'de alaşımların çekme mukavemeti değerleri verilmiştir.

6.nesil süper alaşımların daha iyi sürünme direnci, oksitlenme direnci ve sıcak korozyona daha dayanıklı olduğu görülmektedir. Alaşımda W ve Mo içeriği düşürülüp Co, Ta ve Al konsantrasyonlarının yükseltilmesiyle matris faz γ ve γ' fazının dengesi saęlanmıŐtır. Yapılan testlerde çekme mukavemetlerinin daha önce üretilen nesillere göre daha yüksek olduğu görülmektedir. (Kawagishi vd., 2012) Alaşımların sürünme ve oksidasyon direnci karŐılaŐtırması Şekil 2.2'de gösterilmektedir. Numunelerin sürünme mikro yapıları Şekil 2.3'te gösterilmektedir.



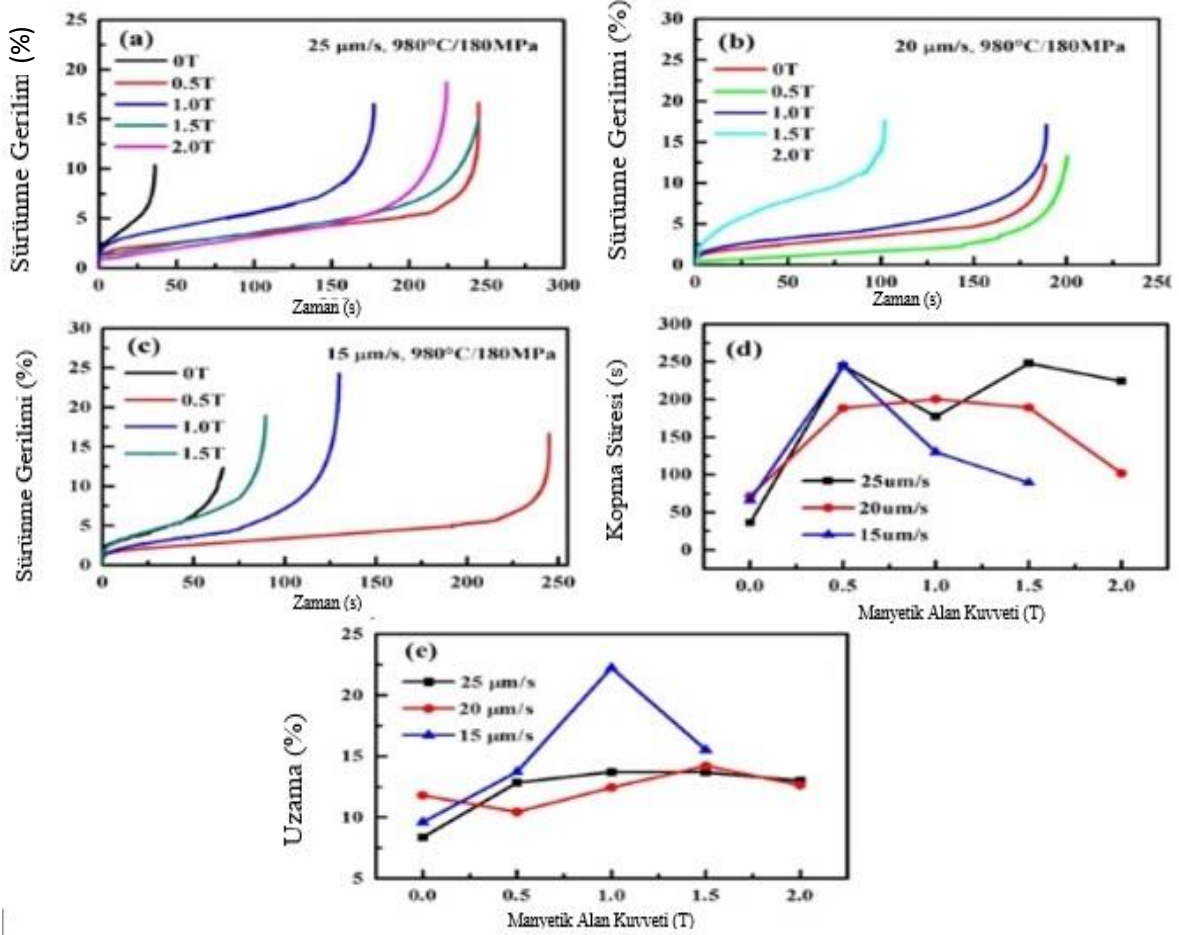
Şekil 2.2. Alaşımların $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ / 137 MPa sürünme ve $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ oksidasyon direnci kombinasyonu açısından karşılaştırmaları (Kawagishi vd., 2012)



Şekil 2.3. $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ / 137 MPa sürünme mikroyapıları

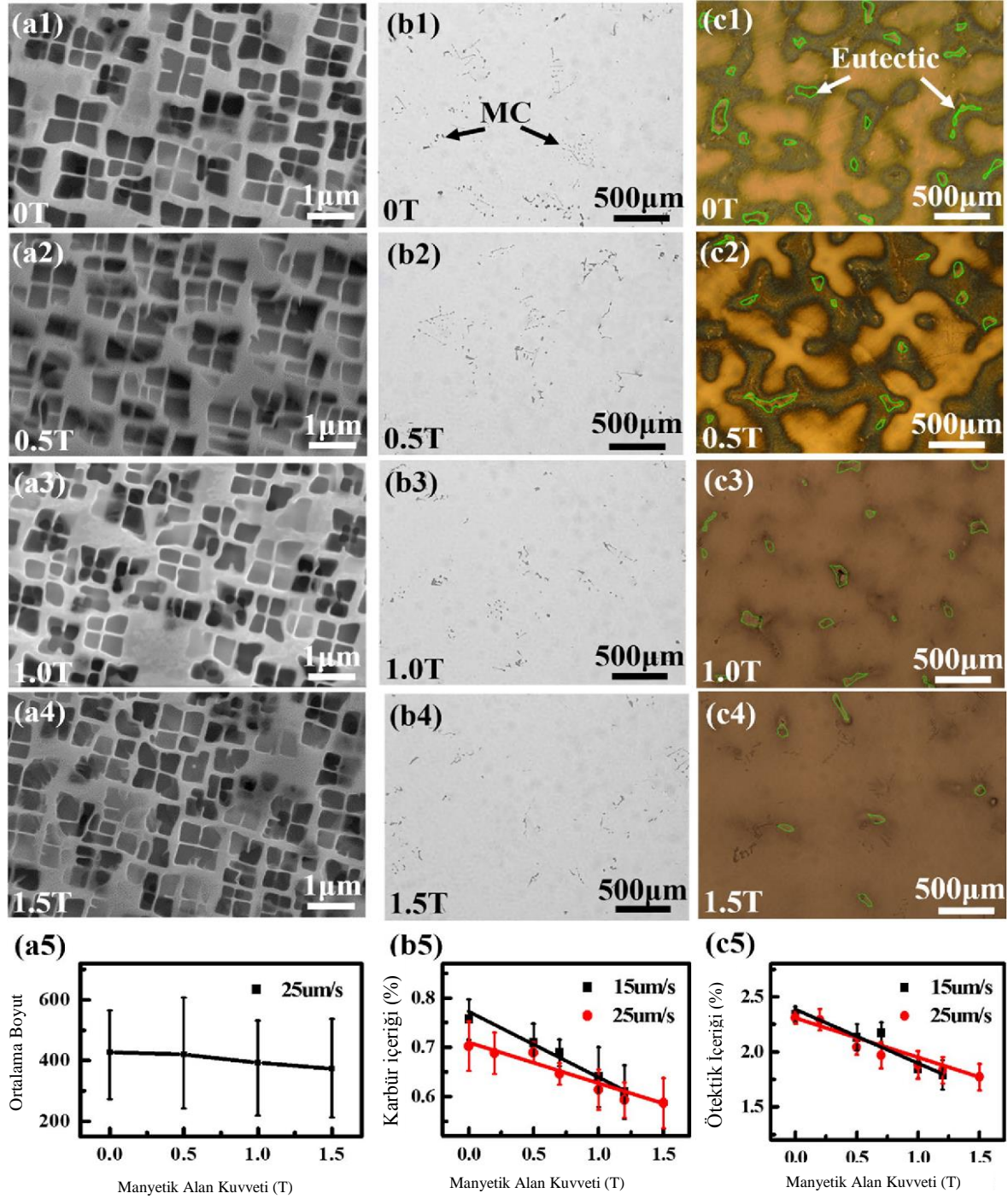
Elementel ilaveler sayesinde süper alaşımlar 6. nesile kadar geliştirildi. Nesil gelişmesi ile alaşım elemanlarının içerikleri katı çözelti güçlendirmesi daha yüksek mukavemet ve sürünme ömrü için yavaş yavaş arttırıldı. Birinci nesil süper alaşımlar Re ve Ru içermiyordu. İkinci ve üçüncü nesilde ağırlıkça %3 ila %5 arası Re kullanıldı. Dördüncü ve beşinci nesil süper alaşımlar %3 ila %6 arası Ru kullanılması ile geliştirildi. Altıncı nesil süper alaşımlarda ise 9 alaşım elementi kullanıldı ve ağırlıkça oran %40 civarına kadar yükseldi.

Ren vd. (2018) farklı çekme hızları ve manyetik alan yoğunlukları ile yönlü katılaştırmış nikel bazlı süper alaşımın sürünme ömrünü incelemişlerdir. Sürünme testi 180 MPa ve 250 MPa çekme gerilmelerinde ve 980°C'de yapılmıştır. Şekil 2.4(a,b,c) 25, 20 ve 15 $\mu\text{m/s}$ çekme hızlarında yönlü olarak katılaştıran alaşım için 180 MPa/980 °C'de sürünme gerilmelerinin zamanda değişimini gösterir. Yönlü katılma sırasında manyetik alanın uygulanmasının kopma ömrünü büyük ölçüde arttırdığı gözlemlenmektedir. Şekil 2.4 (d) kopma süresi ile manyetik alan yoğunluğu arasındaki ilişkiyi gösterir. Uzama, şekil 2.4(e) de gösterildiği gibi manyetik alanın uygulanmasıyla da artar. Statik-manyetik alan destekli katılma, süper alaşımın sürünme ömrünü önemli ölçüde artırır (Ren vd., 2018).



Şekil 2.4. 180 MPa / 980 ° C'de tek kristal nikel bazlı süper alaşımın sürünme davranışları; a~c) farklı çekme hızlarında sürünme gerilimi değişimleri d) kopma süresi e) uzama

Çökeltme fazlarının değişimi kompozisyon dağılımı ile yakından ilgilidir. Mevcut süper alaşımın fazları γ' fazı, mc karbür ve γ / γ' ötektiktir. Manyetik alan γ' boyutunu, karbürlerin içeriğini ve γ/γ' ötektik fazları azaltır. Örneğin, 25 $\mu\text{m/s}$ çekme hızında hazırlanan süper alaşımda, 1.5 T manyetik alan altında γ' boyutunu %12,7, karbürlerin içeriği ve γ/γ' ötektik fazları sırasıyla %16,4 ve %23,4 oranında azaltır (Şekil 2.5). Ayrıca, çökelti fazlarının değişim oranı artan manyetik alan yoğunluğu ile artar (Ren vd., 2018).



Şekil 2.5. 25 $\mu\text{m/s}$ 'de hazırlanan süper alaşımda çökelti fazları; a1~a5) dendrit çekirdeğinde γ' fazları b1~b5) karbürler c1~c5) γ/γ' ötektik fazlar

Çalışma manyetik alan destekli yönlü katılaşmanın nikel bazlı bir süper alaşımın sürünme ömrünü büyük ölçüde geliştirdiğini ortaya koymaktadır. Manyetik alan destekli yönlü katılaşma, çözeltinin homojenlik derecesini artırır ve γ' boyutunu, karbür ve ötektik fazların içeriğini azaltır ve bu da sürünme özelliklerinin iyileştirilmesi için yararlıdır (Ren vd., 2018).

3. TEORİK BİLGİ

3.1. Süper Alaşım

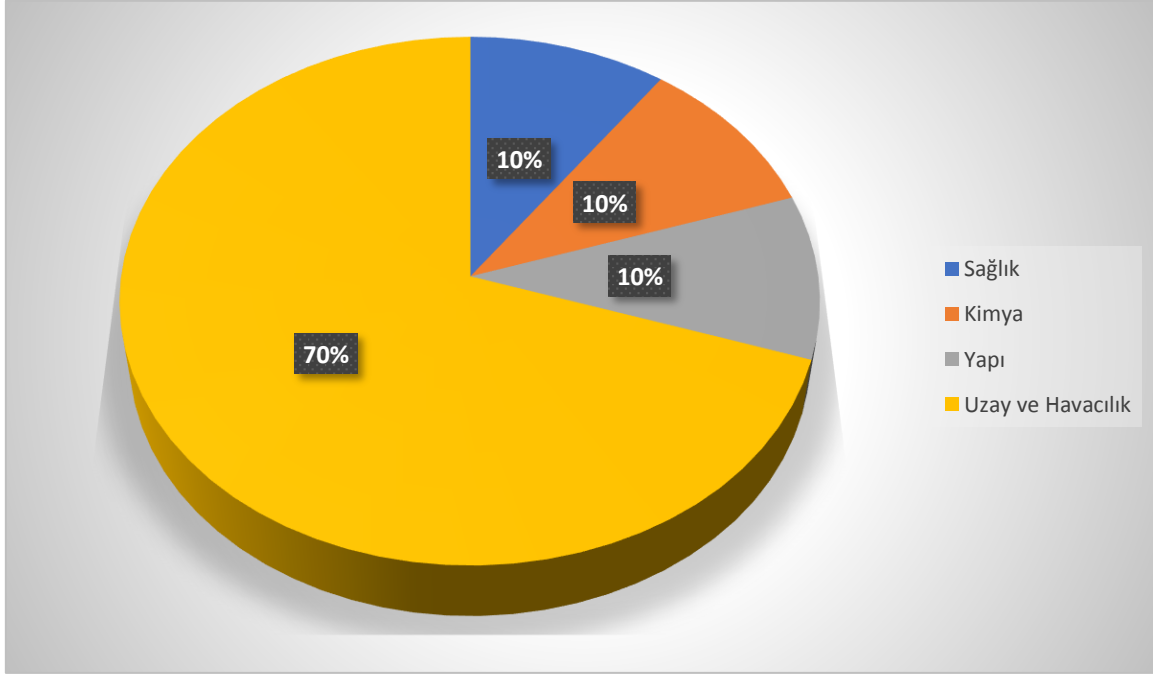
Yüksek sıcaklık ortamlarında kullanılacak alaşımların, buldukları ortamın olumsuz etkilerine karşı dirençli olması, yeterli mukavemete sahip olması ve bunların yanı sıra yüksek sıcaklıklarda metalurjik veya yapısal değişimlere karşı koyabilmeleri gereklidir. (Çay ve Ozan, 2005). Mevcut malzemeler kullanıldıkları yerde yetersiz gelmeye başladıkları için yeni malzemelerin üretimlerine ihtiyaç duyulmuştur. Günümüz teknolojisindeki gelişmeler ekonomik yönden elverişli, teknik açıdan uygun özel malzemelerin elde edilmesi için yüksek mekanik özelliğe sahip, yüksek sıcaklıkta aşınma ve korozyona dayanıklı süper alaşımların üretimine yol açmıştır. (Karabulut, 2006).

Süper alaşımlar; ana malzemeler olarak demir, nikel ya da kobaltın kullanıldığı yanında yüksek miktarlarda krom, az miktarda ise yüksek sıcaklıklarda ergiyen molibden, tungsten, alüminyum, titanyum, tantal, hafniyum, renyum ve rutenyum içerebilen alaşımlardır. Süper alaşım, ergime noktasının %25 kadar altında başarılı bir şekilde çalışabilen ve yeterli mekanik gücü koruyabilen bir malzeme olarak da tanımlanabilir (Shas ve Dhul, 1984).

Genelde B grubu elementlerinden geliştirilmişlerdir. Süper alaşımlar, diğer alaşımlardan farklı olarak yüksek sıcaklıklarda iyi korozyon ve oksitlenme direncine, üstün sürünme ve kopma dayanımına sahip, nikel, nikel-demir veya kobalt esaslı alaşımlardır. Süper alaşımlar yüksek sıcaklık olan ortamlarda diğer tüm alaşımlara kıyasla daha fazla tercih edilirler. Süper alaşımların kullanılmasına neden olan yüksek sıcaklıklardaki direnç, sadece kimyasal kompozisyon ile değil, bunların yanı sıra üretim prosesine bağlı olarak mikro yapılarına, elde edilen ikincil fazlara ve mikro yapısındaki hatasızlığa bağlıdır.

Süper alaşım malzemelerin kıyaslandığı diğer malzemelere kıyasla en önemli farkları; yüksek özgül mukavemet, yüksek spesifik elastik modülü, yüksek aşınma direnci ve bu özelliklerin yüksek sıcaklıklarda korunuyor olmasıdır. (Karabulut, 2006). Bu avantajlarından dolayı süper alaşımlar kriyojenik uygulamalarda da kullanılabilir.

1950’lerde bir uçağın motorunun sadece %10’u süper alaşımlardan oluşurken bu oran günümüzde yaklaşık %50 civarına yükselmiştir. Süper alaşımlar çağımızda iyi malzemelere olan ihtiyaç ve teknolojinin ilerlemesi sayesinde 80’den fazla çeşittedirler. Süper alaşımların kullanım alanları Şekil 3.1’de gösterilmiştir.



Şekil 3.1. Süper alaşımların kullanım alanları (Ezugwu, 2003)

Günümüzde yaygın olarak kullanılan süper alaşımlar; demir, krom ve nikel içeren süper alaşımlar, kompleks demir-nikel-krom kobalt kompozisyonları, karbürlerle güçlendirilmiş kobalt esaslı alaşımlar, katı çözeltiler olarak mukavemetlendirilmiş nikel esaslı alaşımlar ve çökelme dağılma sertleştirilmesi uygulanmış nikel esaslı alaşımlardır. Çoğunlukla demir esaslı alaşımların, kompleks demir-nikel-krom-kobalt alaşımların ve nikel esaslı katı çözeltiler olarak mukavemetlendirilmiş alaşımların dirençleri 650°C üzerindeki sıcaklıklarda, kobalt esaslı ve nikel esaslı alaşımların mukavemetlerinden daha düşüktür. Ergime noktalarına dayalı olarak, kobalt esaslı alaşımların 1100 °C’den yüksek sıcaklıklardaki mukavemeti, nikel içeren alaşımlarla kıyaslandığında daha yüksektir. Kobalt esaslı döküm alaşımlar, YMK kristal yapıya sahiptir ve matrisleri içerisinde karbürler oluşur (Loria, 1992).

Genellikle süper alaşımlara ilave edilen Ti, Hf, Ru, Re, Al, Mo gibi katkı elementleri alaşımın mekanik özelliklerine etki etmektedir. Çizelge 3.1’de elementlerin süper alaşım üzerindeki etkileri gösterilmektedir. Bu elementler alaşımda;

- Mukavemeti artırır.
- Sertliği artırır.
- Sertleşmeyi kolaylaştırır.
- Korozyon direncini artırır.
- 650°C’den yüksek sıcaklarda dayanım sağlar.
- Elektriksel yalıtkanlığını artırır.
- Kristal yapısını inceltir. (Erdoğan vd., 2005)

Çizelge 3.1. Elementlerin süper alaşımlar üzerindeki etkileri (Bradley, 1989)

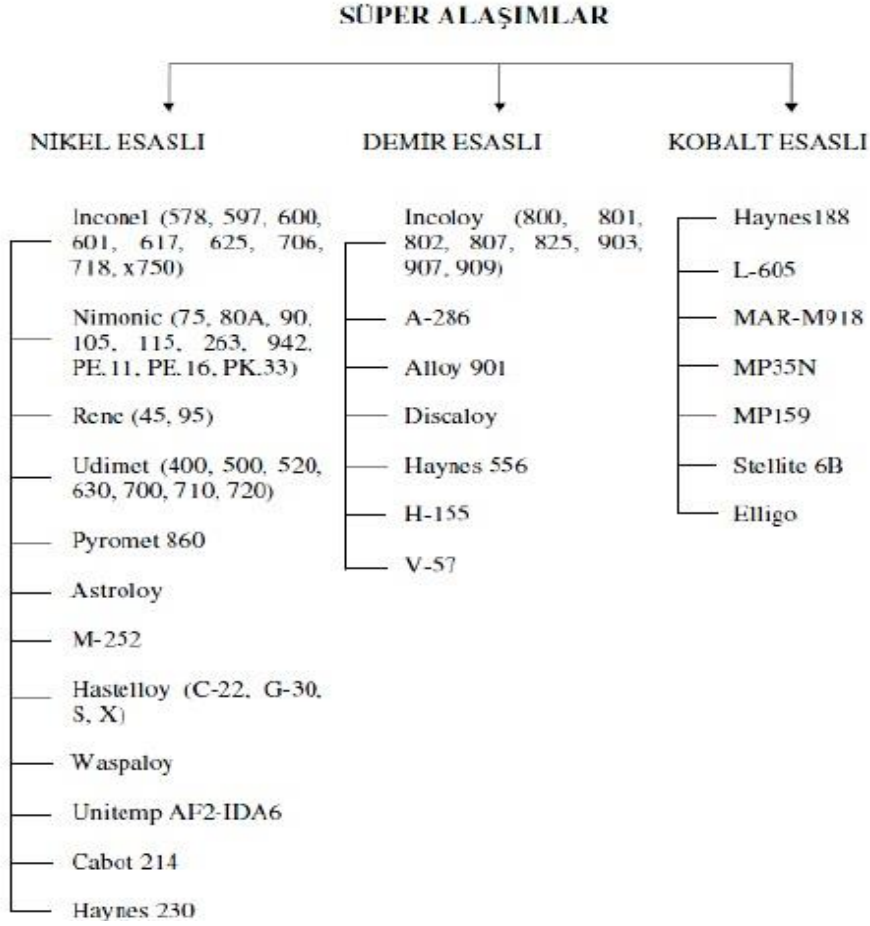
Element Etkileri	Fe Esaslı	Co esaslı	Ni esaslı
Katı eriyik mukavemetlendiriciler	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Mo, Fe, W, Ta
Karbür Şekilleri; MC tipi	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M ₇ C ₃ tipi	--	Cr	Cr
M ₂₃ C ₆ tipi	Cr	Cr	Cr, Mo, W
M ₆ C tipi	Mo	Mo, W	Mo, W
Karbonitrürler; M(CN) tipi	C, N	C, N	C, N
Karbürlerin genel çökelticileri	P	--	--
γ' Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ni, Ti	--	Al, Ti
Hegzagonal η (Ni ₃ Ti) dönüşüm geciktiriciler	Al, Zr	--	--
γ' nin çözücü sıcaklığını yükselticiler	--	--	Co
γ' nin çözücü sıcaklığını düşürücüler	--	--	Cr
Sertleşme çökelticiler veya intermetalikler	Al, Ti, Nb	Al, Mo, W, Ta	Al, Ti, Nb
Oksidasyon direnci	Cr	Al, Cr, Ta	Al, Cr, Ta
Sıcak korozyon direnci geliştiriciler	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Sülfidasyon direnci	Cr	Cr	Cr
Tane sınırı morfolojisi değişkenleri tarafından özelliklerini artırıcılar	B	B, Zr	B, Zr
Ara sıcaklık sünekliğini geliştiriciler	--	--	Hf
Tane sınırı segregasyonuna neden olucular	--	--	B, C, Zr
Yüzey matrisli kübik stabilize ediciler	C, Ni, Co	Ni	Co

Süper alaşımların genel kullanım alanları;

- Uçak gaz türbinleri: diskler, cıvatalar, şaftlar, yanma odaları, pervane kanatçıkları
- Gaz türbini santralleri; Cıvatalar, pervane kanatçıkları, gaz ısıtıcılarının bacaları
- Motorlar; turbo yükleyiciler, eksoz valfleri, ısıtma elemanları
- Metal işçiliği; Sıcak işleme kalıpları ve takımlar, döküm kalıplar
- Tıbbi uygulamalar; dişçilik, protez ekipmanları
- Isıl işlem ekipmanları; konveyör bantları
- Uzay araçları; Zırhlar, motor parçaları
- Nükleer santraller; Yaylar, valfler
- Kirlilik kontrol ekipmanları: temizleyiciler
- Kömür gazlaştırma ve sıvılaştırma sistemleri; borular, yeniden ısıtıcılar
- Kimya ve petro-kimya endüstrisi; cıvatalar, fanlar, borular, pompalar, vanalar

Süper alaşımlar genelde bir östenitik ana matris ve geniş bir ikincil faz yapısına sahiptir. MC, M23C6, M7C3 metal karbürleri ve γ' (gama prime) intermetalik fazı bilinen ikincil fazlardır. Niyobyum veya Niyobyum/Tantal içeren alaşımlarda hacim merkezli γ'' (gama double prime) fazı görülmektedir. Anlatılan fazların yerine istenmeyen fazlar da oluşabilir. Bu fazlar kompozisyondaki değişimler, proses ve alaşımın yüksek sıcaklığa maruz kalmasıyla meydana gelebilirler. Bu grubu oluşturan fazlara ortorombik δ (delta fazı), σ (sigma fazı), laves fazları, sıkı paket hegzagonal η (eta fazını) sayabiliriz (Özdoğru, 2002). Süper alaşımlar yapılarında baskın olarak kullanılan elemente göre isimlendirilirler (Çizelge 3.2). 3 gruba ayrılırlar;

Çizelge 3.2. Süper alaşımların sınıflandırılması (Choudhury ve El-Baradie, 1998)



3.2. Nikel Bazlı Süper Alaşımlar

Nikel 1751 yılında İsveçli kimyager Axel Fredrik Cronstedt tarafından nikolit minerali olarak keşfedildi ancak daha eski zamanlarda da kullanıldığı belgelenmiştir. Milattan önce 1500 yıllarından kalan Çinli belgelerde nikelin beyaz bakır alaşımı içinde kullanıldığı bahsi geçmektedir. Günümüzde kullanılan nikel elementlerinin çoğu pentlandit mineralinden elde edilmektedir. Dünyadaki nikel cevherlerinin en büyük kaynağı Kanada'da Sudbury bölgesinde bulunmaktadır. Bu kaynağın bir meteor etkisiyle oluştuğu düşünülmektedir (Bell, 2018; Anonim, 2000).

1889 senesinde James Riley nikelin geleneksel çelikler üzerindeki etkisiyle ilgili bir sunum yapmıştır. Böylece dünyada nikel farkındalığı artmaya başlamıştır. 20. Yüzyılın başlarında Güney Afrika ve Rusya'da büyük nikel yatakları keşfedilmiştir. Ardından

dünyada nikel üretimi hızla artmıştır (Bell, 2018; Anonim, 2000). Nikel elementinin genel özellikleri Çizelge 3.3'te gösterilmiştir.

Çizelge 3.3. Nikel elementinin özellikleri (Kahraman, 2008)

Yoğunluk	g/cm ³	8,88
Ergime Sıcaklığı	°C	1453
Elastisite Modülü	N/mm ²	210000
Genleşme Katsayısı	10 ⁻⁶ /K	13

Nikel bazlı süper alaşımlar genelde on veya daha fazla alaşım elementi içerir ve bu nedenle mevcut mühendislik malzemeleri arasında en karmaşık alaşım sistemlerinden biri olarak kabul edilebilir. Çok fazla sayıda element içermesine rağmen bazı kuralları vardır. Süper alaşımların çoğunda, konsantrasyon olarak %10-20 krom, %8 alüminyum ve titanyum ve %5-10 kobalt içerir. Küçük miktarlarda bor, zirkonyum ve karbon da sıklıkla görülür. Büyük miktarda alaşım ilavesi farklı süper alaşım sınıflarına veya kuşaklara yol açmıştır. İlk tek kristal Ni-bazlı süper alaşımlar ilk nesil olarak kabul edilir ve %10 krom içerir. Daha sonraki nesillerde, Cr'nin ağırlık %'si azalır ve Cr yerine renyum ve rutenyum ilave edilir (Zhu, 2014).

Nikel bazlı süper alaşımlar yapılarında yüksek oranda nikel içerirler. Bundan dolayı kararlı bir mikro yapıya sahiptirler. Ayrıca yüksek oranda krom içeriği de malzemenin korozyon direncini ve sertliğini artırır. Bu tip süper alaşımların mekanik olarak zor şartlarda çalışabilmelerinin nedenleri korozyon dirençlerinin iyi olması, ısıl şoklara dayanmaları, sürünme ve erozyon dirençlerinin iyi olmasıdır (Kahraman, 2008; Gökmen, 2014). Ni bazlı süper alaşımların böyle mükemmel yüksek sıcaklık özelliklerine sahip olmasının bir nedeni, alaşım ilavelerine karşı yüksek toleranslarıdır. Bu tolerans, döküm işlemi sırasında ve sonrasında oluşan zararlı fazların miktarını azaltır (Yablinsky, 2010).

Ni bazlı süper alaşımlar, son 60 yılda basit bir Ni-Cr matrisinden mevcut çok elementli ve faz sistemlerine kadar, tamamen östenitik yüzey merkezli kübik bir yapıya sahip olarak geliştirilmiştir. Gaz türbin motorlarında çokça kullanılır. Günümüzde modern bir uçağın motor ağırlığının yaklaşık %50'si süper alaşımdır. Dövme ve döküm türbin kanatları, toz metalürjisi ile üretilen türbin diskleri bunlara örnektir (Kitaguchi, 2012).

Ni bazlı süper alaşımlarda γ fazı oluşması için Co, Cr, Mo, W, Fe gibi V, VI, VII. grup ve γ' fazı oluşması için Al, Ti, Nb, Ta, Hf içeren III, IV ve V. grup ilave elementler kullanılmaktadırlar. Karbür oluşması için ise Cr, Mo, W, Nb, Ta, Ti alaşıma ilave edilmektedir (Kahraman, 2008).

Bazı nikel bazlı süper alaşım örnekleri aşağıda sıralanmıştır;

Inconel 600(76Ni-15Cr-8Fe): Kimya endüstrisinde ısıtıcılarda, buharlaştırma tüplerinde, kondansatörlerde, gaz türbinlerinde, fırın parçalarında ve ısıl işlem ekipmanlarında kullanılır.

601 Alaşımı: Düşük nikel içeriğinin (%61) yanı sıra alüminyum ve silikon ilave edilmesinden dolayı ortaya çıkan geliştirilmiş oksitlenme ve nitrülenme direncine sahiptir. Kirlilik kontrol ünitelerinde, havacılıkta ve güç santrallerinde kullanılır.

Alaşım X750: Yaşlandırma sertleşmesi için alüminyum ve titanyum ilave edilmiştir. Gaz türbinlerinde, roket motorlarında, nükleer reaktörlerde, basınçlı kaplarda ve uçak yapılarında kullanılır.

718 Alaşımı (55Ni-21Cr-5Nb-3Mo): Kaynak sırasında çatlama problemlerinin üstesinden gelmek için niyobyum ilavesi yapılmıştır Uçak gaz türbini motorlarında ve kriyojenik tanklarda kullanılır.

Alaşım X (48Ni-22Cr-18Fe-9Mo+W): Havacılık uygulamaları için yüksek sıcaklıkta yassı haddelenmiş ürün olarak kullanılır.

Waspaloy (60Ni-19Cr-4Mo-3Ti-1.3Al): Jet motoru uygulamaları için tescilli bir alaşımdır.

ATI 718Plus Alaşımı: Standart 718 alaşımının çalışma sıcaklığını 55°C kadar aşan düşük maliyetli bir alaşımdır. Motor üreticilerinin yakıt verimliliğini artırmasına olanak sağlamıştır.

Rene'N6(4Cr-12Co-1Mo-W6-Ta7-Al5.8-Hf0.2Re5-BalNi): Jet motorlarında kullanılan 3. Nesil tek kristal alaşımdır.

TMS 162(3Cr-6Co-4Mo-6W-6Ta-6Al-5Re-6Ru-Ni): Türbin kanatları için kullanılan 5. Nesil tek kristal alaşımdır. Bazı Ni bazlı süper alaşımların kompozisyonları Çizelge 3.4'te gösterilmiştir.

Çizelge 3.4. Bazı Ni bazlı süper alaşımların kompozisyonları (Montakhabrazgh, 2018)

Alaşım elementi	Cr	Co	Mo	W	Ta	Al	Ti	Hf	Re	Ru	Nb	Zr	C	B
Alaşım	Çok Kristalli Alaşımlar													
IN-713LC	12	-	4,3	-	-	5,8	0,7	-	-	-	2	0,06	0,06	0,07
Mar M200	9	10	-	12,5	-	5	2	-	-	-	1,8	0,05	0,15	0,015
Mar M246	9	10	2,5	10	1,5	5,5	1,5	-	-	-	-	0,05	0,15	0,015
Birinci Nesil Tek Kristal Alaşımlar														
PWA 1480	10	5	0	4	12	5	1,5	0	-	-	-	-	-	-
SRR99	8	5	0	10	3	5,5	2,2	0	-	-	-	-	-	-
AM1	8	6	2	6	9	5,2	1,2	0	-	-	-	-	-	-
AM3	8	6	2	5	4	6	2	0	-	-	-	-	-	-
CMSX2	8	5	0,6	8	6	5,6	1	0	-	-	-	-	-	-
CMSX3	8	5	0,6	8	6	5,6	1	0,1	-	-	-	-	-	-
CMSX6	10	5	3	0	2	4,8	4,7	0,1	-	-	-	-	-	-
AF56	12	8	2	4	5	3,4	4,2	0	-	-	-	-	-	-
İkinci Nesil Tek Kristal Alaşımlar														
CMSX4	6,5	9	0,6	6	6,5	5,6	1	0,1	3	-	-	-	-	-
PWA1484	5	10	2	6	9	5,6	-	0,1	3	-	-	-	-	-
SC180	5	10	2	5	9	5,2	1	0,1	3	-	-	-	-	-
MC2	8	5	2	8	6	5	1,5	0	0	-	-	-	-	-
Rene N5	7	8	2	5	7	6,2	-	0,2	3	-	-	-	-	-
Üçüncü Nesil Tek Kristal Alaşımlar														
CMSX10	2	3	0,4	5	8	5,7	0,2	0,03	6	-	-	-	-	-
Rene N6	4,2	12,5	1,4	6	7,2	5,75	-	0,15	5,4	-	0,1	-	-	-
TMS-75	3	12	2	6	6	6	-	0,1	5	-	-	-	-	-
TMS-1113	2,89	11,93	1,99	5,96	5,96	6,56	-	0,1	5,96	-	-	-	-	-
Dördüncü Nesil Tek Kristal Alaşımlar														
PWA1497	2	16,5	2	6	8,3	5,6	-	0,15	6	3	-	-	-	-
MC-NG	4	-	1	5	5	6	0,5	0,1	4	4	-	-	-	-
TMS-138	3,2	5,8	2,9	5,9	5,6	5,8	-	0,1	5	2	-	-	-	-
EPM-102	2	16,5	2	6	8,25	5,55	-	0,15	5,95	3	-	-	-	-
TMS-138A	3,2	5,8	2,9	5,6	5,6	5,7	-	0,1	3,8	3,6	-	-	-	-
Beşinci Nesil Tek Kristal Alaşımlar														
TMS-162	3	5,8	3,9	5,8	5,6	5,8	-	0,1	4,9	6	-	-	-	-
TMS-163	3	5,6	2,8	5,6	5,6	5,6	-	0,1	6,9	5	-	-	-	-
TMS-196	4,6	5,6	2,4	5	5,6	5,6	-	0,1	6,4	5	-	-	-	-

3.2.1. Alaşım elementleri

Süper alaşımlara katkı olarak eklenen elementler ve bunların Ni bazlı süper alaşımlara etkileri aşağıda belirtilmektedir.

3.2.1.1. Kobalt

Genelde Ni bazlı süper alaşımlarda %2 ila %15 arası kobalt bulunur (Sims ve Hagel, 1972). Malzemenin mikro yapısını stabilize eder, γ' solvus sıcaklığını azaltır (Erickson, 1994). Kobalt ayrıca düşük seviyede katı çözeltilerin mukavemetlenmesini sağlar (Sims vd., 1987).

3.2.1.2. Karbon

Karbon düşük miktarda nikel bazlı süper alaşımlarda kullanılabilir. Rene N4 ile ilgili yapılan bir çalışmada, süper alaşıma %0,05 civarında karbon eklenerek yüksek sıcaklıklarda kopma mukavemetini arttırdığını göstermiştir (Ross vd., 1996). Karbon ilavelerinin mikro yapısal stabiliteyi geliştirdiği gösterilmiştir (Tin vd., 2003).

3.2.1.3. Rutenyum

Rutenyum nikel bazlı süper alaşımlara en fazla %9 oranında eklenir. Rutenyum mikro yapıyı stabilize eder ve malzemeye katı eriyik oluşturarak mukavemet artışı sağlar (Fenq vd., 2003).

3.2.1.4. Renyum

Süper alaşımın sürünme mukavemetini ve sıcaklık dayanımı artırır. Katı eriyik oluşturarak mukavemet artışı sağlar. Bir alaşımda kullanılan Re miktarı, sırasıyla %0 Re, %3 Re veya %6 Re içeren birinci, ikinci veya üçüncü nesil bir alaşım olarak sınıflandırılır. Ni-14 bazlı bir süper alaşımın yoğunluğunu ve likidüs sıcaklığını artırması beklenir. Renyum ilavesi, malzeme katılaştırırken konvektif dengesizliklere yol açabilir. Re ilavelerinin sağladığı yüksek sıcaklık dayanımı, mikro yapısal stabiliteyi azaltma kaygısı ile dengelenmelidir. Cr ve Ti konsantrasyonları (sıcak korozyon direncini artıran ilaveler) içeren refrakter elementler, Re ilavelerini telafi etmek için kısa süre önce alaşımlarda azaltılmıştır (Tien vd., 1989).

3.2.1.5. Krom

Krom konsantrasyonları, endüstriyel gaz türbini uygulamaları için tipik olarak ağırlıkça %10-20 arasındadır. Krom ilaveleri, koruyucu bir Cr_2O_3 oksit tabakası oluşması nedeniyle sıcak korozyonu ve oksidasyon direncini arttırır (Sims ve Hagel, 1972). Cr_2O_3 difüzyonu engeller ve dökme alaşımına çevresel reaksiyonu etkin şekilde durdurur. Cr zararlı faz oluşumunu destekleyebilir (Kearsey vd., 2004). Yapıdaki kararlılığı arttırmak için, yeni nesil alaşımlar Cr oranlarını azaltmışlardır. Yüksek nesil havacılık alaşımlarındaki düşük Cr konsantrasyonları, yoğun miktarda sıcak korozyon direnci gerektiren endüstriyel gaz türbin (IGT) bileşenleri için sıcak korozyon oluşumuyla sonuçlanabilir (Sims ve Hagel, 1972).

3.2.1.6. Alüminyum

Alüminyum birçok Ni alaşımında %3 ila %6 oranlarında kullanılır. Alüminyum malzemenin dökülebilirliğini geliştirir. Al yüksek sıcaklıklarda oksitlenme direncini arttıran bir Al_2O_3 yapısının oluşumuna etki eder (Sims vd., 1987).

3.2.1.7. Titanyum

Titanyumun nikel bazlı süper alaşımlardaki oranı maksimum %5 seviyesindedir. Titanyum ilavesi γ' fazını güçlendirir. Genelde oksitlenme direncini azaltır. Malzemenin sıcak korozyon direncini yükseltir (Davis, 1997).

Al/Ti oranı: Alaşımdaki alüminyum titanyum oranı, elementlerin alaşımdaki oksidasyon ve korozyon direnci üzerindeki etkisini ispatlamak için kullanılır. Ross ve O'Hara, Rene N4'teki bu oranın oksidasyon ve sıcak korozyon direnci üzerinde etkisi olduğunu belirtmiştir. Rene N4 üzerine yapılan çalışma Al / Ti oranlarının düşürülmesinin, sıcak korozyon direncini arttırdığını ancak oksidasyon direncini azalttığını göstermiştir (Ross., vd 1996).

3.2.1.8. Tantal

Tantalın Ni bazlı süper alaşımlardaki oranı %4 ila 12 arasında değişmektedir. (Sims ve Hagel, 1972). Tantal katı çözelti mukavemetlendirici olarak görev alır (Sims vd., 1987). Tantalın süper alaşımın dökülebilirliğini kolaylaştırdığı belirtilmiştir (Pollock, 1995).

3.2.1.9. Tungsten

Tungstenin Ni bazlı süper alaşımdaki oranı %5 ila 8 arasında değişmektedir. Renyum ile katı çözeltiyi kuvvetlendirir (Cox vd., 2003). Alaşımda tungstenin ergime noktasını yükselttiği yapıdaki kararlılığı azalttığı ve sıcak korozyon direncini yükselttiği bilinmektedir. Ayrıca Tungsten dökülebilirliği azaltır (Sims vd., 1987).

Ta / W Oranı:

Artan Ta / W oranlarının, katılaşma esnasındaki konvektif kararsızlıklardan ortaya çıkan döküm kusurlarının görülme olasılığını düşürdüğü bilinmektedir (Saunders vd., 2004).

3.2.1.10. Molibden

Maksimum %3 civarındaki molibden ilavesi γ' matrisinin katı çözelti mukavemetini artırmak için kullanılır. Molibden mikro yapıdaki kararlılığı düşürebilir (Fuchs, 2001).

3.2.1.11. Hafniyum

Maksimum %0,2 oranındaki hafniyum ilavesi metal substratın oksit yüzeyle birleşmesini artırmak için kullanılır. Düşük oranlardaki hafniyum ilavesi alaşımın oksitlenme ömrünü artırır (Erickson, 1996).

3.2.2. Süper alaşımları mukavemetlendirme işlemleri

1. γ fazı ile katı çözeltiliyi mukavemetlendirme
2. γ' ve γ'' fazlarının hacim oranlarının artırılması
3. γ' fazı ile katı çözeltiliyi mukavemetlendirme
4. Yapıda az miktarda σ ve η fazlarını oluşturma
5. γ' fazıyla tane sınırı ve karbür oluşumlarını değiştirerek mukavemetlendirme
6. Tane büyüklüğü oranı için bileşen kalınlığının kontrolü (Çay ve Ozan, 2005).

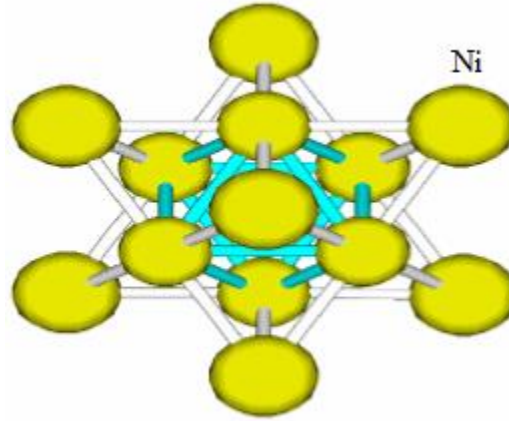
Katı Çözelti Mukavemetlendirme: Malzemenin matrisindeki dislokasyonlarda çözünen etkileşimlerden kaynaklanır. Bu çözünen maddeler, atomik çap farklılıkları, elastik etkileşimler, elektriksel etkileşimi sağlayarak malzemeyi güçlendirir.

Oluşan etkileşimler ve kısa süreli / uzun vadeli sıralı etkileşimler. Katı çözelti kuvvetlendiricileri Re, W, Mo, Cr, Co, Ti ve Al'dir (Sims vd., 1987).

Çökeltme Sertleşmesi: Malzemede yapının değişip mukavemetin artırıldığı bir işlemdir. Çökeltme sertleştirilmesi tanım olarak, malzeme içinde daha az miktarda bulunan ikinci fazın tanecikler halinde ana faz içerisinde çökeltilmesinin sağlanması ve bu sayede malzemede mukavemet artışının elde edilmesidir. Bu yöntem en çok kullanılan mukavemet artırma işlemlerinden biridir. Genelde demir dışı metal alaşımlarında (Al, Ti, Mg) kullanım alanına sahiptir (Kayalı, 1991). Eriyiğin çökeltmesi sonucu oluşan fazlar malzemede dislokasyon hareketlerini engeller böylece mukavemet artar (Novikov, 2012).

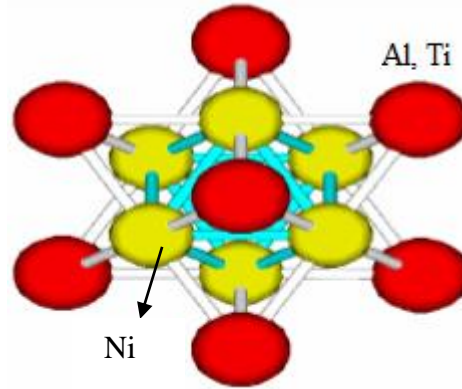
3.2.3. Nikel bazlı alaşımlarda görülen fazlar ve mikro yapılar

1. Gama matris (γ): Nikel esaslı sürekli östenitin bir matrisi olan γ fazı, krom, molibden tungsten, kobalt, demir, titanyum ve alüminyum gibi katı eriyik elementleri ilaveleriyle mukavemetlendirilir (Erdoğan, 2001). Nikel bazlı alaşımların ana matris fazı olup YMK yapıya sahiptir (Şekil 3.2). Genellikle fazla miktarlarda katı çözelti elementleri içerir. Saf nikelin elastik modülü yüksektir. Ayrıca nikel düşük difüzyon özelliği gösterir. Sürünme direncinin yüksek olması istenen yerlerde bu iki özellik önemlidir. Gama matris yüksek sıcaklıklarda kolayca mukavemetlendirilir (Davis, 1997).



Şekil 3.2. Yüzey merkezli kübik γ fazının kafes yapısı (Kovan, 2006)

2. Gama prime (γ'): Bir intermetalik bileşik olup A_3B (Ni_3Al) şeklindedir. Ni, Co ve Fe gibi nispeten elektronegatif elementlerden, Al, Ti veya Nb gibi elektropozitif elementlerden oluşmuştur. Küresel şekilde gama matris içinde çökmektedir. YMK yapıya sahiptir (Şekil 3.3). YMK yapısından ötürü ana matris ile koherant durumdadır. Sürünme direncinin ve sıcaklık dayanımının istendiği yerlerde bu faza ihtiyaç vardır (Davis, 1997). Matristeki çökeltme hızı oldukça yüksektir (Zhao, 2002).



Şekil 3.3. Yüzey merkezli kübik γ' fazının kafes yapısı (Kovan, 2006)

3. Gama double prime (γ''): Ni_3Nb formundadır. Nb içeren Nikel ve Nikel-demir esaslı alaşımlarda görülür. Gama matris faz ile koherant içerisindedir. Bu faz $650^\circ C$ 'den düşük sıcaklık ortamlarında yüksek mukavemet sağlarlar. $650^\circ C$ 'den daha yüksek ortamlarda kararlı değildir (Davis, 1997).

4. Eta fazı (η): Ni₃Ti formunda SPH yapıya sahiptir. Hızlı bir büyüme ile gama prime (γ') fazından büyük taneler oluştururlar. Tanelerin ilk çökeltmeleri geç olur. İki şekilde eta (η) formuna rastlanabilir. İlki tane sınırlarında perlit yapısına benzer bir formda, ikincisi tane sınırlarında widmanstaten gibi disk şeklinde görülebilirler.

İlk ortaya çıkan yapı malzemenin özelliklerine zarar verebilir. Ortaya çıkan ikinci yapı sadece kopma mukavemeti ve gerilme mukavemetini düşürür. Süneklığe herhangi bir etkisi gözlemlenmemiştir (Davis, 1997).

5. Karbürler: Karbürler MC, M₂₃C₆, M₇C₃ ve M₆C şeklinde ortaya çıkabilir. Alaşımdaki karbürlerin etkilerini 3 şekilde açıklayabiliriz;

- Tane sınırlarında çökelen karbürler tane sınırı mukavemetini artırır.
- Tane sınırlarında kaymayı engelleyebilirler.
- Matris içerisinde çöken karbürler mukavemet değerlerini artırabilir.
- Karbürler servis esnasında fazları kararsız hale getirecek elementleri bağlarlar. MC karbürleri genelde iri ve kübik olarak görülürler.

Yapıda düzensiz bir şekilde dağılmışlardır. M₂₃C₆ karbürleri ise alaşımın tane sınırlarında bulunurlar. Genellikle düzensiz, süreksiz ve bloksal partiküller halinde görülürler (Davis, 1997).

MC karbürleri YMK yapıdadırlar ve döküm yapıldıktan sonra malzemenin soğuması sırasında meydana gelebilirler. Süper alaşımda genelde dentritler arası heterojen olarak dağılmış şekilde görülürler. A-286 veya Inconel 901 gibi süper alaşımlarda tane sınırındaki MC karbürleri sünekliliği azaltmaktadır. M₂₃C₆ karbürleri ısı işlemler esnasında (760- 980°C) hem MC tipi karbürlerin bozunmasında hem de matris içerisinde kalan serbest karbondan oluşabilmektedir.

M₂₃C₆ karbürleri genelde ikiz bantları boyunca, istif hataları ve ikiz sonlarında ortaya çıkarlar. M₂₃C₆ karbürü karmaşık yapıya sahiptir. Bu yapıda karbon atomları uzaklaşırsa topolojik sıkı paket fazları (TSP) σ 'ya yakın bir kompozisyon ortaya çıkar. Disk şeklinde σ fazı genellikle M₂₃C₆ partikülleri üzerinde çekirdeklenirler. Alaşıma

tungsten ve molibden eklendiği zaman ortaya çıkan kompozisyon $Cr_{21}(Mo,W)_2C_6$ olacaktır. Bu karbürler Ni bazlı süper alaşımlarının özelliklerini etkilerler (Davis, 1997).

6. Borürler: Bazı süper alaşımlarda çok düşük miktarlarda bor bulunabilir. Bu oran 50 ila 500 ppm aralığındadır. Malzemede tane sınırı yırtılmalarına engel olabilirler (Zeytin, 1998).

7. TSP (Topolojik Sıkı Paket) Fazları: Bazı süper alaşımlar üretilirken elementlerin miktarlarına çok dikkat edilmediğinde istenmeyen fazlar da oluşabilir. Bu fazların oluşumu genellikle ısı işlem esnasında meydana gelebilir. Malzemenin özelliklerine zarar verebilirler. Nikel alaşımları özellikle σ ve μ fazı oluşturmaya eğilimlidirler. σ için genel formül $(Fe,Mo)_x(Ni,Co)_y$ μ için $(Fe,Co)_7(Mo,W)_6$ dır. μ fazının etkileri σ kadar bilinmemektedir (Sims ve Hagel, 1972). Çizelge 3.5'te bu fazlar ve etkileri gösterilmiştir.

Çizelge 3.5. Süper alaşımlarda bulunan başlıca bileşenler (Bradley, 1989)

Faz	Kristal yapı	Formül	Açıklamalar
γ'	KYM	Ni_3Al $Ni_3(Al, Ti)$	Birçok nikel ve nikel-demir esaslı süperalaşım içinde belli başlı mukavemetlendirme fazıdır, östenit matris içindeki kristal kafesleri küçüktür.
η	HSP	Ni_3Ti	Demir-, kobalt-, ve nikel-esaslı süperalaşımlarda yüksek titanyum / alüminyum oranlarına uzun süre maruz kalmasından sonra bulunur.
γ''	BCT	Ni_3Nb	Inconel 718 içinde ana mukavemetlendirme fazıdır; kararlı bir fazdır.
$Ni_3Nb(\delta)$	Ortorombik	Ni_3Nb	Inconel 718 içinde gözlemlenir; 815 ve 980 °C arasında şekillendiğinde iğnemi bir görünüme sahiptir; yüksek yaşlanma sıcaklıklarında intragranular çöktürücüler tarafından ve düşük yaşlanma sıcaklıklarında gözeneği reaksiyonlar tarafından şekillenir
MC	Kübik	TiC, NbC, HfC	Titanyum karbür nitrojen, zirkonyum ve molibden için çözülebilirliğe sahiptir; bileşimi farklıdır; küresel olarak görülür, "M" elementleri Ti, Ta, Hf, Nb, Th ve Zr olabilir.
$M_{23}C_6$	KYM	$Cr_{23}C_6$ $(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$	Çökeltme şekli önemli olup; film, küresel, levha, lamelli ve hücreli olarak çökebilir; genellikle tane sınırlarında şekillenir; "M" elementi genellikle Cr, ancak Ni-Co, Fe, Mo ve Tu de yerine geçebilir.
M_6C	KYM	$Fe_3Mo_3C, Fe_3W_3C, Fe_4W_2C,$ $Fe_3Nb_3C, Fe_3Nb_3C,$ Ta_3Co_3C	Gelişigüzel dağılan karbürlerdir; pembemsi görünebilir; "M" elementi genellikle Mo, Tu dir.
M_7C_3	Hegzagonal	Cr_7C_3	1000°C sıcaklığın üstünde bir sıcaklığa maruz kaldıktan sonra Nimonic 80A gibi alaşımlarda ve bazı kobalt esaslı alaşımlarda görülür.
M_3M_2	Tetragonal	$Ta_3B_2, V_3B_2,$ $Nb_3B_2, (Mo, Ti, Cr, Ni, Fe)$ $_3B_2, Mo_2FeB_3$	Yaklaşık %0.03 veya daha fazla B'lu, Fe-Ni, ve nikel esaslı alaşımlarda gözlemlenir; boridler karbürlerle benzer; "M" elementleri Mo, Ta, Nb, Ni, Fe ve V olabilir.
MN	Kübik	TiN, (Ti, Nb, Zr)N, (Ti, Nb, Zr)(C, N), ZrN, NbN	Nitridler, Ti, Nb ve Zr içeren alaşımlarda görülür; bunlar ergime sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda erimezler. Dikdörtgen şekilli alana sahipler ve sarı renkten turuncuya kadar çeşitli renkleri mevcuttur.
μ	Rombohedral	$Co_7W_6,$ $(Fe, Co)_7(Mo, W)_6$	Genellikle yüksek oranda Mo den ve Tungsten içeren alaşımlarda görülür; kaba, düzensiz Widmanstent plakalar şeklindedir ve yüksek sıcaklıklarda şekillenirler.
Laves	Hegzagonal	$Fe_2Nb, Fe_2Ti, Fe_2Mo,$ Co_2Ta, Co_2Ti	Fe ve Co esaslı süperalaşımlar içinde çok yaygındır; genellikle şekillenen düzensiz küreler olarak görülüp ve yüksek sıcaklıklarda plakalar halindedir.
σ	Tetragonal	$FeCr, FeCrMo,$ $CrFeMoNi, CrCo, CrNiMo$	En çok Fe ve Co esaslı süper alaşımlar içinde, bir miktar da Ni esaslı süperalaşımlarda görülür şekilleri düzensiz kürelerdir; 540-980°C arasında arasındaki sıcaklıklarda uzun süre bekletildikten sonra şekillenirler.

3.2.4. Nikel bazlı süper alaşımların ergitme ve dökümü

3.2.4.1. Vakum indüksiyon ergitmesi

Vakum indüksiyon ergitme (VIM), Ni, Ti alaşımlarının ticari üretimi için en yaygın kullanılan işlemdir. Vakum indüksiyon ergitme işlemi bir metalin vakum ortamı altında ergimesini içerir. Elektromanyetik indüksiyon, metali eritmek için enerji kaynağı olarak kullanılır. Endüksiyon eritme, metalde elektrik girdap akımlarını indükleyerek çalışır. Kaynak olarak AC akımlı bir indüksiyon bobini kullanılır. Girdap akımları ısınır daha sonra malzemeyi ertirir. Ancak VIM'deki en büyük dezavantaj, külçe grafit potadan kaynaklanan karbon kirliliğidir. Ergime sırasında, karbon Ti ile reaksiyona girer ve TiC oluşturur. Bu, alaşımdaki Ni /Ti oranını değiştirir ve böylece dönüşüm sıcaklıklarını büyük

ölçüde değiştirir. Ayrıca, matristeki TiC partikülleri, alaşımın işlenebilirliğini ve ayrıca ürünlerin özelliklerini de etkileyebilir (Erdoğan, 2015; Anonim, 2002).

Vakum endüksiyon ergitme, ilk zamanlar alaşımların işlenmesi için geliştirildi. Daha sonraları gelişmiş malzemeler gittikçe daha fazla kullanıldığı için yaygın hale geldi. Süper alaşımlar gibi malzemeler için geliştirilmiş olmasına rağmen, paslanmaz çelikler ve diğer metaller için de kullanılabilir (Anonim, 2002).

Fırın, hava geçirmez, su soğutmalı bir çelik malzemedir oluşur. Malzeme, su soğutmalı bir indüksiyon bobini içine yerleştirilmiş bir potada ergitilir. Fırın ergitilecek malzemelere uygun bir refrakter malzeme ile kaplanmıştır. Ergimiş metal, vakum altında veya gaz ortamlarında dökülebilir.

Gazlara, özellikle azot ve oksijene karşı yüksek hassasiyete sahip olan metaller ve alaşımlar, bu gazlarla kirlenmeyi, reaksiyonu önlemek için genellikle vakumlu indüksiyon fırınlarında ergitilir. Bu nedenle, işlem genellikle yüksek saflıktaki malzemelerin veya kimyasal bileşim üzerinde sıkı toleranslı malzemelerin üretilmesi için kullanılır.

3.2.4.2. Vakum ark ergitme

Süper alaşım dökümü için kullanılan bir diğer yöntem de vakum ark ergitmedir. Bu yöntemde Vakum indüksiyon ergitmesinden alınan titanyum veya tungsten ingotlar elektrot olarak bulunur. Proses su soğutmalı bakır pota ile elektrotların arasında ark oluşturulmasıyla başlar. Malzemenin katılma sırasındaki mikro yapı değişiminde kontrol imkanı vardır. Ergitme hızı ve soğutma hızı elektrotla pota arasındaki ark uzunluğu değiştirilerek değiştirilebilir. Vakum ark ergitme; düşük gaz oranı, düşük miktarda istenmeyen element (As, Sb, Sn, Cu), düşük miktarda metalik olmayan kalıntı, yüksek uniform dağılım ve hiç inklüzyon içermeme, çok iyi izotropik özellikler, değiştirilebilir ingot ağırlığı gibi bazı özellikler sunar.

3.2.4.3. Vakum hassas döküm

Bu endüstride kullanılan titanyum ve nikel bazlı gibi kompleks alaşımların ve süper alaşımların çoğu, atmosferik oksijen veya azot ile reaktiftir. Bu alaşımların, oksijensiz bir atmosfer altında bir vakumda ergitilmesi, metal içerisinde metalik olmayan oksit ve nitrür kalıntılarının oluşumunu sınırlar. Bu eritme işlemi olmadan, birçok süper alaşımın ve karmaşık alaşımlı dökümlerin üretimi son derece zor ya da imkansız olacaktır (Anonim, 2011).

Vakum hassas dökümün avantajları şöyle sıralanabilir;

- Çok yakın kompozisyon toleransları
- Hassas sıcaklık kontrolü
- Düşük çevre kirliliği seviyesi
- İstenmeyen buhar elementlerinin yüksek buhar basıncı ile uzaklaştırılması
- Hidrojen ve azot gibi çözünmüş gazların uzaklaştırılması.

3.3. Kobalt Bazlı Süper Alaşımlar

Kobalt bazlı alaşımlar 1920'lerden beri kullanılmaktadır. Bu tip alaşımlar karbür oluşumu ve katı çözeltili elementlerinin birleşmesi ile mukavemetlendirilir (Betteridge, 1982).

Saf Co'nun kristal yapısı yüksek sıcaklıktan soğutma sırasında yaklaşık 420°C'lerde YMK'dan SPH yapıya dönüşür. Net dönüşüm sıcaklığı, alaşımlardaki elementlerin oranlarına ve soğutma oranına bağlıdır. Dönüşüm difüzyon olmadan gerçekleşir ve kübik kafesin oktahedral düzlemlerinde hareketine dayanır (Betteridge, 1982).

Malzemenin yüksek sıcaklıklarda kullanılması için, YMK istenen kristal yapıdır. Üstün mekanik özellikler sunar. Ayrıca, katı çözeltiliyi mukavemetlendirmek için kullanılan ana elementler Cr ve W, SPH kristal yapısını stabilize eder. Bu, C, Ni, Fe ve Mn ilaveleri ile telafi edilebilir (Betteridge, 1982).

Kobalt alaşımlarında Karbürler, ikinci mukavemet mekanizması olarak kullanılır. Bundan dolayı, içerikteki C miktarı yüksektir. Alaşımda iki grup karbür oluşur; Cr bakımından zengin ve refrakter element bakımından zengin karbürler.

Cr bakımından zengin karbürler M_3C_2 , M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ tipindedir. Bir alaşım düşük oranda Cr ile C içerdiğinde M_7C_3 oluşur. Bunlar yaşlanma veya servis sırasında $M_{23}C_6$ 'ya dönüşebilir. M atomlarının C atomlarına oranı nedeniyle, ortaya çıkan C ikincil karbürler oluşturabilir. $M_{23}C_6$ için tipik bir bileşim $Cr_{17}Co_4W_2C_6$ 'dır (Sims vd., 1987).

Refrakter element bakımından zengin karbürler genellikle M_6C ve MC tipindedir. M_6C genelde %4'ün üzerinde Mo veya W ile Cr içeren alaşımlarda bulunur. Karbürlerin yapısı element ilaveleri ile değişebilir. Ana güçlendirici karbür MC 'dir, ancak, üstün mekanik özellikler elde etmek için optimum bir $MC-M_{23}C_6$ oranı gerekir (Knop, 2015).

Kobalt alaşımlarında, paslanmaz çeliklere benzer element ilaveleri kullanılır. En önemli elementler C, Cr, W ve Mo'dir.

C, karbürlerin oluşumu için önemlidir. Karbon oranı arttırıldığında, alaşımın mukavemeti artar, ancak süneklik azalır. Karbon ilaveleri döküm alaşımında %0,25 ile 1'dir. Dövme alaşımlar için, oluşacak çatlamaı önlemek için, %0,4 ile sınırlandırılmalıdır (Knop, 2015).

Cr en fazla %30'a kadar eklenir ve alaşımın oksidasyon ve sıcak korozyon direncini arttırır. Çekme mukavemeti ve kopma sünekliğinin artması için Mo ilave edilmektedir. Yüksek oksitlenme direnci istendiği zaman en fazla %5 oranında Al ilavesi yapılabilir. B ilavesi kopma mukavemetini ve sünekliği artırabilir, ancak oranı %0,015 ile sınırlıdır. Asıl katı çözümlenme mukavemetlendirme elementi, %25'e varan oranlarda eklenen W'dir. W oranı arttırıldığı zaman genelde Cr oranı düşürülür. Oksidasyon direnci için Ta ile ilave edilebilir (Knop, 2015).

Genelde kobalt alaşımlarının mekanik özelliklerini belirleyen unsur karbürlerdir. Karbon oranının artmasıyla alaşımdaki karbür miktarı da artar bu da kopma mukavemetini

arttırır. Karbürlerin yapıdaki buldukları yer mekanik özellikler için önemlidir. Karbürler, tane sınırlarının kaymasını ve tane büyümesini engeller (Knop, 2015).

3.4. Demir Bazlı Süper Alaşımlar

Ana malzeme olarak demir içeren yanında krom, nikel az miktarlarda ise molibden veya tungsten içeren süper alaşımlardır. Bu tip alaşımlar karbür, intermetalik çökeltme ve/veya katı-eriyik yöntemleriyle güçlendirilebilir. İntermetalik çökelti çoğunlukla Ni₃(Al, Ti) γ' formundadır. Demir bazlı süper alaşımlar paslanmaz çeliklerden farklı olarak %20 ila %35 aralığında Ni içerir (Çay ve Ozan, 2005).

Demir bazlı süper alaşımlar, kobalt ve nikel bazlılara göre daha ucuzdur. 3 çeşide ayrılırlar. Martenzitik dönüşüm ile mukavemet artışı yapılabilen alaşımlar, östenitik ve sıcak, soğuk işlem ile mukavemetlendirilmiş alaşımlar ve çökeltme sertleşmesiyle mukavemetlendirilmiş östenitik alaşımlar. Bazı araştırmacılar çökeltme sertleşmesiyle kuvvetlendirilen östenitik alaşımları, süper alaşımlar olarak görürler, diğerleri yüksek sıcaklıkta, yüksek dayanımlı alaşımlar olarak sınıflandırılırlar. Genelde, martenzitik tipler, 540°C'nin altındaki sıcaklıklarda kullanılır; östenitik tipler, 540°C'in üzerinde kullanılır (Sims vd., 1986).

Demir bazlı süper alaşımlar, yüksek sıcaklığın yanı sıra oda sıcaklığı mukavemeti, sürünme, korozyon ve aşınmaya karşı direnç ile karakterize edilirler. C miktarı arttıkça aşınma direnci de artar. Maksimum aşınma direnci, yüksek sıcaklık uçak rulmanlarında kullanılan 611, 612 ve 613 alaşımlarında elde edilir. Krom miktarı arttıkça oksitlenme direnci de artar (Akca ve Gursel, 2015).

3.5. TMS-238 Süper Alaşımı

6. Nesil süper alaşımlara verilecek en önemli örnek TMS-238 alaşımıdır. Daha yüksek korozyon, oksitlenme ve sürünme dirençleri istendiği için 6. Nesil süper alaşımlar geliştirilmiştir. TMS-238 alaşımında tungsten ve molibden kompozisyonu düşürülüp kobalt, tantal ve alüminyum kompozisyonları arttığı için alaşımın bileşiminde yapılan bu işlemler sonucu matris faz γ ve γ' ara yüzey gerilimi uyumlu hale geldiği belirlenmiştir.

Günümüzde GE, Rolls-Royce, Mitsubishi gibi şirketle bu alaşımlar üzerine çalışmalar yapmaktadır (Jovanović, 2007; Kocaman vd., 2017). Çizelge 3.6’da TMS 238 süper alaşımının kimyasal kompozisyonu ve benzer alaşımlarla karşılaştırılması gösterilmiştir.

Çizelge 3.6. TMS-238 alaşımının benzer süper alaşımlarla karşılaştırılması (Vattre, 2009; Kawagishi vd., 2012)

Nesil	Alaşım	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf	Re	Ru	Yoğunluk (g/cm ³)
2.Nesil	CMSX-4	9.6	6.4	0.6	6.4	5.6	1.0	6.5	0.1	3.0	-	8.7
	PWA 1484	10.0	5.0	2.0	6.0	5.6	-	9.0	0.1	3.0	-	8.95
	RENE’N5	8.0	7.0	2.0	5.0	6.2	-	7.0	0.2	3.0	-	8.63
	AM3	5.5	8	2	5.7	6	2	3.5	-	-	-	8.25
3.Nesil	CMSX-10	3.0	2.0	0.4	5.0	5.7	0.2	8.0	0.03	6.0	-	9.05
	TMS-75	12.0	3.0	2.0	6.0	6.0	-	6.0	0.1	5.0	-	8.89
	Rene’N6	12.5	4.2	1.4	6.0	5.75	-	7.2	0.15	5.4	-	8.98
4.Nesil	TMS-138A	5.8	3.2	2.8	5.6	5.7	-	5.6	0.1	5.8	3.6	9.01
	TMS-138	5.8	3.2	2.9	5.9	5.8	-	5.6	0.1	5.0	2.0	8.95
	MX-4/PWA1497	16.5	2.0	2.0	6.0	5.6	-	8.3	0.15	6.0	3.0	9.20
	MC-NG	0	4.0	1.0	5.0	6.0	0.5	5.0	0.1	4.0	4.0	8.75
5.Nesil	TMS-162	5.8	3.0	3.9	5.8	5.8	-	5.6	0.1	4.9	6.0	9.04
	TMS-173	5.6	3.0	2.8	5.6	5.6	-	5.6	0.1	6.9	5.0	9.11
	TMS-196	5.6	4.6	2.4	5.0	5.6	-	5.6	0.1	6.4	5.0	9.01
6.Nesil	TMS-238	6.5	4.6	1.1	4.0	5.9	-	7.6	0.1	6.4	5.0	-

4. MATERYAL VE YÖNTEM

4.1. Materyal

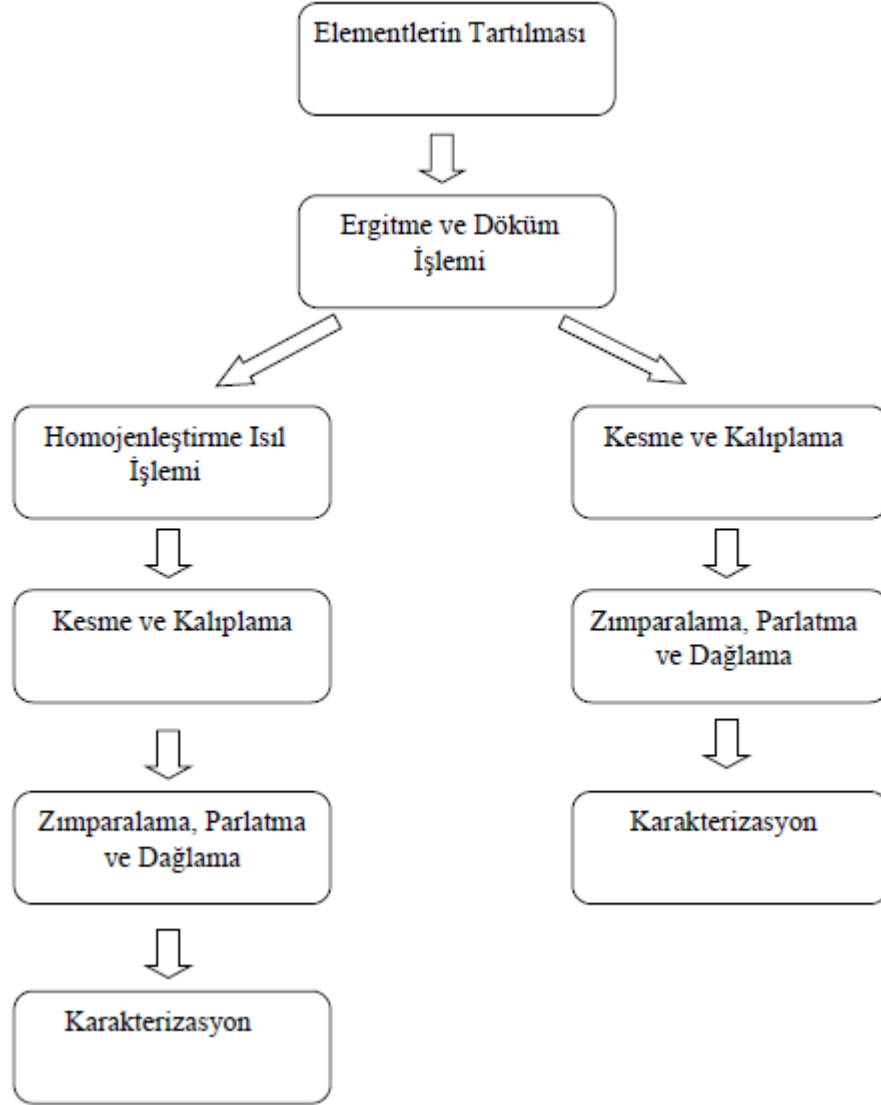
Bu çalışmada TMS-238 süper alaşımının dökülebilirliği incelenmiştir. TMS-238 süper alaşımı dökümü için nikel, kobalt, krom, molibden, tungsten, alüminyum, tantal, hafniyum, renyum, rutenyum elementleri kullanılmıştır. Elementler Alfa Aesar şirketinden temin edilmiştir ve %99,95 saflık derecesindedir. Gerekli hesaplamalar 10 gramlık malzeme üretimine göre yapılmıştır (Çizelge 4.1).

Çizelge 4.1. 10g'lık alaşım için gerekli olan element miktarları

Element	Miktar(%)	Miktar (g) 10g lık alaşım için
Co	%6.5	0.65 g
Cr	%4.6	0.46g
Mo	%1.1	0.11g
W	%4.0	0.4g
Al	%5.9	0.59g
Ta	%7.6	0.76g
Hf	%0.1	0.01g
Re	%6.4	0.64g
Ru	%5.0	0.5g
Ni	%58.8	5.88g

4.2. Yöntem

Çalışma sırasında yapılan deneysel işlemler Şekil 4.1’de gösterilmiştir.



Şekil 4.1. Deneysel akış şeması

4.2.1. Elementlerin tartılması

Elementler ayrı ayrı 10 gramlık malzemeye göre hesaplanarak tartılmıştır. Tartım işlemleri için Precisa LS 220a (Şekil 4.2) cihazı kullanılmıştır.



Şekil 4.2. Precisa LS 220a hassas tartı

4.2.2. Ergitme ve döküm işlemi

Ergitme ve döküm işlemleri için vakum ark ocağı kullanılmıştır (Şekil 4.3). Elementler önce ergitme sırasında oluşabilecek kayıpları görebilmek için ayrı ayrı ergitilmiştir. Kayıp olmadığını tespit edilmesi sonrasında alaşımlama işlemine geçilmiştir. İşlem ark ocağında bakır kalıp içerisinde gerçekleştirilmiştir. Ergitme ortamı vakumlanmıştır. Ortama sadece argon gazı verilmiştir.



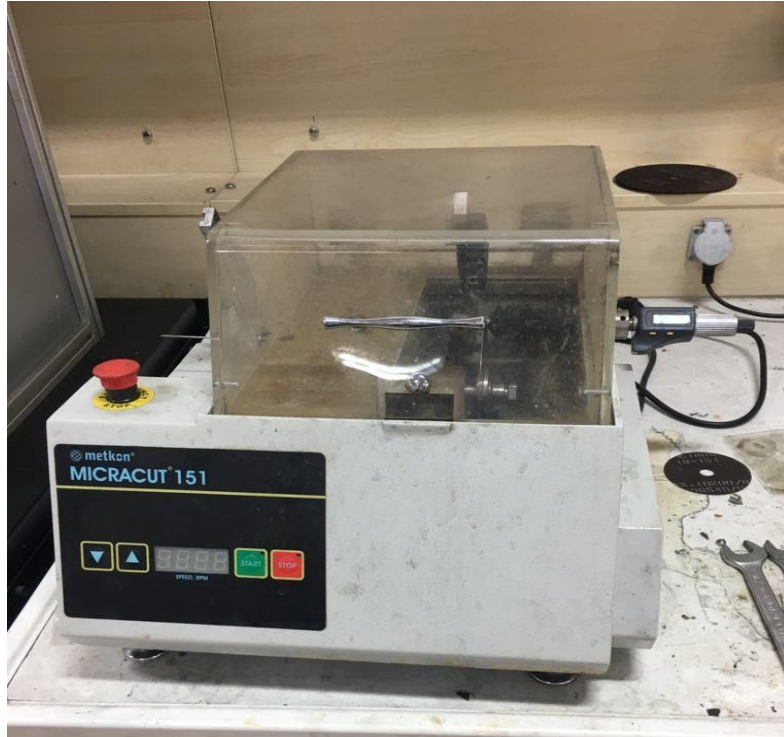
Şekil 4.3. Vakum ark ocağı

4.2.3. Homojenleştirme ısıl işlemi

Alaşımın içyapısının daha kararlı hale gelebilmesi için homojenleştirme tavı yapılmıştır. İşlem kuvarz tüp içerisinde numunenin mühürlenmesi ile dış ortamdan izole şekilde ısıl işlem fırınında 1000°C sıcaklıkta 70 saat tutularak gerçekleştirilmiştir.

4.2.4. Kesme ve kalıplama işlemi

Alaşımın karakterizasyonu için numune hazırlama yöntemleri uygulanmalıdır. Döküm yöntemi ile hazırlanan süper alaşım malzemeye kesme işlemi (Şekil 4.4) uygulanmış ve üzere bakalit ile kalıplama işlemi (Şekil 4.5) uygulanmıştır.



Şekil 4.4. Kesme cihazı



Şekil 4.5. Kalıplama cihazı

4.2.5. Zımparalama ve parlatma işlemi

Kalıplanan süper alaşım malzeme sırasıyla 320, 600, 800,1000 ve 1200 numaralı zımparalar ile zımparalanmış ve sonrasında da parlatma işlemine tabii tutulmuştur. Kullanılan cihaz Şekil 4.6'da gösterilmiştir. Parlatma işlemi için 0,3 μ m alümina AP-D süspansiyonu (Şekil 4.7) kullanılmıştır. Dağlama işlemi için 15ml HCl, 10ml gliserol ve 5ml HNO₃'ten oluşan karışım hazırlanarak uygulanmıştır.

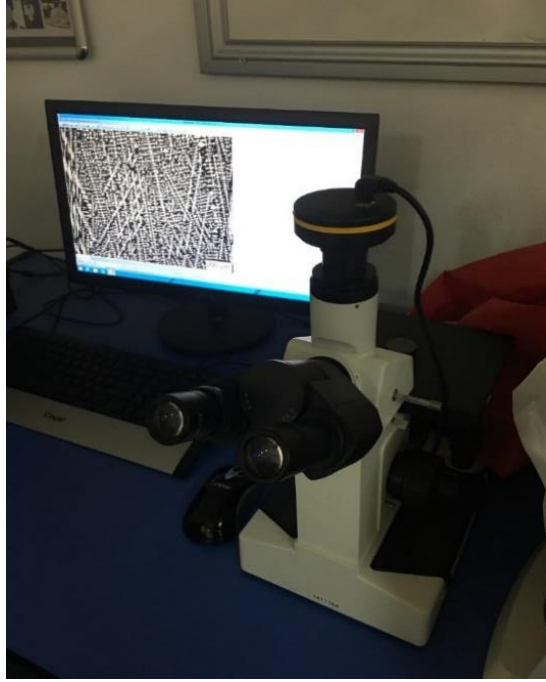


Şekil 4.6. Zımparalama ve parlatma cihazı



Şekil 4.7. 0,3µm alümina AP-D süspansiyonu

Malzemenin mikro yapı incelemeleri optik mikroskop (Şekil4.7) ve TEM (Şekil 4.8) ile yapılmıştır. Görüntüleme kamerası uygulaması kullanılmıştır.



Şekil 4.8. Optik mikroskop

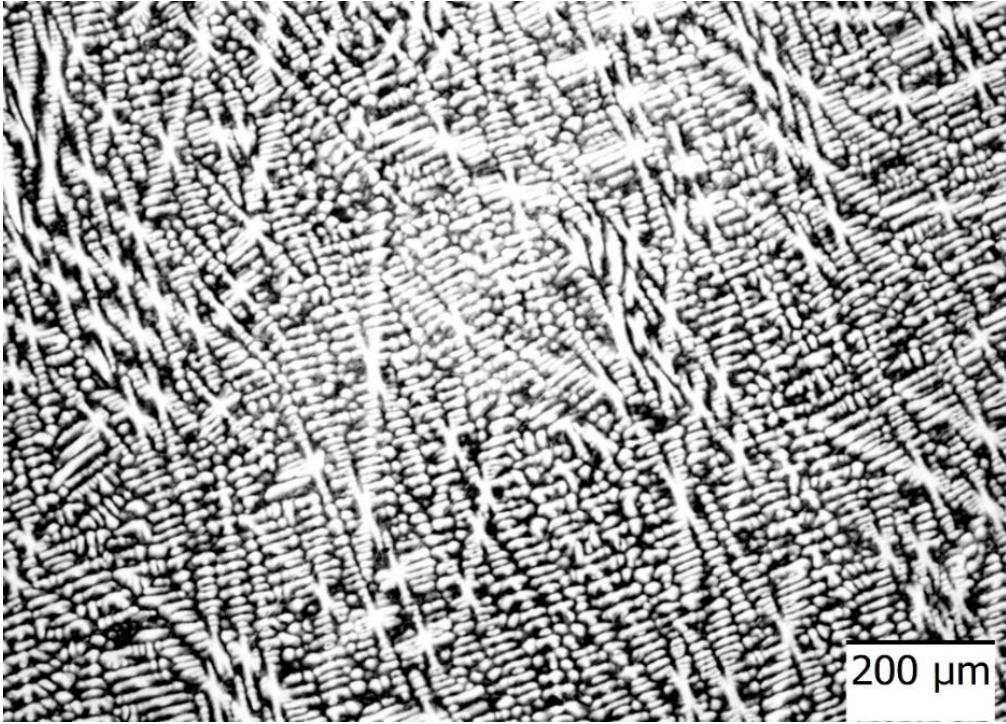


Şekil 4.9. TEM

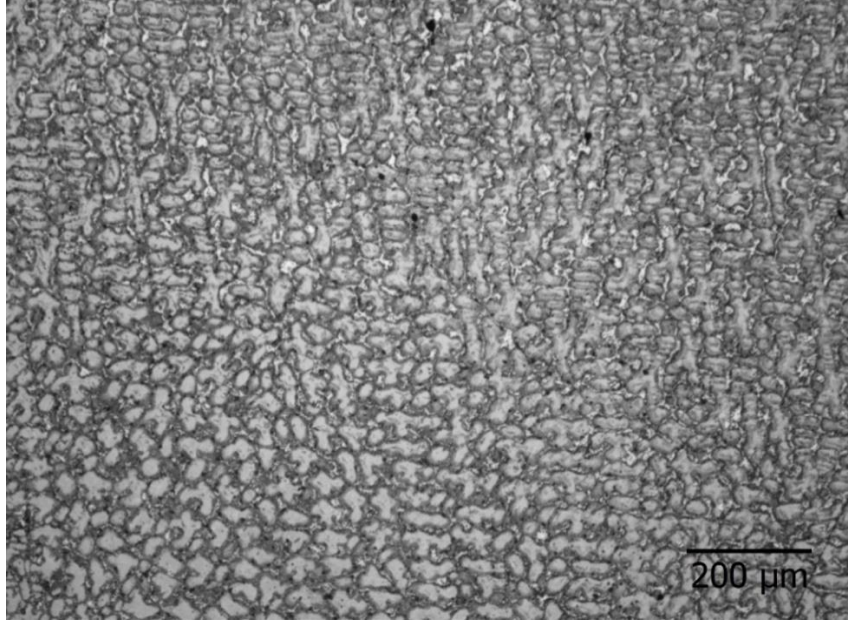
5. BULGULAR VE TARTIŞMA

5.1. Optik Mikroskop ve TEM Görüntüleri

Malzemenin mikro yapısı optik mikroskop ile incelenmiş olup TEM görüntüleri numunenin döküm hâlleri ve yeniden homojenleştirme tavlaması sonrasında alınmıştır. Görüntüler büyütme oranlarına göre uygulanan işlem sırası gözetilerek; ilk döküm sonrası, tavlama sonrası şekliyle sıralanmıştır.

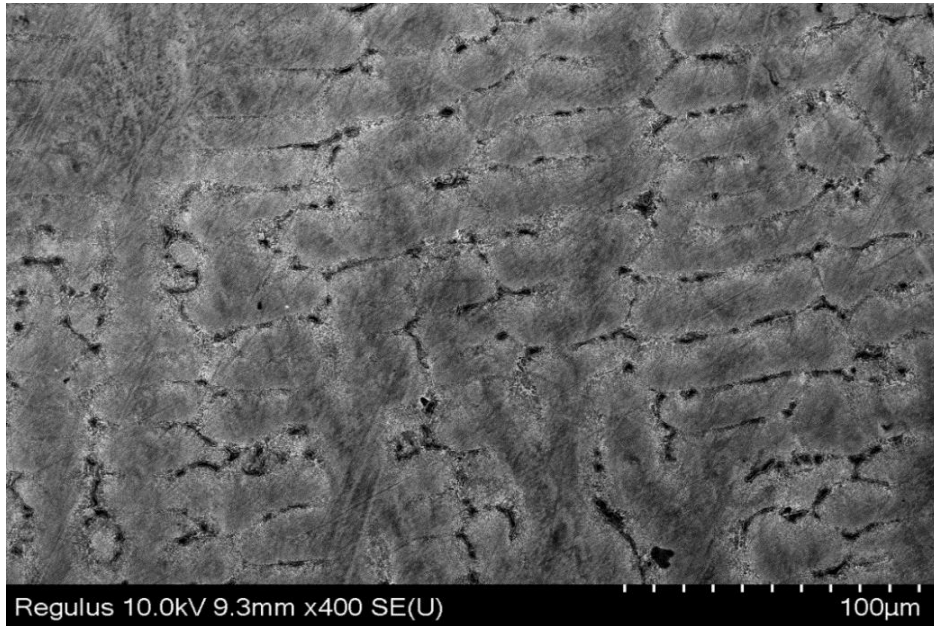


Şekil 5.1. TMS-238 alaşımının döküm yapısının optik mikroskop görüntüsü

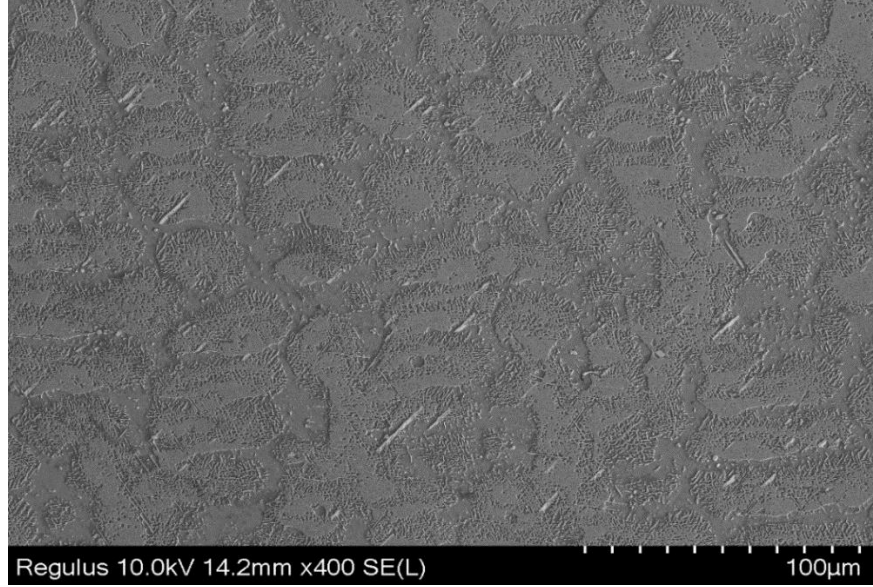


Şekil 5.2. TMS-238 alaşıımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonraki optik mikroskop görüntüsü

Şekil 5.1 ve Şekil 5.2’deki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde tavlama sonrasında tane şekillerinin daha belirgin ve tane dağılımlarının homojen hale geldiği gözlemlenmektedir. Tane sınırlarındaki yapılar net bir şekilde gözlemlenmektedir.

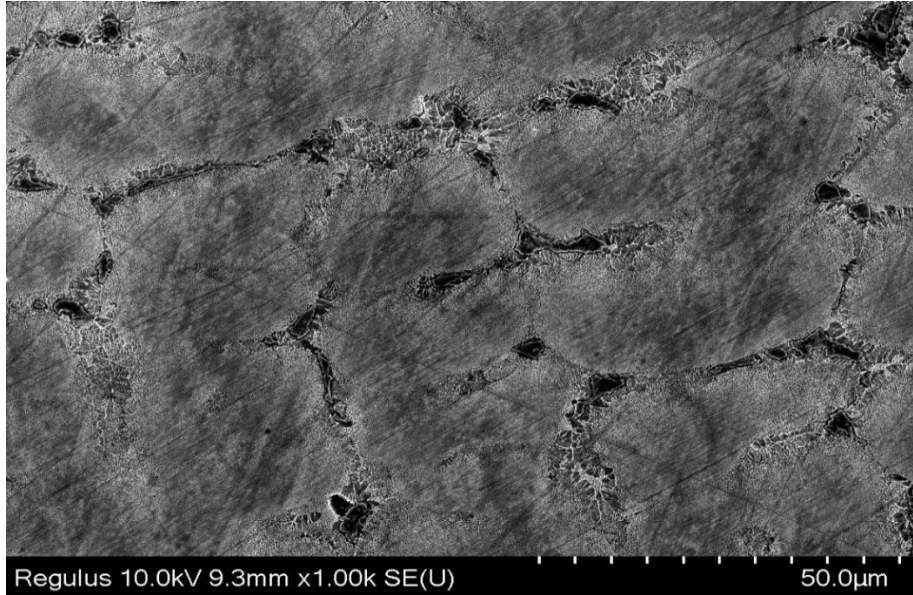


Şekil 5.3. TMS-238 alaşıımının döküm halinin 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (400x)

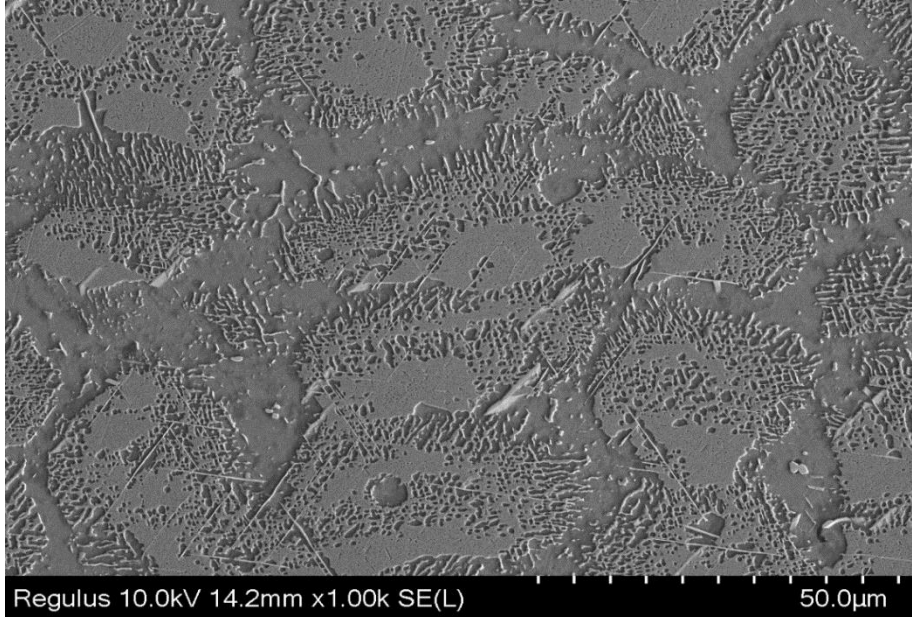


Şekil 5.4. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (400x)

Şekil 5.3 ve Şekil 5.4’teki 400 büyütme oranında TEM görüntüleri incelendiğinde tavlama sonrası malzemenin yapısının daha kararlı hale geldiği görülmektedir. Tane oluşumları daha net görülmektedir. Tane dağılımı daha düzgün hale gelmiştir. Taneler arası birikimlerin tavlama sonrası kaybolduğu gözlemlenmektedir.



Şekil 5.5. TMS-238 alaşımının döküm halinde tane sınırlarının 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (1000x)

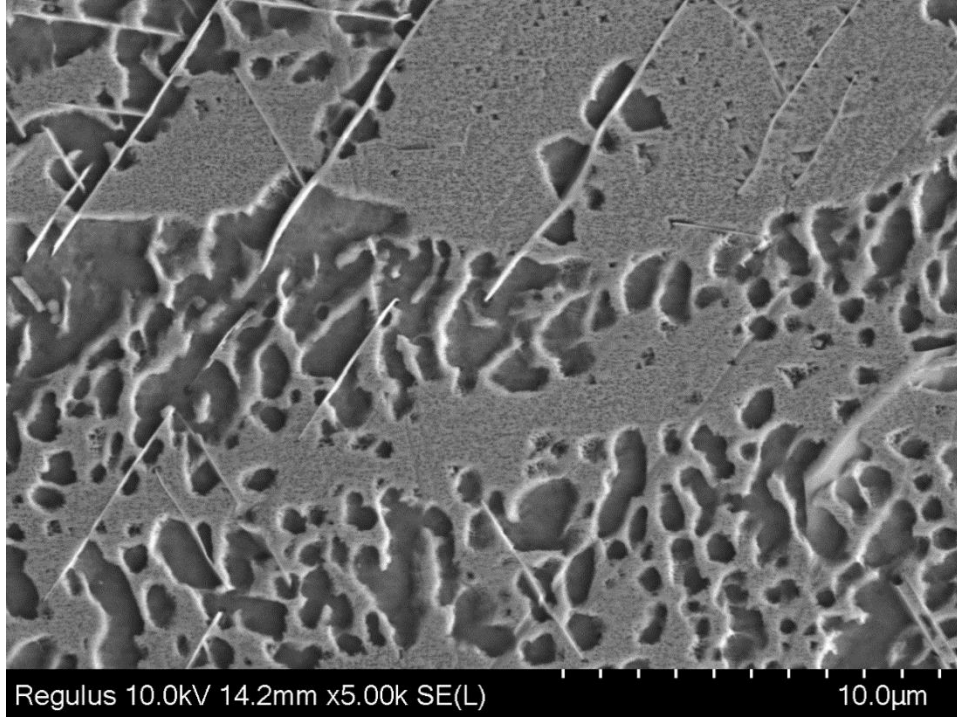


Şekil 5.6. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra tane sınırlarının 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (1000x)

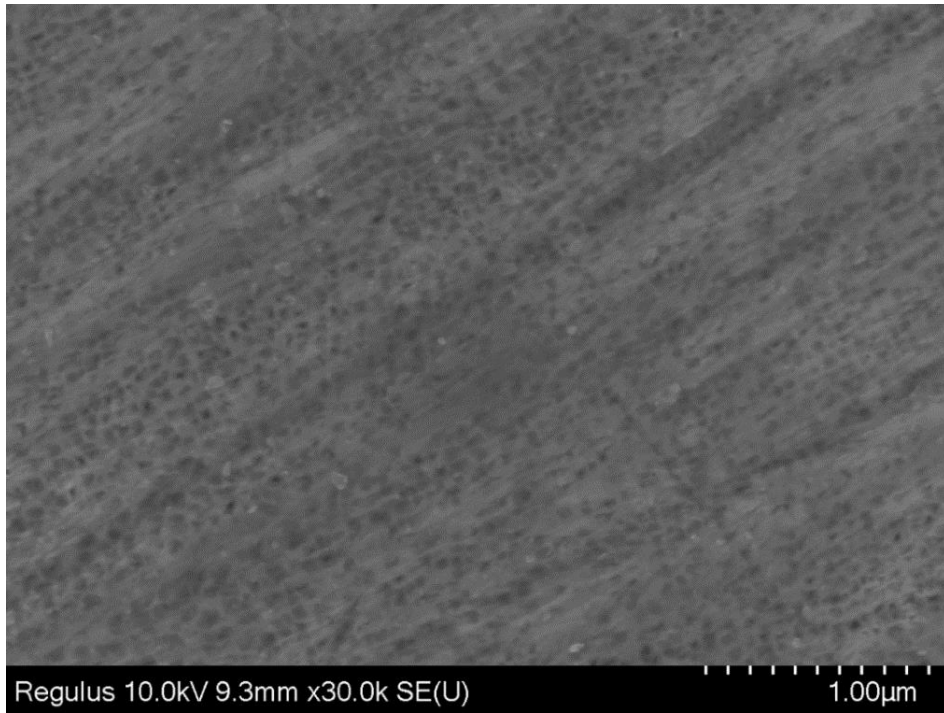
Şekil 5.5, Şekil 5.6, Şekil 5.7 ve Şekil 5.8’de alaşımın tane sınırı görüntüleri tavlama öncesi ve sonrası sıralamasıyla gösterilmiştir. Döküm halinde matris görüntüsü Şekil 5.9’da gösterilmiştir.



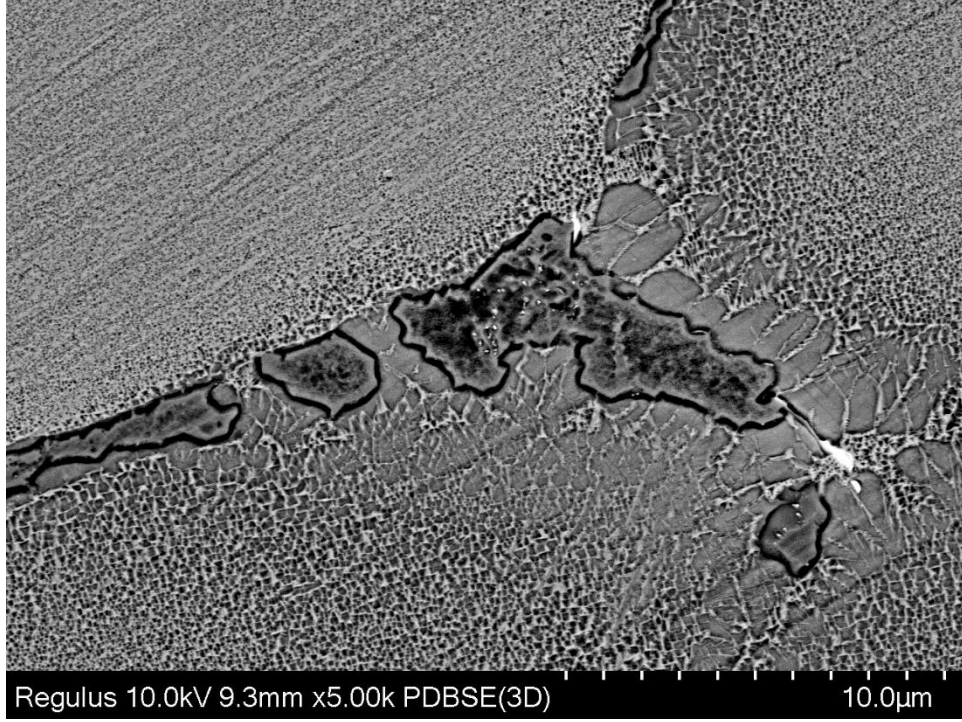
Şekil 5.7. TMS-238 alaşımının döküm halinde tane sınırının 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (5000x)



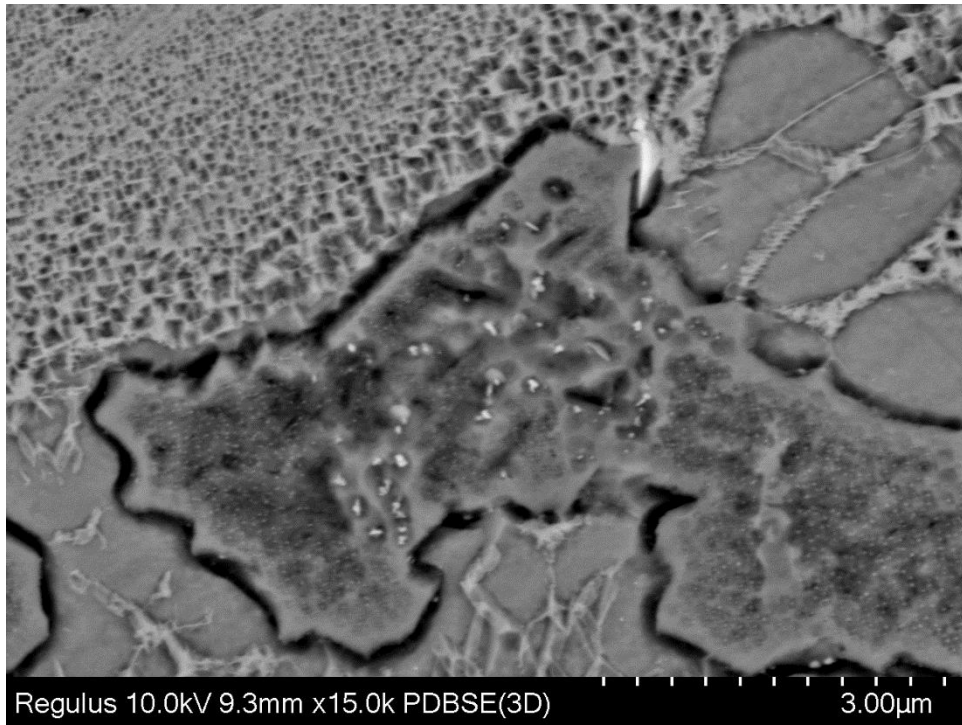
Şekil 5.8. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra tane sınırının 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (5000x)



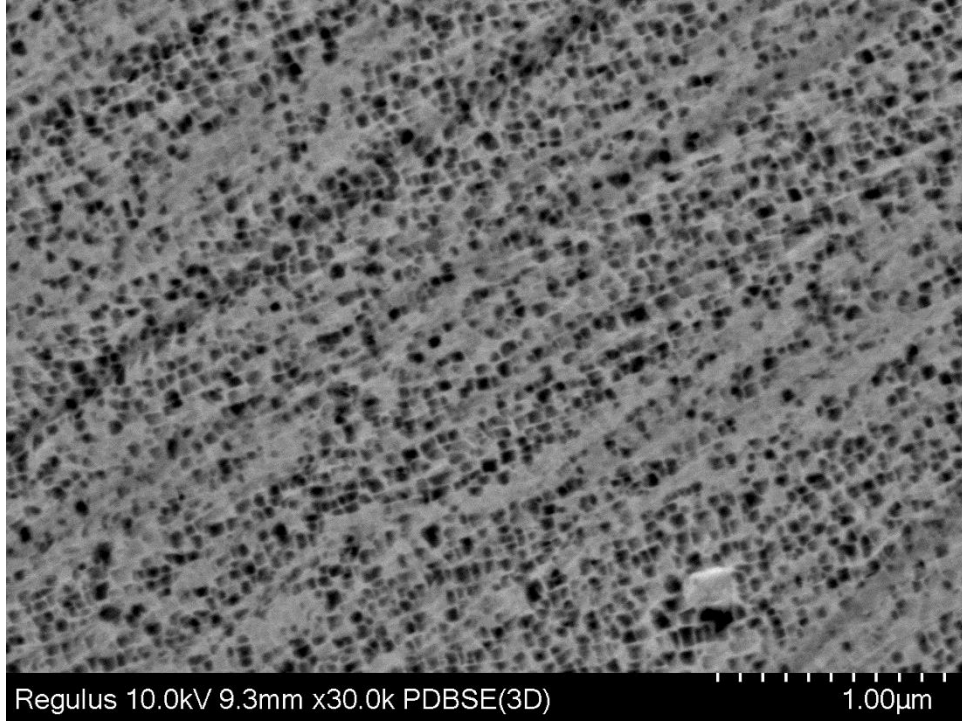
Şekil 5.9. TMS-238 alaşımının döküm halinde matrisinin 10kV’da ikincil elektron TEM görüntüsü (30000x)



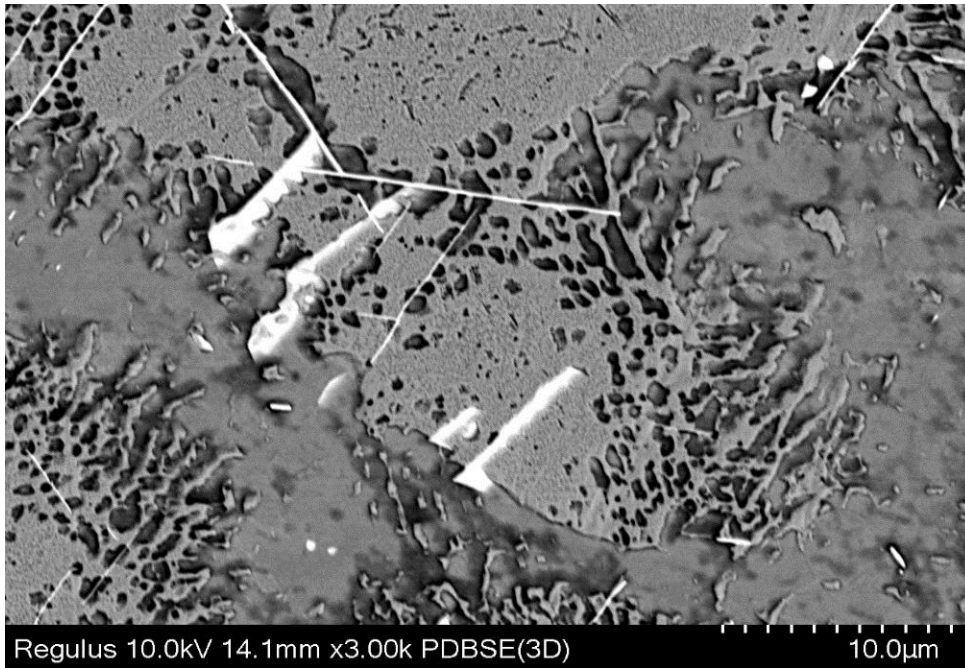
Şekil 5.10. TMS-238 alaşıımının döküm halinde tane sınırındaki yapının 10kV'da geri yansıyan elektron TEM görüntüsü (5000x)



Şekil 5.11. TMS-238 alaşıımının döküm halinde tane sınırındaki yapının 10kV'da geri yansıyan elektron TEM görüntüsü (15000x)



Şekil 5.12. TMS-238 alaşımının döküm halinde matrisinin 10kV’da geri yansıyan elektron TEM görüntüsü (30000x)

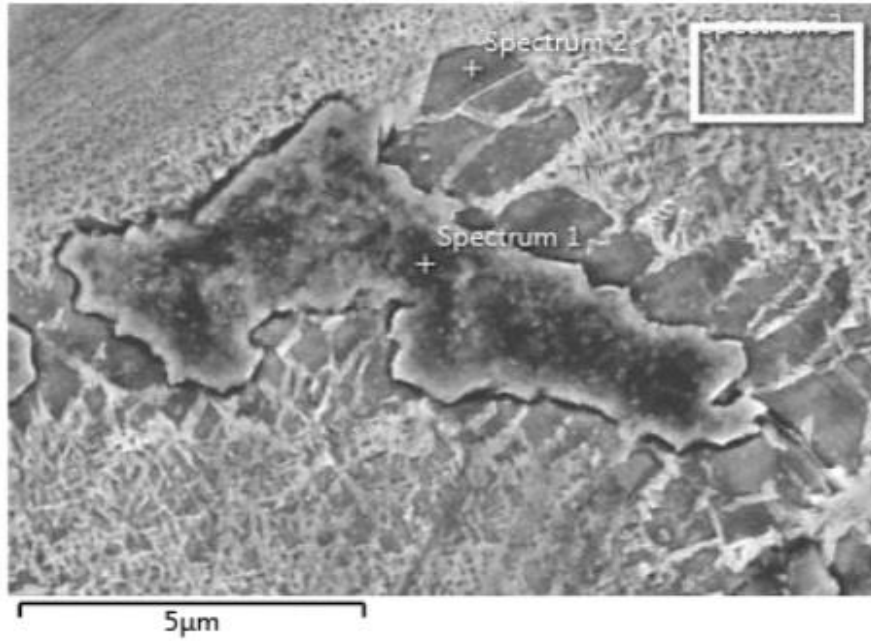


Şekil 5.13. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra tane sınırlarındaki oluşumların 10kV’da geri yansıyan elektron TEM görüntüsü (3000x)

Alaşımın geri yansıyan elektron görüntüleri Şekil 5.10, Şekil 5.11, Şekil 5.12 ve Şekil 5.13'te gösterilmiştir. Alaşımın geri yansıyan elektron matris görüntüsü de Şekil 5.12'dedir.

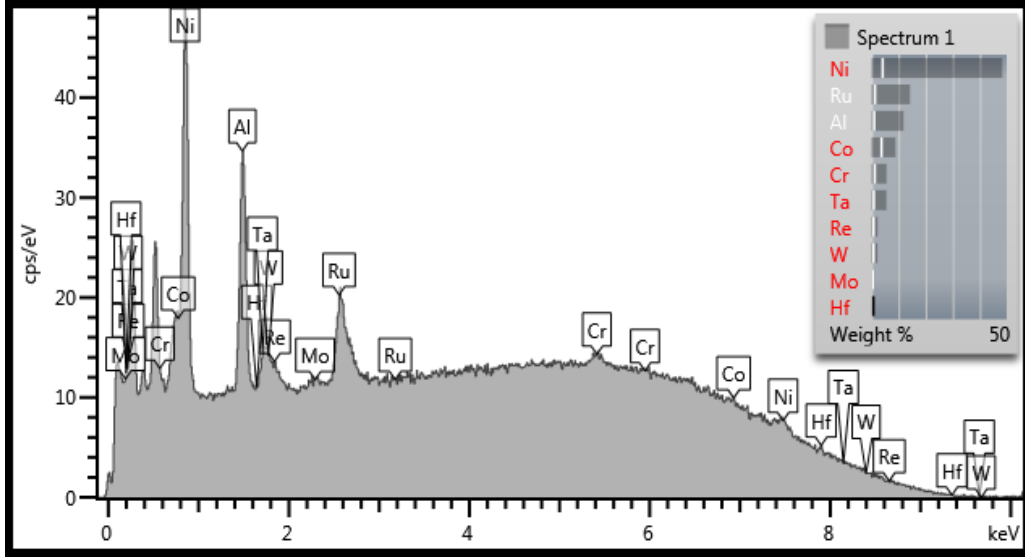
5.2. EDS Analizleri

Bölgelerin kimyasal bileşimlerinin tespiti için EDS analizi yapılmıştır. Analizi yapılan bölgeler ve kimyasal bileşimleri gösterilmiştir. Bölgelerdeki oluşumların açıklamaları yapılmıştır.

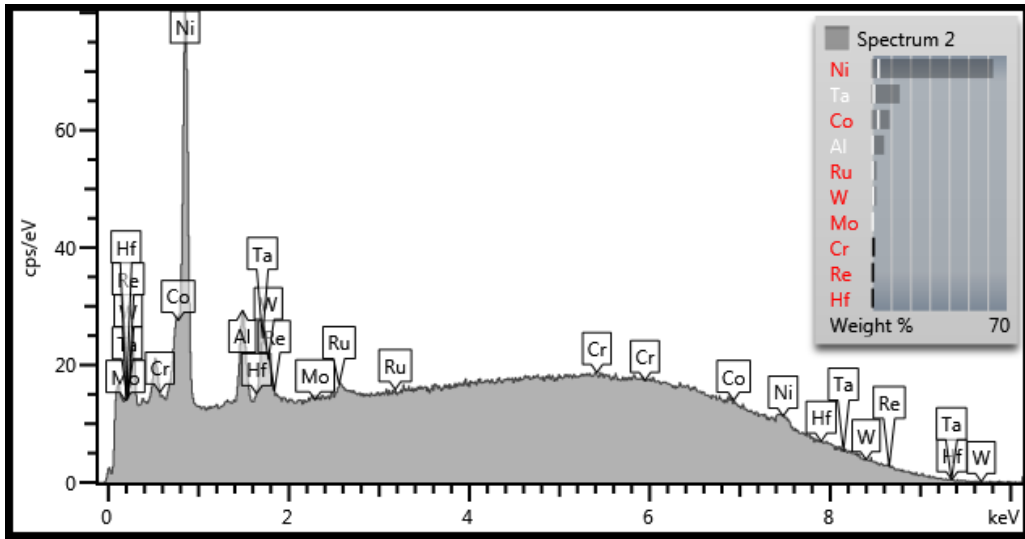


Şekil 5.14. TMS-238 alaşımının döküm halinde tane sınırındaki oluşumların TEM analizi görüntüsü

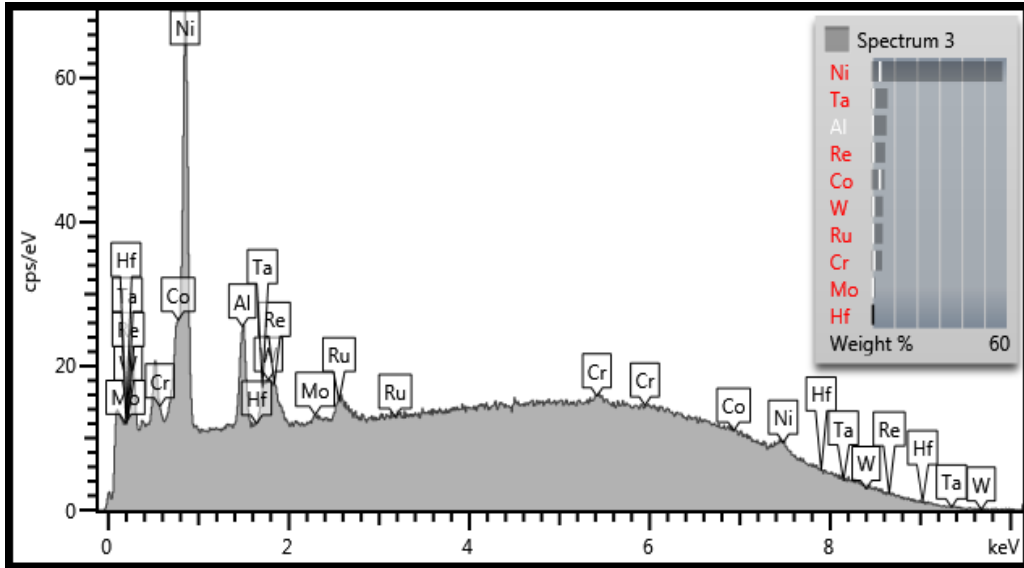
Şekil 5.14'te tane sınırındaki oluşumlarda bulunan elementlerin belirlenmesi için elementel analiz yapılmıştır (EDS). EDS grafikleri Şekil 5.15, Şekil 5.16 ve Şekil 5.17'de gösterilmiştir. Bölgedeki elementlerin yüzde oranları Çizelge 5.1'de gösterilmiştir.



Şekil 5.15. TMS-238 alaşımının döküm halinde analizi yapılan 1.bölgenin EDS grafiği



Şekil 5.16. TMS-238 alaşımının döküm halinde analizi yapılan 2. Bölgenin EDS grafiği



Şekil 5.17. TMS-238 alaşımının döküm halinde analizi yapılan 3. Bölgenin EDS grafiği

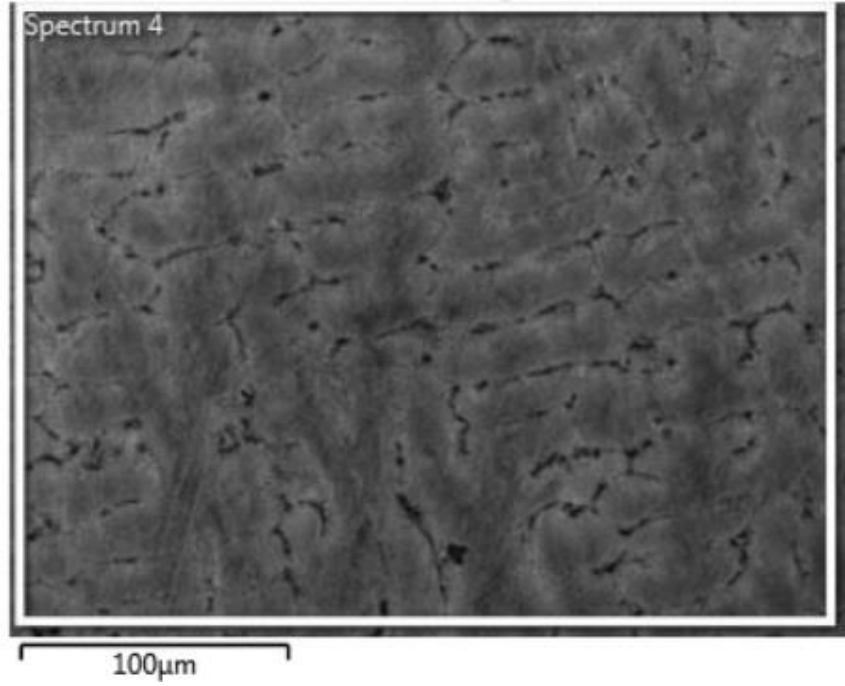
Çizelge 5.1. TMS-238 alaşımının döküm halinde analizi yapılan bölgelerin EDS analiz sonuçları

Element	Bölge 1		Bölge 2		Bölge3	
	Wt %	Wt % Sigma	Wt %	Wt % Sigma	Wt %	Wt % Sigma
Al	11.84	0.98	6.50	0.53	6.69	0.55
Cr	5.57	1.23	0.39	1.10	4.69	1.16
Co	8.88	3.70	9.31	3.50	5.77	3.68
Ni	48.35	4.12	62.97	3.61	58.07	3.77
Mo	1.17	0.57	0.72	0.53	1.62	0.56
Ru	14.20	1.29	2.52	0.57	4.93	0.69
Hf	0.00	0.68	0.15	0.63	0.00	0.63
Ta	5.49	0.84	14.62	1.29	7.10	0.87
W	2.21	0.76	2.41	0.71	5.06	0.81
Re	2.28	0.77	0.39	0.73	6.06	0.86
Total	100		100		100	

1. bölgenin TEM görüntüsündeki elementel analiz verisinde (EDS) ise ağırlıkça %48,35 Ni, %11,84 Al ve %14,20 Ru bulunmaktadır (Çizelge 5.1). Bunun nedeni analizi yapılan bölgede Ni-Al bileşenlerinin oluşumundan dolayıdır. Ni-Al bileşenleri nikel bazlı süper alaşımlarda ikincil faz olarak bulunurlar. Kararlı yapıdadırlar. Alaşımda ana mukavemetlendirici olarak bulunurlar. Aluminidlerin oksidasyon dirençleri oldukça yüksektir ve oldukça mukavemetlidirler. Oksidasyon dirençleri hafniyum gibi elementlerin kullanımı ile yükselmektedir. Yüzey merkezli kübik veya hacim merkezli kübik formlarında bulunabilirler. Düşük plastisiteden dolayı gevrek tane sınırı kırılması ile hasara uğrarlar. Saflığı yüksek olan ve tane sınırı empürite segregasyonunun olmadığı durumlarda

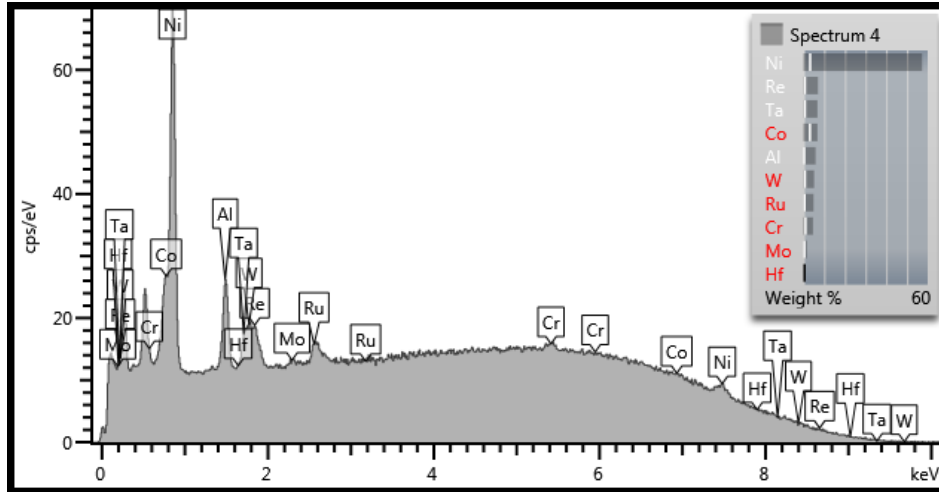
ortaya çıkabilir (Dey, 2003). Bölgede yüksek oranda ortaya çıkan rutenyum çekirdeklenmeyi engelleyen yüksek gerilmelere yol açabilir, yapıdaki fazların stabilitesini artırır. Yapıdaki katı çözeltilerin mukavemetlenmesini sağlar (Neumeie vd., 2011).

2. bölgenin TEM görüntüsündeki elementel analiz verisinde (EDS) ağırlıkça %62,97 Ni ve %14,62 Ta bulunmaktadır. Burada nikel bazlı süper alaşımlarda ikincil faz olarak bulunan intermetalik çökeltiler gözlemlenmektedir. İntermetalikler yapıda katı çözelti mukavemetlendirici görevindedir. Tantal yapıya yüksek korozyon direnci ve ısı verimliliği sağlamaktadır (Rowe vd., 1974).



Şekil 5.18. TMS-238 alaşımasının döküm halinin genel TEM analizi görüntüsü

Şekil 5.18’de malzemenin döküm halinde matrisinin TEM görüntüsü alınmış ve EDS analizi yapılmıştır. EDS grafiği Şekil 5.19’da gösterilmiştir. Elementlerin yüzde oranları ve literatürdeki malzemenin elementel oranları Çizelge 5.2’de gösterilmiştir.

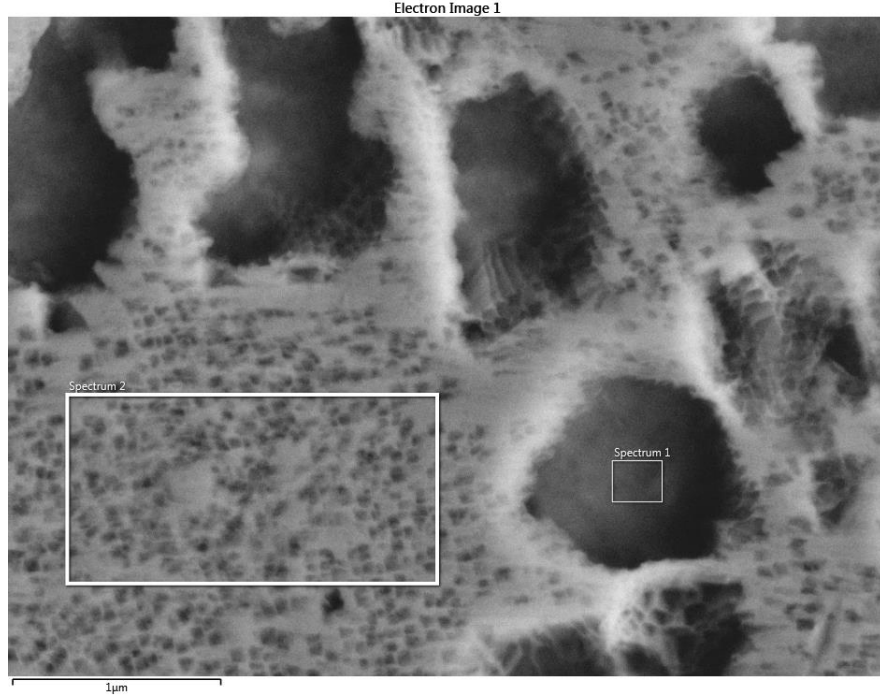


Şekil 5.19. TMS-238 alaşımının döküm halinin genel EDS grafiği

Çizelge 5.2. TMS-238 alaşımının döküm halinin genel EDS analiz sonucu ve literatürdeki malzemeye karşılaştırılması

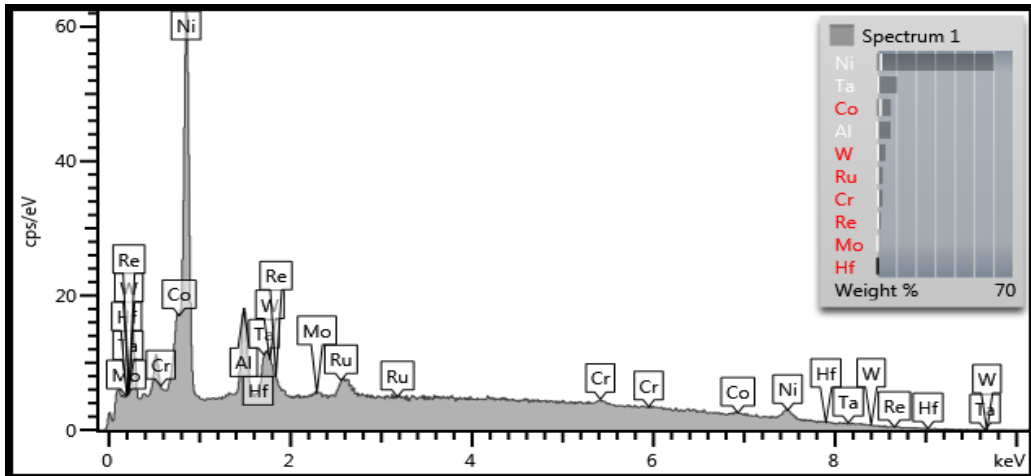
Element	Wt %	Wt % Sigma	Referans Malzeme
			Wt %
Al	5.82	0.42	5.90
Cr	4.58	1.00	4.60
Co	6.75	3.13	6.5
Ni	59.15	3.75	58.8
Mo	1.17	0.57	1.1
Ru	4.93	0.69	5
Hf	0.10	0.55	0.1
Ta	7.10	0.87	7.6
W	4.14	0.77	4.0
Re	6.26	0.82	6.4
Total	100		100

Malzemenin genel EDS sonucu incelendiğinde literatürdeki element oranları ile dökümünü yaptığımız malzemenin oranları kabul edilebilir seviyede olup, standart kimyasal bileşim TMS-238 bileşimi olarak nitelendirilebilir.

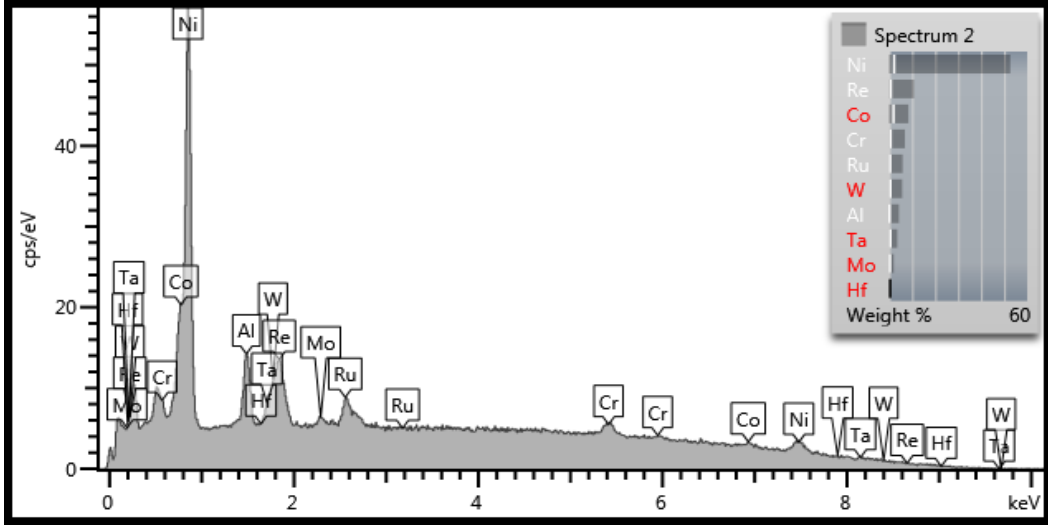


Şekil 5.20. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra matris içindeki yapıların TEM görüntüsü

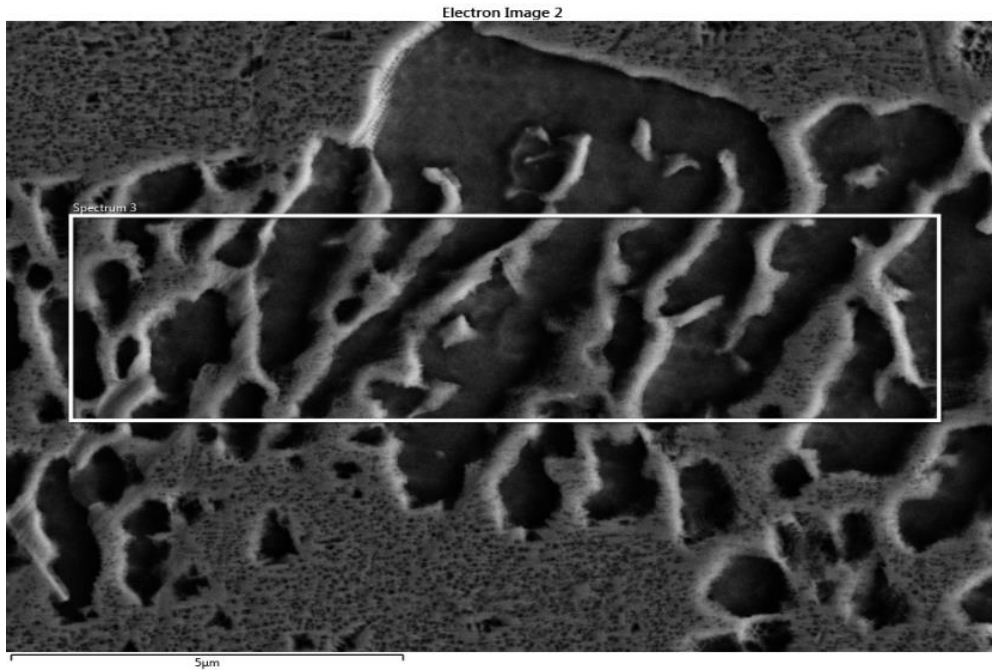
Şekil 5.20’de matris içinde analizi yapılan bölgelerde bulunan elementlerin belirlenmesi için elementel analiz yapılmıştır (EDS). EDS grafikleri Şekil 5.21 ve Şekil 5.22’de gösterilmiştir. Bölgelerdeki elementlerin yüzde oranları da Çizelge 5.3’te gösterilmiştir.



Şekil 5.21. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra analizi yapılan 1.bölgenin EDS grafiği

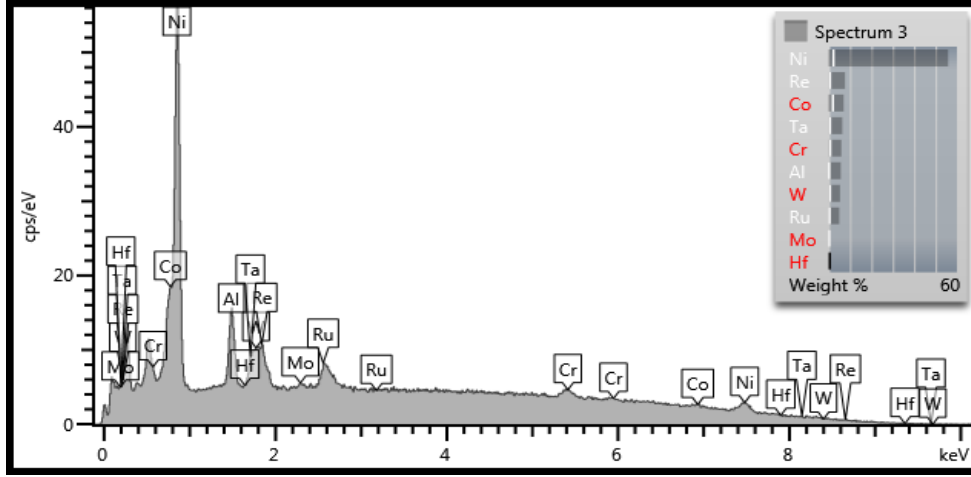


Şekil 5.22. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra analizi yapılan 2. Bölgenin EDS grafiği

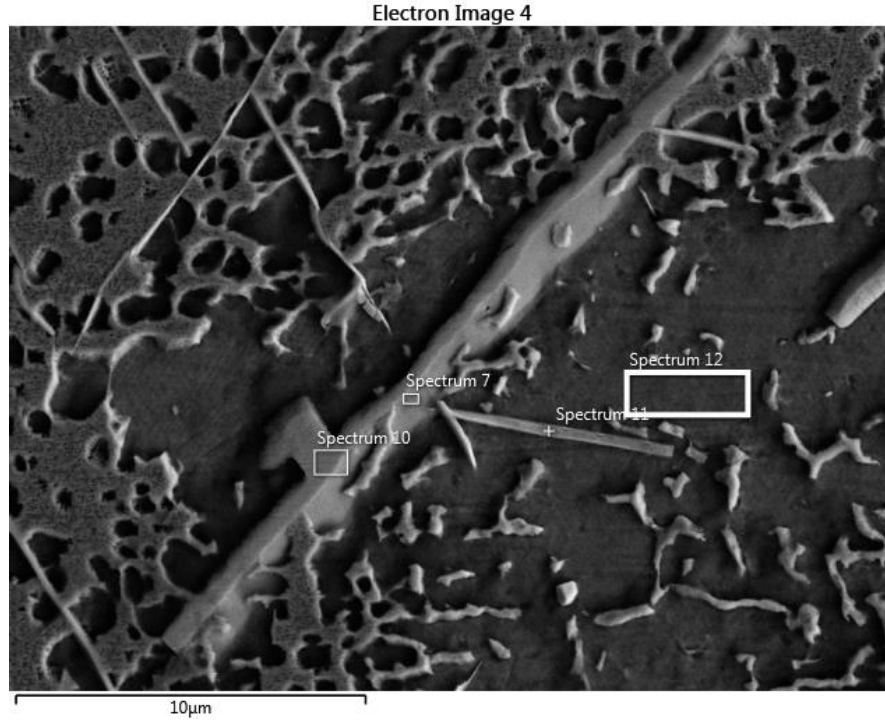


Şekil 5.23. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra tane sınırında analizi yapılan bölgenin TEM görüntüsü

Şekil 5.23’te tane sınırı olarak görülen bölgede bulunan elementlerin belirlenmesi için elementel analiz yapılmıştır (EDS). EDS grafiği Şekil 5.24’te gösterilmiştir. Bölgede bulunan elementlerin yüzde oranları da Çizelge 5.3’te gösterilmiştir.

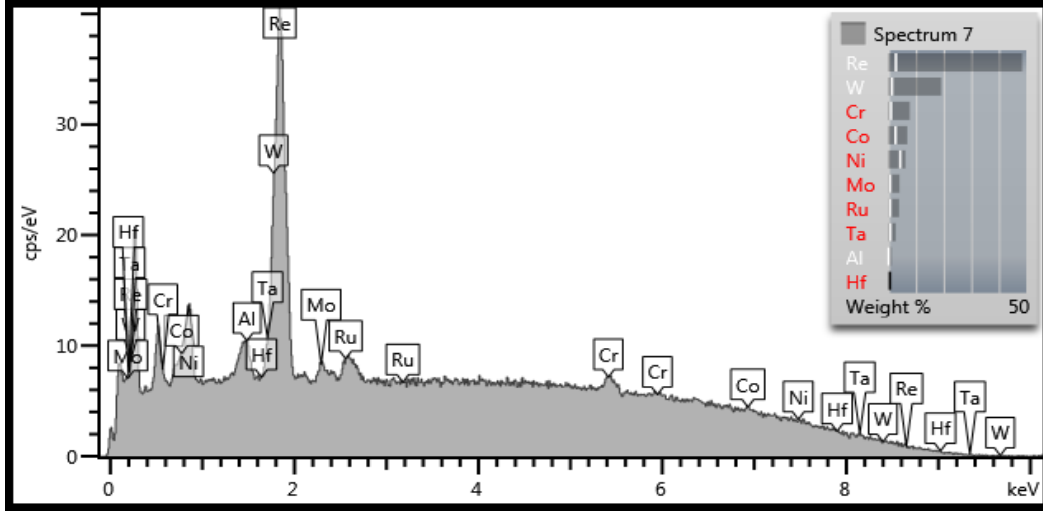


Şekil 5.24. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra analizi yapılan 3. bölgenin EDS grafiği

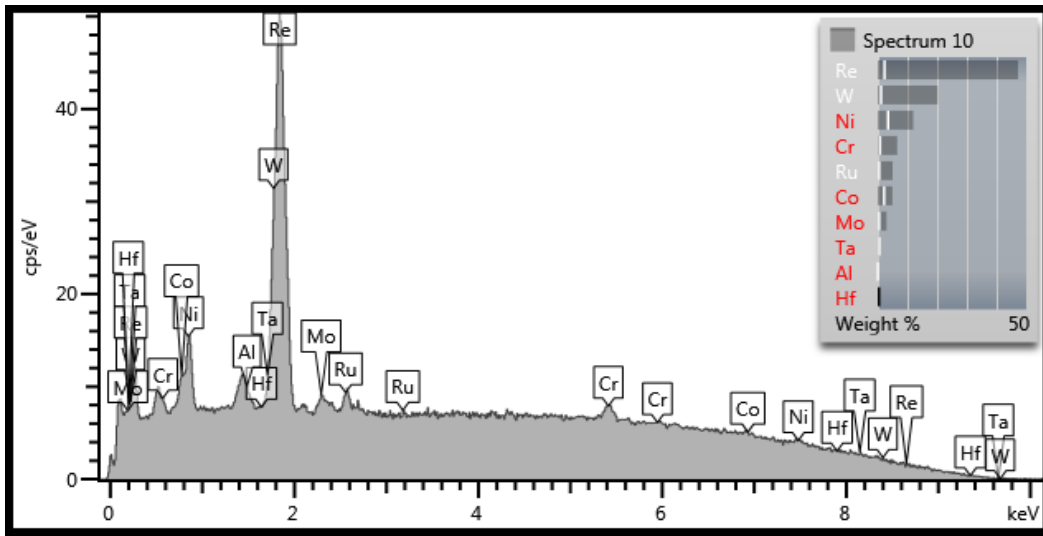


Şekil 5.25. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra oluşan iğnemsiz bölgelerin TEM görüntüsü

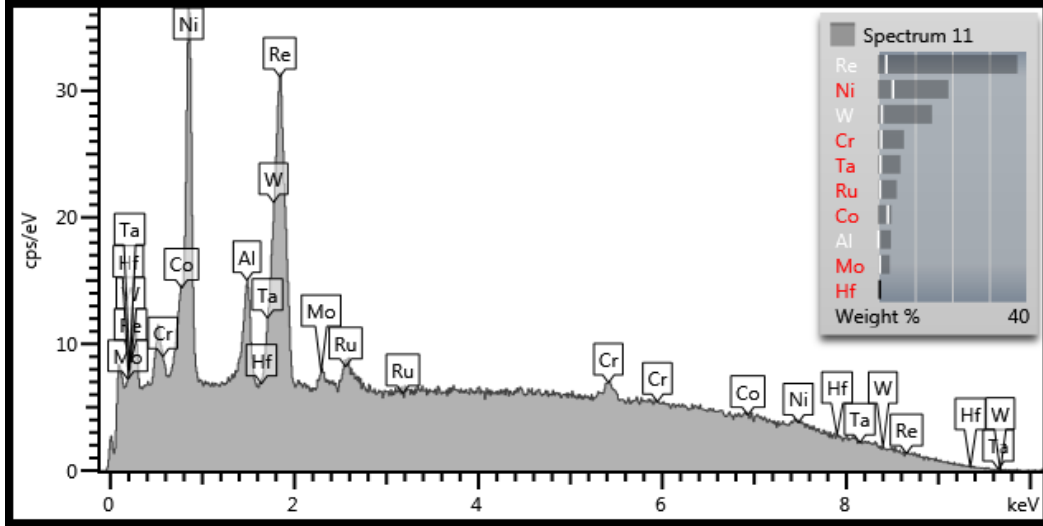
Şekil 5.25’te iğnemsiz görünümlü bölgelerdeki bulunan elementlerin belirlenmesi için elementel analiz yapılmıştır (EDS). EDS grafikleri Şekil 5.26, Şekil 5.27, Şekil 5.28 ve Şekil 5.29’da gösterilmiştir. Bölgede bulunan elementlerin yüzde oranları da Çizelge 5.4’te gösterilmiştir.



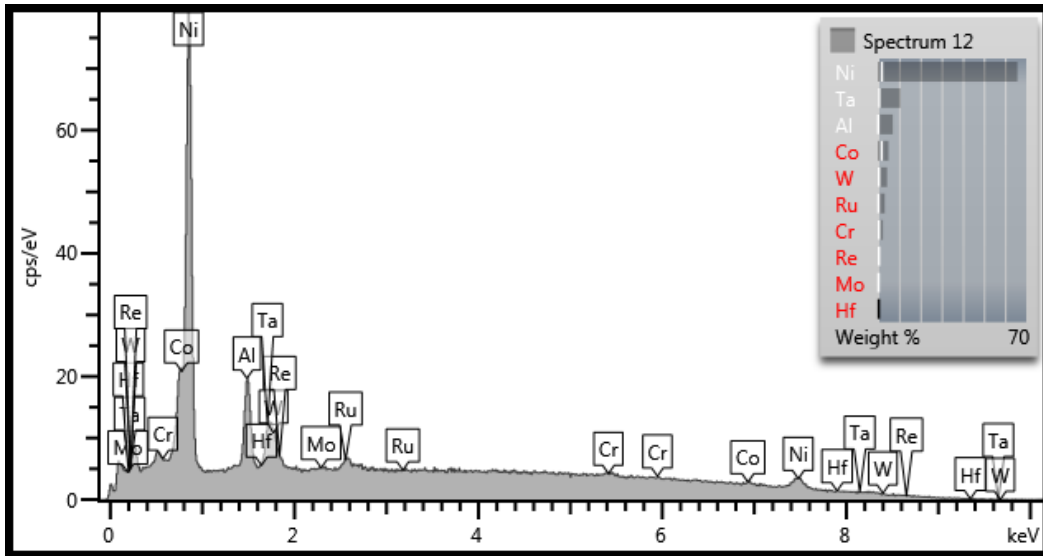
Şekil 5.26. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra analizi yapılan 7.bölgenin EDS grafiği



Şekil 5.27. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra analizi yapılan 10. bölgenin EDS grafiği



Şekil 5.28. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra analizi yapılan 11.bölgenin EDS grafiği



Şekil 5.29. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra analizi yapılan 12. Bölgenin EDS grafiği

Çizelge 5.3. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlama yapıldıktan sonra TEM analizi yapılan bölgelerin EDS analiz sonuçları 1

Element	Bölge 1		Bölge 2		Bölge 3	
	%Wt	%Wt Sigma	%Wt	%Wt Sigma	%Wt	%Wt Sigma
Al	7.11	0.36	4.23	0.22	5.72	0.30
C	3.04	0.69	6.88	0.69	5.92	0.72
Co	7.37	1.98	8.35	1.90	7.02	2.02
Ni	60.50	2.19	52.58	2.22	55.68	2.27
Mo	1.36	0.42	2.00	0.39	1.08	0.42
Ru	3.12	0.48	5.88	0.48	4.97	0.51
Hf	0.00	0.55	0.12	0.45	0.00	0.52
Ta	10.71	0.75	3.54	0.54	6.40	0.64
W	4.55	0.64	5.64	0.61	5.35	0.65
Re	2.23	0.62	10.79	0.72	7.69	0.70
Total	100		100		100	

Farklı faz oluşumlarının olduğu düşünülerek bu bölgelere elementel analiz yapılmıştır. Tavlama sonrasındaki 1. bölgenin TEM görüntüsündeki elementel analiz verisinde (EDS) ağırlıkça %60,50 Ni ve %10,71 Ta bulunmaktadır. Bölgede ikincil faz olarak görev alan intermetalik bileşenler gözlemlenmektedir. İntermetalikler yapıda katı mukavemetlendirici rolündedirler. Tantal yapıya oksidasyon direnci sağlar (Rowe vd., 1974).

Farklı faz oluşumlarının olduğu düşünülerek bu bölgelere elementel analiz yapılmıştır. Tavlama sonrasındaki 2. bölgenin TEM görüntüsündeki elementel analiz verisinde (EDS) ağırlıkça %52,58 Ni ve %10,79 Re bulunmaktadır. Renyum da rutenyum gibi katı çözümlü mukavemetlendirici olarak bulunur. Renyum yapıda γ matris fazının sertliğini artırır. Renyum süper alaşımlarda yüksek sıcaklıkta sürünme dayanımını artırmaktadır (Neumeie vd., 2011).

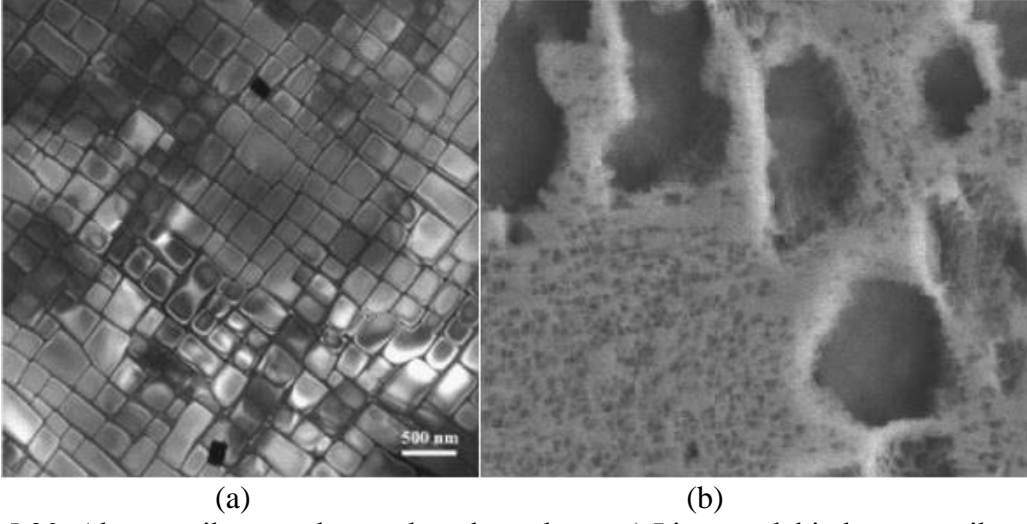
Tavlama sonrasındaki 3.bölgenin TEM görüntüsündeki elementel analiz verisinde (EDS) ağırlıkça konsantrasyonu yüksek element gözlemlenmemektedir. Herhangi bir farklı faz ya da oluşum yoktur. Malzemenin ana yapısı konumundadır. Analizler incelendiğinde elementlerin matris faz içerisinde homojen dağıldığı gözlemlenmiştir.

Çizelge 5.4. TMS-238 alaşımının 1000°C’de 70 saat homojenleştirme tavlaması yapıldıktan sonra TEM analizi yapılan bölgelerin EDS analiz sonuçları 2

Element	Bölge 7		Bölge 10		Bölge 11		Bölge 12	
	%Wt	%Wt Sigma	%Wt	%Wt Sigma	%Wt	%Wt Sigma	%Wt	%Wt Sigma
Al	1.17	0.13	0.54	0.09	3.55	0.25	7.11	0.34
C	7.73	0.94	6.54	0.74	7.03	0.92	2.40	0.60
Co	6.82	2.56	4.94	2.15	3.68	2.71	5.02	1.85
Ni	6.17	4.31	11.94	3.47	19.07	4.10	65.80	1.99
Mo	3.95	0.61	2.92	0.47	3.24	0.57	0.39	0.36
Ru	3.87	0.63	5.00	0.50	5.09	0.63	3.35	0.40
Hf	0.00	0.51	0.00	0.41	0.00	0.54	0.00	0.50
Ta	2.64	0.66	0.79	0.54	6.10	0.73	10.67	0.69
W	19.17	1.27	20.14	1.11	14.62	1.12	4.36	0.57
Re	48.48	2.75	47.20	2.26	37.62	2.31	0.89	0.54
Total	100		100		100		100	

Isıl işlem sonrasında yeni ortaya çıkan bu oluşumların analizi yapılmıştır. Tavlama sonrasındaki iğnemsiz bölgelerin (7,10 ve 11. bölgeler) TEM görüntülerindeki elementel analiz verilerinde (EDS) ağırlıkça wolfram ve renyum konsantrasyonlarının çok yüksek çıktığı görülmektedir. Tavlama sonrası ortaya çıkan yeni bir oluşumdur. W-Re bileşenleri yapıda çekme mukavemetini, sünekliği ve sertliği artırır. Yüksek sıcaklık ortamlarında kullanımına uygun olacak şekilde ergime noktası yüksektir. Bileşik, yapının yeniden kristallenme sıcaklığını artırır. Oksitlenme direnci sağlar. Yüksek ya da düşük sıcaklık uygulamalarında oksitlenme direnci yüksektir. Aşınma direnci yüksektir (Chen vd., 2018).

Tavlama sonrasındaki 12. bölgenin TEM görüntülerindeki elementel analiz verisinde (EDS) 2. bölgede olduğu gibi tantal yapıda nikel ile ikincil faz durumunda intermetalik olarak görülmektedir. İntermetalikler yapıda katı mukavemet güçlendirici olarak bulunur (Rowe vd., 1974).



Şekil 5.30. Alaşım mikro yapılarının karşılaştırılması a) Literatürdeki alaşımın mikro yapısı, b) ürettiğimiz alaşımın mikro yapısı

6. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, 6. nesil süper alaşım olan TMS-238'in dökümü incelenmiştir. Optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu ile analizleri yapılmıştır. Deneysel sonuçlar ile literatürdeki malzeme karşılaştırıldığında çalışmanın başarıyla gerçekleştiği gözlemlenmiştir.

Havacılık sektöründe, ticari ve savaş uçaklarında kullanılan malzemelerin korozyon direnci, yüksek sıcaklık mukavemet değerlerinin yüksek olması istenir. Günümüzde kullanılan malzemeler bu gereksinimleri tam olarak karşılamamaya başlamıştır. Bundan dolayı dünyada süper alaşımlara olan ihtiyaç giderek artmaktadır. Petro kimya endüstrisi, nükleer enerji santralleri ve uzay çalışmaları için de yüksek sıcaklıklarda mukavemetlerini koruyan bu tip malzemelere gerek duyulmaktadır. Çalışma özellikle savunma sanayiinde dışa bağımlılığın üretimin ilk aşamasından itibaren ortadan kaldırılmasını ve bu konuda imkanlar elverdiği ölçüde başarının sağlanabileceğini göstermek amacıyla yapılmıştır.

Alaşımın ülkemizde akademik ve endüstriyel alanda üretilmemiş olması da bize ayrı bir motivasyon katmıştır. Ülkemizde, savunma ve havacılık sanayine artan önem ve yatırımlar göz önüne alındığında, çalışmamızın araştırmacı ve üretim sektöründe çalışan kişilere referans olacağı düşünülmektedir. Çalışmamız ülkemiz literatürü açısından önem taşıyacaktır.

İleride yapılacak çalışmalarda malzemenin tek kristal üretim yöntemlerinden uygun olanı seçilerek, tek kristal üretimi sağlanabilir.

Alaşımın geliştirilmesi için alaşım elementlerinin ve oluşan fazların etkileri daha detaylı incelenebilir. Farklı ısıl işlem ve üretim yöntemleri kullanılarak malzemenin yüksek sıcaklık mukavemet özellikleri üzerine çalışma yapılabilir.

Malzemenin oksidasyon özellikleri incelenerek, yüksek sıcaklıkta oksidasyon direnci gereken alanlarda kullanımına referans olunabilir.

KAYNAKLAR DİZİNİ

- Akca, E., Gursel, A., 2015, A Review on Superalloys and IN718 Nickel-Based INCONEL Superalloy. *Periodicals of Engineering and Natural Sciences*, 3 (1):15-27.
- Anonim, 2000, It's Elemental The Element Nickel, <https://education.jlab.org/itselemental/ele028.html>, erişim tarihi: 27.05.19.
- Anonim, 2002, Vacuum Induction Melting and Casting, <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=1505>, erişim tarihi: 19.05.2019.
- Anonim, 2011, Vacuum Casting: Part One, <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=277>, erişim tarihi: 14.05.2019.
- Bell, T., 2018, Metal Profile: Nickel, <https://www.thebalance.com/metal-profile-nickel-2340147>, erişim tarihi: 27.05.2019.
- Betteridge, W., 1982, Cobalt and its alloys. Ellis Horwood Limited.
- Bhadeshia, H. K. D. H., 2002, Nickel Based Superalloy: Dislocation Structure, <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2002/Zhang.html>, erişim tarihi: 20.05.2019
- Bradley, E.F., 1979, Source Book on Materials for Elevated-Temperature Applications, American Society for Metals, Metals Park, OH. 29.
- Chen Y, Li Y-H, Gao N, et al., 2018, New interatomic potentials of W, Re and W-Re alloy for radiation defects. *Journal of Nuclear Materials* 502, 141-153.
- Choudhury, I.A., El-Baradie, M.A., 1998, Machinability of nickel-base super alloys: a general review, *Journal of Materials Processing Technology School of Mechanical and Manufacturing Engineering, Dublin City University, Glasnevin, Dublin 9, Ireland*, 77, 278–284.
- Cox. D.C., Roebuck, B., Rae, C.M.F., 2003, Recrystallisation of Single Crystal Superalloy CMSX-4. *Materials Science and Technology*. 19: p. 440- 446.
- Çay, V.V., Ozan, S., 2005, Süperalaşım ve Uygulama Alanları, Doğu Anadolu Bölgesi Araştırmaları, 178-188.
- Davis, J. R., 1997. Heat Resistant Materials, ASM International, Materials Park, OH, p.345-389.
- Dey G. K., 2003, Physical metallurgy of nickel aluminides. *Sadhana* 28(1 & 2), 247–262
- Eker, A.A., 2008. Süper Alaşımlar, Malzeme 2 Ders Notları, Y.T.Ü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, İstanbul.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Erdoğan M., (Çeviri), 2001, Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri, Demir Dışı Alaşımlar, Nobel Yayınevi, Cilt 2, 2. Baskı, Ankara.
- Erdoğan, H. O., 2015, NiTi Şekil Bellek Alaşımların Süperelastik Özelliklerinin Termomekanik İşlemler ile İyileştirilmesi, Hacettepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makina Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, 138s.
- Erdoğan, M., Cakmakkaya, M. ve Erol, A., 2005, Katı elementlerin süper alaşımlara kazandırdığı genel özellikler, Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 41-46.
- Erickson G., 1994, Single Crystal Nickel-Based Superalloy, United States Patent Number 5366695.
- Erickson, G.L., 1996, The Development of the CMSX-11B and CMSX-11C Alloys for Industrial Gas Turbine Application. Superalloys. p. 45-62.
- Ezugwu, E.O., Bonney, J. and Yamane, Y., 2003, An overview of the machinability of aeroengine alloys, Journal of Materials Processing Technology, 134, 233-253.
- Ezugwu, E.O., Wang, Z.M., and Machadop, A.R., 1998, The machinability of nickel based alloys: a review, Journal of Materials Processing Technology, 86 (1-3): 1-16.
- Feng, Q., Nandy, T.K., Tin, S., Pollock, T.M., 2003, Solidification of HighRefractory Ruthenium-Containing Superalloys. Acta Materialia. 51: p. 269-284.
- Fuchs, G.E., 2001, Solution Heat Treatment Response of a Third Generation Single Crystal Ni-base Superalloy. Materials Science and Engineering A, 300: p. 52-60
- Gökmen, U., 2014, Nikel Esaslı Metal Tozlarının Enjeksiyon Kalıplanabilmesi İçin Bağlayıcı Sisteminin Geliştirilmesi ve Sinterlenmesi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Ana Bilim Dalı. Doktora Tezi, 228s.
- Jovanović, M. T., Lukić, B., Mišković, Z., Bobić, I., Cvijović, I., & Dimčić, B., 2007, Processing and some applications of nickel, cobalt and titanium-based alloys. Association of Metallurgical Engineers of Serbia, p. 91-106.
- Kahraman, F., 2008, Süperalaşımların Nitrürlenerek Yüzey Özelliklerinin İncelenmesi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü. Doktora Tezi, 92s.
- Karabulut, Ş., 2006, Inconel 718 Süper Alaşımların İşlenmesinde Talaş Kırılma Problemleri ve Talaş Kırıcı Tasarımı, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı Yüksek Lisans Tezi, 122s.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Kawagishi, K., Yeh, A. C., Yokokawa, T., Kobayashi, T., Koizumi, Y., & Harada, H. 2012, Development of an oxidation-resistant high-strength sixth-generation single-crystal superalloy TMS-238. *Proceedings of Superalloys*, 9-13.
- Kayalı, E.S., 1991, *Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları*. İstanbul: İTÜ Yayınlar,2, 350-361.
- Kearsey R., Beddoes J., Jones P., and Au P., 2004, *Compositional Design Consideration for Microsegregation in Single Crystal Superalloy Systems*, *Intermetallics*. p. 50
- Kitaguchi, H., 2012, *Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys*, *Metallurgy- Advances in Materials and Processes*,19-42, <https://www.intechopen.com/books/metallurgy-advances-in-materials-and-processes/microstructure-property-relationship-in-advanced-ni-based-superalloys>, erişim tarihi: 30.05.2019.
- Knop. M., 2015, *Development of Co-Ni Superalloys*, Imperial College London, Department of Materials, PhD Thesis, 163p.
- Kocaman, E., Altuncu, E., & Kayıkçı, R., 2017, *Nikel Esaslı Tek Kristal Türbin Kanadı Süper Alaşımları ve Teknolojik Beklentiler*, 30-39, https://www.metalurji.org.tr/dergi/dergi169/d169_3039.pdf erişim tarihi: 8.9.2019.
- Kovan, V., 2006. *Oksit Dispersiyon Sertleştirme Yapılmış NiCr8020(2.4869) Nikel Esaslı Süper Alaşımın Termomekanik Yorulma Davranışının Belirlenmesi*, Doktora Tezi, Pamukkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Denizli, 137s.
- Loria, E.A., 1992, *Recent Development in The Progress of Superalloy 718*, *JOM* 44 (6), 33–36.
- Matthew, J.D.J., 1984, *Superalloys*, American Society for Metals.p.102-111.
- Montakhabrazlighi, M., 2018, *Integrated Computational Alloy Design, single Crystal Growth, and Characterization of Nickel Base Superalloys*, Boğaziçi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Doktora Tezi, 212s.
- Neumeier S, Pyczak F, Goken M., 2011, *Influence of rhenium and ruthenium on the local mechanical properties of the γ and γ' phase in nickel-base superalloys*. *Philos Mag A* 91(33):1– 13. <https://doi.org/10.1080/14786435.2011.607139>
- Novikov, İ.İ., 2012, *Metallerin Isıl İşlem Teorisi*, Ankara: Nobel Akademik Yayıncılık, 1.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Özdoğru, F.E., 2002, CrCoNi Süperalaşımın Yüksek Sıcaklık Oksidasyon ve Karbürizasyon Davranışı, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Mühendisliği Ana Bilim Dalı. Yüksek Lisans Tezi, 82s.
- Pollock T.M., 1995, The Growth and Elevated Temperature Stability of High Refractory Nickel-base Single Crystals, *Materials Science and Engineering B*, 32: p. 255-266.
- Pollock T.M., Tin, S., 2003, Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties. *Journal of Propulsion and Power*. (3,1): 361-374.
- Ren, W., Niu, C., Ding, B. et al. 2018, Improvement in creep life of a nickel-based single-crystal superalloy via composition homogeneity on the multiscales by magnetic-field-assisted directional solidification. *Sci Rep* 8, 1452 doi:10.1038/s41598-018-19800-5
- Roger, C.R., 2006, Historical Development of Superalloys, *The Superalloys Fundamentals and Applications*, 19-24.
- Ross, E.W., O'Hara, K.S., 1996, Rene' N4: A First Generation Single Crystal Turbine Airfoil Alloy with Improved Oxidation Resistance, Low Angle Boundary Strength and Superior Long Time Rupture Strength. *Superalloys*, TMS, Warrendale, PA. 1996: p. 19-25.
- Rowe, A. P., Bigelow, W. C., & Asgar, K., 1974, Effect of Tantalum Additions to a Cobalt-Chromium-Nickel Base Alloy. *Journal of Dental Research*, 53(2), 325–333. <https://doi.org/10.1177/00220345740530022401>
- Saunders, N., Guo, Z., Li, X., 2004, Modeling the Material Properties and Behaviour of Ni-based Superalloys. Submitted to *Superalloys*. p. 571-580.
- Shas, D. M. and Duhl, D. N., 1984, "The Effect of Orientation, Temperature and Gamma Prime Size on the Yield Strength of a Single Crystal Nickel Base Superalloy," East Hartford, Connecticut, *Superalloys*, p.105-114.
- Sims C., Hagel W.C., 1972, *The Superalloys*. John Wiley & Sons. New York, N.Y. p. 279-504.
- Sims, C. T., Hagel, W. C., 1972, *Nickel Base Alloys, The Superalloys*, 25-32.
- Sims, C. T., Stoloff, N. S., and Hagel, W. C., 1986, "Superalloys II", Wiley, New York, p. 519-547.
- Sims, C.T., Stoloff, N.S. and Hagel, W.C., 1987, *Superalloys II*. John Wiley & Sons. New York, N.Y: p. 98-449.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Tali, D., 2010, Nikel Esaslı Inconel 718 Süper Alaşımının Tornalamasında Yüzey Pürüzlülüğünün İncelenmesi, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı. Yüksek Lisans Tezi, 170s.
- The Materials Information Society, 1990. Metals Handbook 10th Edition, Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys, ASM International, USA,1.
- Tien J.K., Caulfield T. Superalloys, Supercomposites and Superceramics. Academic Press. New York, N.Y. 1989: p. 120-153.
- Tin, S., Pollock, T.M., 2009, Phase Instabilities and Carbon Additions in SingleCrystal Nickel-base Superalloys. Materials Science and Engineering A, 348: p. 111-121.
- Vattre A., 2009, Strength of Single Crystal Superalloys: From Dislocation Mechanism to Continuum Micromechanics, Mines Paris-ParisTech, Paris, 17 December 2009.
- Yablinsky, C., 2010, Characterization of Fatigue Mechanisms in Ni-based Superalloys. (Electronic Thesis or Dissertation). Retrieved from <https://etd.ohiolink.edu/>
- Yazıcıoğlu, O., 1999, Makine Elemanları, Beta Yayınevi, İstanbul, 950-951.
- Zeytin, K. H., 1998, Silisyum Katkısının Döküm CrNiCo Süperalaşımının Özelliklerine Etkisi, Doktora Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 142s.
- Zhao, J. C., Henry, F. M., 2002, The Thermodynamic Prediction of Phase Stability in Multicomponent Superalloys, JOM, 54, 37-45.
- Zhu, Z., 2014, Analysis and Design of Nickel-Based Single Crystal Superalloys (PhD Thesis). Oxford University, UK, 219p.