



MARMARA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



**TURBOJET MOTORDA KULLANILMIŞ VE
KULLANILMAMIŞ NİKEL BAZLI
SÜPERALAŞIM TÜRBİN ROTORLARIN
MEKANİK VE MİKROYAPI İNCELEMESİ**

CEMRE ÖZGÜL

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı

DANIŞMAN

Dr. Öğr. Üyesi Elif UZUN KART

İSTANBUL, 2021



**MARMARA UNIVERSITY
INSTITUTE FOR GRADUATE STUDIES
IN PURE AND APPLIED SCIENCES**



**COMPARISON OF MECHANICAL AND
MICROSTRUCTURAL PROPERTIES
BETWEEN OPERATED AND UNOPERATED
NICKEL BASED SUPERALLOY TURBINE
ROTORS IN TURBOJET ENGINE**

CEMRE ÖZGÜL

MASTER THESIS

Department of Metallurgical and Materials Engineering
Metallurgical and Materials Engineering

Thesis Supervisor

Dr. Öğr. Üyesi Elif UZUN KART

ISTANBUL, 2021

TEŞEKKÜR

Daha ilk günden zorluklarla başlayan tez çalışmam boyunca tüm yardımseverliği ve pratikliği ile desteğim olan; tüm yakınmalarımı ve itirazlarımı büyük bir sabır ve anlayış içinde dinleyerek bana yeni yollar açan; vermiş olduğu tüm zaman sınırlarını aşmış olmama rağmen gülyüzünü bir kez olsun eksik etmeyen saygıdeğer hocam Dr. Elif UZUN KART'a tüm kalbimle teşekkürlerimi sunarım.

Türkiye'de daha önce çalışılmamış bir konu üzerinde çalışma fırsatını bana verdiği ve desteğini hiçbir zaman esirgemediği için başta Sn. Cüneyt KENGER olmak üzere tüm Kale Arge A.Ş. ailesine derin saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmalarımı destekleyen Marmara Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi (FEN-C-YLP-100719-0244)'ne teşekkürlerimi sunarım.

Bilgi ve tecrübesiyle bana her zaman rehber olan; tüm deneysel çalışmam boyunca kapısını aşındırdığım halde beni hiçbir zaman geri çevirmeyen öğrenci dostu kıymetli hocam Doç.Dr. Havva KAZDAL ZEYTİN'e; yardımseverlik bir insan olsaydı kesinlikle kendisi olurdu dememe yol açan, sorularımı büyük bir iyi niyetle yanıtlayan Erdem GÜNGÖR'e en içten teşekkürlerimi sunarım. Deneysel çalışmalarında büyük destek veren Dr. Hüseyin AYDIN, Bilal TEYMUR, Aygün GÜNGÖR ve Adem DENİZ başta olmak üzere tüm TÜBİTAK MAM Yüksek Sıcaklık Malzemeleri Araştırma Geliştirme ve Onarım Mükemmeliyet Merkezi ailesine teşekkürlerimi sunarım.

Tez sürecinin tüm sancılı zamanlarında fikirleriyle yoluma ışık tutan, düştüğüm her an kalkmam için elini her zaman ilk uzatan, dar dediğimizin iki ucu keskin bıçak olduğunu kulağıma küpe eden sevgili ağabeyim Kadir Çağlar TILKI'ye; yana yakıla tez konusu aradığım ve bir dönemimi sadece bunun için harcadığım bir zamanda vermiş olduğu tavsiyelerle tez konumu belirlememi sağlayan Deniz Gürkan UZLU'ya; en kısa sohbetimizde bile verdiği bilgiler ile beni şaşırtıp bazen de mavi ekran vermeme sebep olan, mühendisliğine hayranlık duyduğum Dinçer DEMİRCİ'ye; günlerce düşündürdüğüm, geceleri uykumu kaçıran imalat sorunlarımı pratik zekası ile en fazla bir saatte çözerek beni benden alan Yasin ACAR'a; desteğini her zaman hissettiğim, pozitif enerjisi

ve bilgisi ile örnek almaya çalıştığım Bülent CANDAN'a; sona yaklaştıkça daha acılı ve yıpratıcı bir sürece dönüşen bu tez sürecini, yapmış olduğu ücretsiz psikolojik destek seanslarıyla atlatmamı sağlayan Osman İlker SAVAŞERİ'ne; mühendisliği, görülmemiş derecede etkili kullanarak ufkumu açan, hatta bazen dumura uğratan Erkan ABDULHAMİTBİLAL'e; yaptığım tüm kötü şivelere ve şakalara rağmen gösterdiği güleryüz ve anlayışı için kıymetli ağabeyim Şerif Buğra SARIŞIK'a; tüm huysuzluğuma rağmen ilgisini ve desteğini hiç esirgemeyen Hakan DURLU'ya sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Eğitim hayatım boyunca beni her zaman destekleyen, faydalı bir birey olmamı her daim öğütleyen ve bu yolda karşılaştığım zorlukları aşabilmem için beni yüreklendiren başta annem Atike GAZNELİ olmak üzere sevgili aileme minnettarım.

Mart, 2021.

Cemre ÖZGÜL

İÇİNDEKİLER

| | |
|---|----|
| 1. GİRİŞ | 1 |
| 1.1. Gaz Türbinli Motorlar | 1 |
| 1.2. Motor Sınıflandırması | 2 |
| 1.2.1. Turbojet Motorlar | 6 |
| 2. TÜRBİNLER..... | 8 |
| 3. NİKEL BAZLI SÜPERALAŞIMLAR | 14 |
| 3.1. Nikel Bazlı Süperalaşımların Faz Yapısı | 16 |
| 3.1.1. Gama Matrisi (γ)..... | 16 |
| 3.1.2. Gama Prime (γ')..... | 16 |
| 3.1.3. Gama Double Prime (γ'')..... | 18 |
| 3.1.4. Karbürler | 18 |
| 3.1.5. Borürler | 21 |
| 3.1.6. TCP (Topolojik Sıkı Paket) Fazı | 22 |
| 3.2. Alaşım Elementlerinin Nikel Süperalaşımlara Etkisi | 23 |
| 3.3. Nikel Süperalaşımların Çökeltme Sertleşmesi (Yaşlandırma) | 27 |
| 4. MAR M-247 NİKEL BAZLI SÜPERALAŞIMI | 29 |
| 5. MATERYAL ve YÖNTEM..... | 36 |
| 5.1. Numunelerin Hazırlanması | 38 |
| 5.1.1. Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Numunelerinin Hazırlanması..... | 38 |
| 5.1.2. Sertlik Ölçümü ve Metalografi Numunelerinin Hazırlanması | 39 |
| 5.1.3. Bakalite Alma | 40 |
| 5.1.4. Zımparalama..... | 41 |
| 5.1.5. Parlatma | 41 |
| 5.1.6. Optik Mikroskop İncelemesi | 42 |
| 5.1.7. Dağlama | 42 |
| 5.1.8. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemesi | 43 |
| 6. BULGULAR VE TARTIŞMA..... | 43 |
| 6.1. Sertlik Ölçüm Sonuçları..... | 43 |
| 6.2. Yüksek Sıcaklık Çekme Testi | 44 |
| 6.3. Optik Mikroskop Mikroyapı İnceleme Sonuçları..... | 44 |

| | |
|---|----|
| 6.4. Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemesi..... | 53 |
| 7. SONUÇ..... | 57 |



ÖZET

TURBOJET MOTORDA KULLANILMIŞ VE KULLANILMAMIŞ NİKEL BAZLI SÜPERALAŞIM TÜRBİN ROTORLARIN MEKANİK VE MİKROYAPI İNCELEMESİ

Gaz türbinli motorların yüksek itki ve düşük yakıt tüketimi sağlamasının yanı sıra, hafif olması arzu edilmektedir. Gaz türbinli motorlar tasarlanırken özellikle türbin giriş sıcaklıkları büyük önem taşır çünkü turbomakinelerde türbin girişi en zorlayıcı koşul olarak kabul edilmektedir. Çalışma koşulu nedeniyle yüksek sıcaklık ve yüklere maruz kalan türbinlerin malzeme seçimi büyük önem taşımaktadır. Süperalaşım lar yüksek mukavemet, uzun yorulma ömrü, kırılma tokluğu, sürünme direnci ve yüksek sıcaklıkta gerilme-kopma direnci sağlayarak bir jet motoru türbin malzemesi için tercih sebebi olmaktadır. Döküm nikel bazlı süperalaşım lar, türbin kanatları olarak uzun yıllardır kullanılmaktadır. Nikel bazlı süperalaşım lar iyi dökülebilirliğe ve mukavemete sahiptir ve ayrıca sürünme ve sıcak korozyona karşı dirençleri oldukça iyidir.

Bu tez çalışmasında Kale Arge A.Ş.'de geliştirilmekte olan turbojet motorda kullanılmış ve kullanılmamış, aynı tasarıma sahip aynı ısıl işlem uygulanmış iki adet nikel bazlı süperalaşım türbin, mikroyapı incelemesine ve mekanik incelemeye tabi tutulmuştur. Türbinlerden çıkarılan numunelerin mikroyapısı, metalografik muayene ve Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) ile incelenmiştir ve maruz kalınan yüksek sıcaklığın malzemenin mikroyapısına etkisi araştırılmıştır. Çalışma koşulu nedeniyle mikroyapı içerisinde oluşan fazlar ve oluşan bu fazların malzemenin tane yapısında meydana getirdiği değişiklikler incelenmiştir. Aynı zamanda türbinlerden yüksek sıcaklık çekme testi için ve sertlik ölçümü için numune alınmıştır. Yüksek sıcaklık çekme testi ve sertlik ölçümü yapılan numunelerin mekanik özelliklerindeki farklılıklar gözlenmeye çalışılmıştır.

Yapılan çalışmalar sonucunda turbojet motorda kullanılmış olan türbinin sertliğinin, çekme dayanımının ve sünekliğinin kullanılmamış türbinden daha iyi olduğu görülmüştür. Her iki türbinden alınan numunelerin mikroyapıları incelenmiş olup çalışmış türbinin gama prime hacim oranının çalışmamış türbinden daha yüksek olduğu tespit edilmiştir ve servis koşulunda türbinin yaşlanmaya devam ettiği sonucuna varılmıştır.

ABSTRACT

COMPARISON OF MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES BETWEEN OPERATED AND UNOPERATED NICKEL BASED SUPERALLOY TURBINE ROTORS IN TURBOJET ENGINE

In addition to providing high thrust and low fuel consumption, gas turbine engines are desired to be lightweight. Turbine inlet temperatures are particularly important when designing gas turbine engines because the turbine inlet is considered the most challenging condition in turbomachinery. Material selection is of great importance for turbines exposed to high temperatures and loads due to their operating conditions. Superalloys are preferred for a jet engine turbine material by providing high strength, long fatigue life, fracture toughness, creep resistance, and high-temperature stress-rupture resistance. Cast nickel-based superalloys have long been used as turbine blades. Nickel-based superalloys have good castability and strength and are also highly resistant to creep and hot corrosion.

In this thesis, two nickel-based superalloy turbines which are used and not used in turbojet engine being developed in Kale Arge and have the same design and same heat treatment were subjected to microstructure investigation and mechanical inspection. The microstructure of the samples taken from the turbines was examined by metallographic examination and Scanning Electron Microscope (SEM) and the effect of high-temperature exposure on the microstructure of the material was investigated. The phases formed in the microstructure due to the working conditions and the changes caused by these phases in the grain structure of the material were examined. At the same time, samples were taken from the turbines for high-temperature tensile testing and hardness measurement. The differences in the mechanical properties of the samples that were tested for high temperature tensile and hardness measurements were observed.

As a result of the studies, it was observed that the hardness, tensile strength, yield strength, and ductility of the turbine used in the turbojet engine were better than the not used turbine. As the microstructures of the samples taken from both turbines were examined, it was determined that the gamma prime volume fraction of the used turbine was higher than the not used turbine and it was concluded that the turbine continued to age under service condition.

SEMBOLLER/SYMBOLS

| | |
|----------------|-----------------------------|
| % | : Yüzde |
| ° | : Derece |
| : | : Oran |
| ft | : Yükseklik (fit) |
| MPa | : Megapascal |
| Ksi | : İnç Kare Başına Kilopound |
| Psi | : İnç Kare Başına Pound |
| T _m | : Ergime Noktası |
| γ | : Gama |
| γ' | : Gama prime |
| γ'' | : Gama double/çift prime |
| η | : Eta |
| δ | : Delta |
| σ | : Sigma |
| χ | : Chi/Hi |
| μ | : Mi |
| h | : Saat |
| kg | : Kilogram |
| HRC | : Rockwell C Sertliği |
| T | : Sıcaklık |

KISALTMALAR/ABBREVIATIONS

F : Fahrenheit

C : Celcius

K : Kelvin

MC : Metal Karbür

BCC : Hacim Merkezli Kübik

FCC : Yüzey Merkezli Kübik

TCP : Topolojik Sıkı Paket

SEM : Taramalı Elektron Mikroskobu

EDS : Enerji Yayınım Spektrometresi (Energy Dispersive Spectrometry)

APB : Anti-faz Sınırı (Anti Phase Boundry)



ŞEKİL

| | |
|---|----|
| Şekil 1.1 Motor basınç oranının yıllar içindeki değişimi | 2 |
| Şekil 1.2 Yanma sıcaklığındaki gelişme | 2 |
| Şekil 1.3 Aero-Motor türleri | 2 |
| Şekil 1.4 Turbofan Motorunun ana bölümleri | 3 |
| Şekil 1.5 Engine Alliance GP7000 Turbofan Motoru..... | 3 |
| Şekil 1.6 Turbojet Motor | 4 |
| Şekil 1.7 General Electric A J85-GE-17A Turbojet Motoru..... | 4 |
| Şekil 1.8 Turboprop Motor..... | 5 |
| Şekil 1.9 General Electric T64 Turboprop Motoru..... | 5 |
| Şekil 1.10 Turboşaft Motor | 6 |
| Şekil 1.11 Rolls Royce M250 Turboşaft Motoru | 6 |
| Şekil 1.12 F104 uçağı ve J79 Turbojet Motoru | 8 |
| Şekil 2.1 Kanat malzemesi iyileştirilmesiyle yanma sıcaklığının artışı..... | 9 |
| Şekil 2.2 Jet motorlarında yıllara göre malzeme kullanımı..... | 10 |
| Şekil 2.3 Jet motorlarında performans iyileştirmeleri..... | 11 |
| Şekil 2.4 Uçak türbin motorları için süperalaşım sıcaklık sınırında iyileşme | 13 |
| Şekil 2.5 Motor Boeing 787'de kullanılan General Electric'tir (CF6) | 13 |
| Şekil 2.6 Çeşitli metalik malzeme aileleri için çevresel direnç ve dayanım | 14 |
| Şekil 3.1 Süperalaşımın genel gerilme-kopma davranışı | 15 |
| Şekil 3.2 Gama prime fazının temsili morfolojileri | 18 |
| Şekil 3.3 Nikel bazlı süperalaşımındaki karbür morfolojileri | 19 |
| Şekil 3.4 Mar M-246'da bulunan MC karbürün Çin yazısı benzeri morfolojisi | 20 |
| Şekil 3.5 Nikel ve kobalt bazlı süper alaşımlarda karbür örnekleri..... | 21 |
| Şekil 3.6 Mar M-247 nikel bazlı süperalaşımda bulunan TCP fazı..... | 22 |
| Şekil 3.7 Nikel bazlı süperalaşımlarda kullanılan alaşım elementleri | 27 |
| Şekil 4.1 Mar M-247 nominal kimyasal kompozisyonu | 29 |
| Şekil 4.2 Mar M-247 alaşımının tipik mikroyapısı..... | 31 |
| Şekil 4.3 (a) ve (b) Mar M-247 süperalaşımının As-cast mikroyapısı..... | 32 |
| Şekil 4.4 1250 °C'de 77 dakika çözeltiye alınmış numune mikroyapısı | 32 |
| Şekil 4.5 1250 °C'de 77 dakikadan fazla çözeltiye alınmış numune mikroyapısı | 33 |
| Şekil 4.6 1250 °C 310 dakika çözeltiye alınmış numune mikroyapısı | 33 |
| Şekil 4.7 980 °C'de 300 dakika ve 870 °C'de 1200 dakika yaşlandırılmış numune mikroyapısı | 33 |
| Şekil 4.8 Mar M-247 süperalaşım mikroyapısı | 34 |
| Şekil 4.9 Mar M-247 birincil karbürlerinin morfolojisi – genel görünüm..... | 35 |
| Şekil 4.10 Mar M-247 birincil karbürlerinin morfolojisi – Çin yazısı..... | 35 |
| Şekil 4.11 Gama prime partikülleri..... | 36 |
| Şekil 4.12 Gama/Gama Prime ötektik yapı | 36 |
| Şekil 5.1 Temsili türbin rotor geometrisi | 37 |
| Şekil 5.2 Zwick Roell Z600..... | 38 |
| Şekil 5.3 Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Numuneleri..... | 39 |
| Şekil 5.4 Mikrosertlik Ölçüm Cihazı | 39 |
| Şekil 5.5 Bakalite alınmış numuneler. | 40 |
| Şekil 5.6 Stuers ProntoPress-20..... | 40 |
| Şekil 5.7 Otomatik Zımparalama Makinesi..... | 41 |
| Şekil 5.8 Otomatik Parlatma Makinesi. | 41 |
| Şekil 5.9 Nikon Eclipse L150 Optik Mikroskop. | 42 |
| Şekil 5.10 Zeiss Evo MA10 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) | 43 |

| | |
|--|----|
| Şekil 6.1 Dağlanmamış P1 numunesi 10x mikroyapı görüntüsü..... | 45 |
| Şekil 6.2 Dağlanmamış P3 numunesi 10x mikroyapı görüntüsü..... | 45 |
| Şekil 6.3 Dağlanmamış P7 numunesi 10x mikroyapı görüntüsü..... | 46 |
| Şekil 6.4 Dağlanmamış G1 numunesinin 10x mikroyapı görüntüsü. | 47 |
| Şekil 6.5 Dağlanmamış G3 numunesinin 10x mikroyapı görüntüsü. | 47 |
| Şekil 6.6 Dağlanmamış G7 numunesinin 10x mikroyapı görüntüsü. | 48 |
| Şekil 6.7 Dağlanmamış P numunelerinin 50x mikroyapı görüntüsü. a) P1. b) P3. c) P7. | 48 |
| Şekil 6.8 Dağlanmamış G numunelerinin 50x mikroyapı görüntüsü. a) G1. b) G3. c) G7. | 49 |
| Şekil 6.9 Dağlanmış P1 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü..... | 49 |
| Şekil 6.10 Dağlanmış P3 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü..... | 50 |
| Şekil 6.11 Dağlanmış P7 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü..... | 50 |
| Şekil 6.12 Dağlanmış G1 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü. | 51 |
| Şekil 6.13 Dağlanmış G3 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü. | 51 |
| Şekil 6.14 Dağlanmış G7 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü. | 52 |
| Şekil 6.15 P numunesi SEM görüntüsü..... | 53 |
| Şekil 6.16 P numunesi SEM görüntüsü..... | 54 |
| Şekil 6.17 G numunesi SEM görüntüsü. | 54 |
| Şekil 6.18 G numunesi SEM görüntüsü. | 55 |
| Şekil 6.19 P numunesi tane sınırı SEM görüntüsü. | 55 |
| Şekil 6.20 P numunesi karbürleri SEM görüntüsü..... | 56 |
| Şekil 6.21 G numunesi tane sınırı SEM görüntüsü. | 56 |
| Şekil 6.22 G numunesi karbürleri SEM görüntüsü..... | 57 |

TABLO

| | |
|--|----|
| Tablo 3.1 Ni ve Fe-Ni süperalaşımındaki başlıca alaşım elementleri aralıkları | 26 |
| Tablo 3.2 Alaşım elementlerinin nikel bazlı süperalaşımındaki rolü | 27 |
| Tablo 4.1 Mar M-247 Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Sonuçları | 34 |
| Tablo 5.1 P türbin rotoru kimyasal analiz sonuçları | 37 |
| Tablo 5.2 G türbin rotoru kimyasal analiz sonuçları | 38 |
| Tablo 6.1 Mikrosertlik ölçüm sonuçları | 43 |
| Tablo 6.2 Yüksek sıcaklık çekme testi sonuçları | 44 |



1. GİRİŞ

1.1. Gaz Türbinli Motorlar

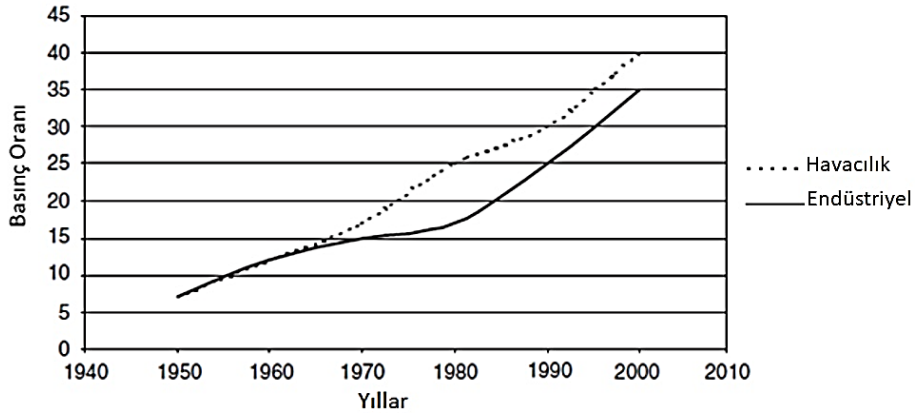
Büyüklüğüne ve ağırlığına göre büyük miktarda enerji üreten gaz türbinlerinde son 20 yılda büyük bir gelişme görülmüştür. Bu gelişme, malzeme teknolojisinin, yeni kaplamaların ve yeni soğutma sistemlerinin gelişmesinde öncüdür [1].

Bugün gaz türbini motoru, 1960'lı yıllara kadar havacılıkta ortak güç kaynağı olan pistonlu motoru neredeyse tamamen yerinden etmiş olup, uçak itkisinin en etkili ve en yaygın yöntemi olmuştur. Başlıca turbojet, turbofan, turboprop ve turboşaft motoru şeklinde sınıflandırılan gaz türbinli motorlar havacılıkta en önemli teknolojik kazanımlardan birini temsil etmekte ve başarılı bir şekilde kullanılması tüm havacılık alanındaki ilerlemenin hızlanmasını mümkün kılmaktadır [2].

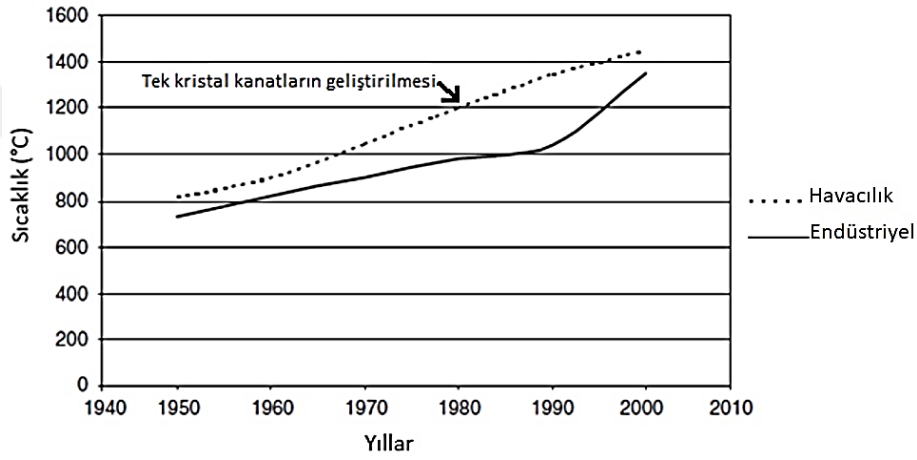
Havacılık motorları, gaz türbinindeki teknolojinin çoğunda lider olmuştur. Bu motorlar için tasarım kriterleri; uçuş süresi boyunca birden çok başlatma, esnek çalışma, yüksek güvenilirlik ve yüksek performanstır. Havacılık motorunun performansı her zaman temel olarak itki/ağırlık oranına göre derecelendirilmiştir. Motorun itki/ağırlık oranındaki artış, kompresördeki kanatçıkların geliştirilmesiyle ve aynı zamanda türbinin basınç oranını ve yanma sıcaklığını optimize ederek elde edilmektedir [1].

Basınç oranı ve yanma sıcaklığının artışı Şekil 1.1 ve 1.2'de gösterilmektedir. Hem basınç oranının hem de yanma sıcaklığının artışı birbirine paraleldir çünkü her iki artış da optimum termal verimin elde edilmesi için gereklidir [1].

Geçmişte, gaz türbini diğer güç kaynaklarıyla karşılaştırıldığında nispeten yetersiz bir güç kaynağı olarak algılanmaktaydı. 1950'lerin başlarında %15 kadar düşük olan gaz türbinlerinin verimliliği bugün %45-50 aralığındadır. Gaz türbinlerinin çoğu için sınırlayıcı faktör türbin giriş sıcaklığı olmuştur. Buhar veya şartlandırılmış hava kullanan yeni soğutma sistemleri ve kanat metalurjisindeki gelişmeler sayesinde daha yüksek türbin sıcaklıkları elde edilmiştir. Yeni gaz türbinlerinin giriş sıcaklıkları 2600 °F (1427 °C)'a ve %45 ve üzeri verimlilikle basınç oranı 40:1'e kadar yükselmiştir [1].



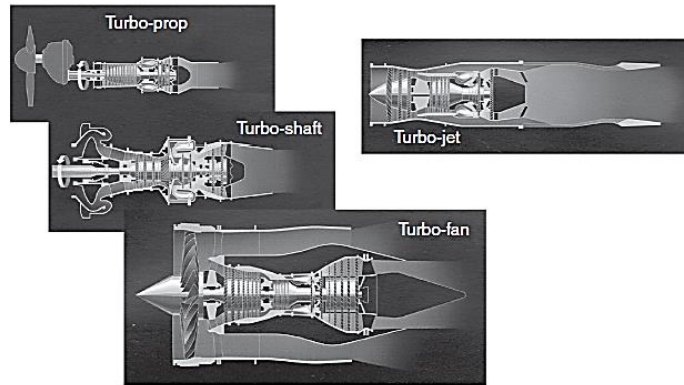
Şekil 1.1 Motor basıñç oranının yıllar içindeki değişimi [1].



Şekil 1.2 Yanma sıcaklığındaki gelişme [1].

1.2. Motor Sınıflandırması

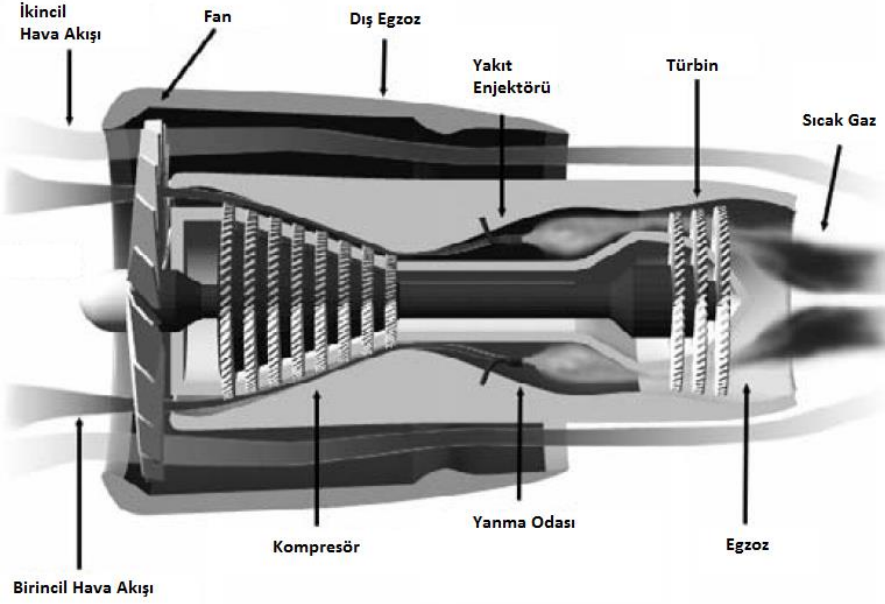
Turbojet, turbofan, turboprop ve turboşaft olmak üzere havacılık endüstrisinde kullanılan başlıca dört farklı gaz türbin motoru vardır (Şekil 1.3) [3].



Şekil 1.3 Aero-Motor türleri [3].

Gaz türbinlerinin tümü, kesin anlamda birer gaz jeneratörleridir. Sıcak gazlar, şaft gücü

üretmek için bir türbin aracılığıyla veya itki oluşturmak için bir egzoz nozul yoluyla genişletilmektedir. Bazı gaz jeneratörleri, sıcak gazlarını yalnızca itki üretmek için bir nozül yoluyla genişletmektedir. Bu üniteler jet motorları (veya turbojetler) olarak tanımlanmaktadır. Diğer gaz türbinleri sıcak gazın bir kısmını nozül yoluyla itki oluşturmak ve gazın geri kalanını bir pervaneyi çalıştırmak için bir türbin yardımı ile genişletmektedir. Bu birimlere turbofan denmektedir [4].



Şekil 1.4 Turbofan Motorunun ana bölümleri [5].

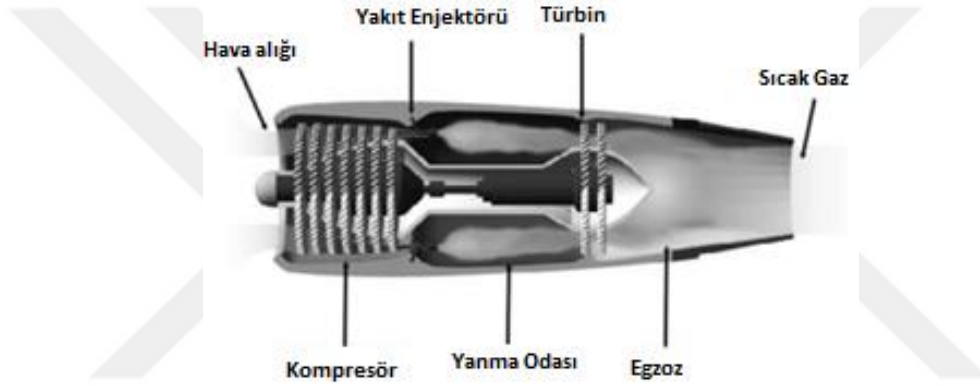


Şekil 1.5 Engine Alliance GP7000 Turbofan Motoru [6].

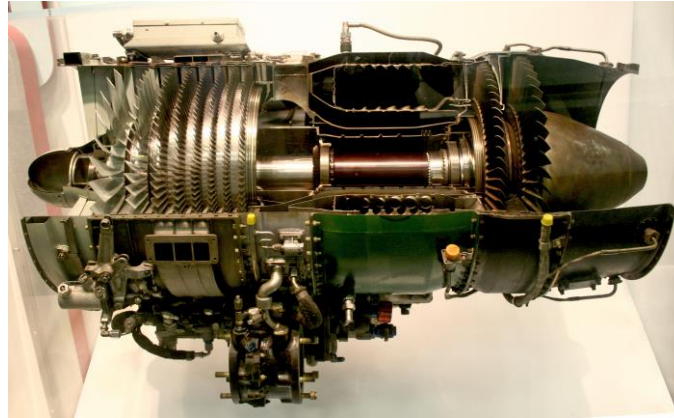
Turbojet ve turbofan motorları, egzoz gazı tarafından üretilen tepki kuvvetleri ile doğrudan itici kuvvetler sağlar. Turbofan motorları, temel gaz türbin motorunun en modern çeşididir (Şekil 1.4 ve 1.5) [5, 6]. Motora giren havanın bir kısmı fandan geçerek

kompresöre doğru devam etmekte ve yanmanın meydana geldiği yanma odası içinde yakıtla karışmaktadır. Sıcak hava türbinden geçerek egzozda iletilmekte ve buradan da dışarı atılarak ters yönde itki elde edilmektedir. Fandan giren havanın kalan kısmı ise motorun etrafından geçmekte ve soğuk itki sağlamaktadır [2, 7].

Turbojetler, geliştirilen ilk türbin motoru türüdür (Şekil 1.6 ve 1.7) [5, 8]. Bu motorların tüm itki gücü, motorun çekirdeği olarak adlandırılan türbin ve egzozdan gelmektedir [5]. Hava, önce kompresöre yumuşak ve düzgün bir hava akımı vermesi gereken emme bölümüne girer. Kompresöre gelen hava sıkıştırılır ve basıncı artırılır. Elde edilen enerji transferi sadece basınçta değil, sıcaklık ve yoğunlukta da yükselmeye neden olur [2].



Şekil 1.6 Turbojet Motor [5].



Şekil 1.7 General Electric A J85-GE-17A Turbojet Motoru [8].

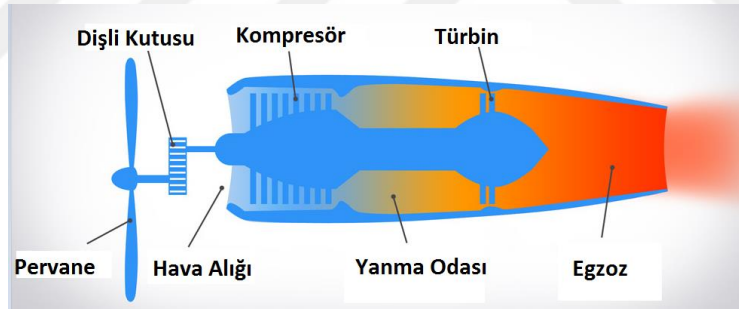
Basıncı hava kompresörden çıktığında, yakıtın enjekte edildiği ve yakıldığı yanma odasına girer ve böylece hava akışına büyük ölçüde daha enerji katar [2].

Enerjinin gazdan emildiği ilk durak olan gaz türbini, bu motor sınıfına adını vermektedir. Türbinin görevi, kompresörün çalıştırılması için gaz enerjisinin mekanik enerjiye

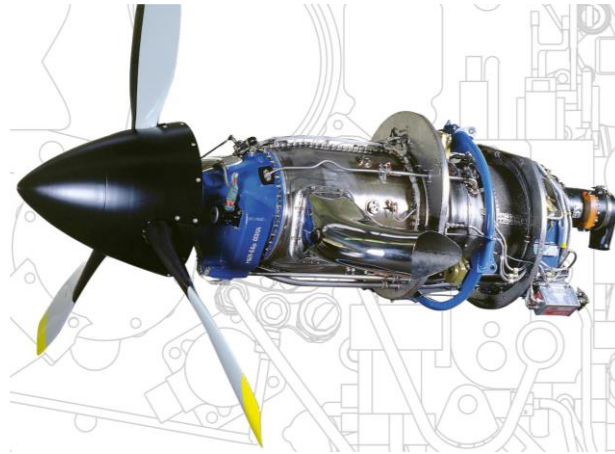
dönüştürülmesini ve ayrıca motorun çalışması için gerekli bazı aksesuarların kullanımını sağlamaktır [2].

Yanma odasından çıkan sıcak gaz, türbinden geçtiğinde enerjisi tükenmemektedir. Gazın ısı ve basınç enerjisinin büyük bir kısmı kinetik enerjiye dönüştürülmek üzere hala mevcuttur. Bu ısı ve basıncın kinetik enerjiye dönüşümünü gerçekleştirmek egzozun görevidir. Yüksek egzoz hızı itki üretimi için bir ön koşuldur [2].

Bir ünite neredeyse tüm sıcak gazlarını kompresörü ve ek pervaneyi çalıştıran türbin boyunca genişlettiğinde ve egzozdan çıkan gazdan hiçbir itki meydana gelmediğinde buna turboprop denmektedir [4]. Turboprop motorda dış hava, Şekil 1.8 ve Şekil 1.9’da gösterildiği gibi geleneksel bir pervane tarafından hızlandırılır [9-11]. Pervane düşük hızlarda itki üretmede diğer motorlara göre daha verimlidir [11]. Sıcak gazın enerjisi, pervaneyi döndürmek için shaft gücü sağlayan ilave fakat ayrı bir türbini çalıştırmak için kullanılmaktadır. Egzozdan çıkan gaz, enerjisinin büyük bir kısmını türbinlere iletmekte ve itki üretimi için az miktarda enerji kalmaktadır [2]. Birçok düşük hızlı nakliye uçağı ve küçük banliyö uçağı turboprop itki gücünü kullanmaktadır.

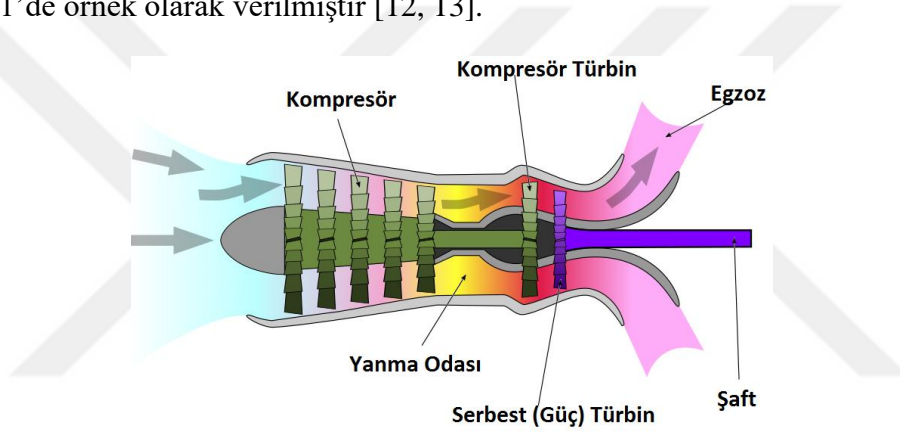


Şekil 1.8 Turboprop Motor [9].

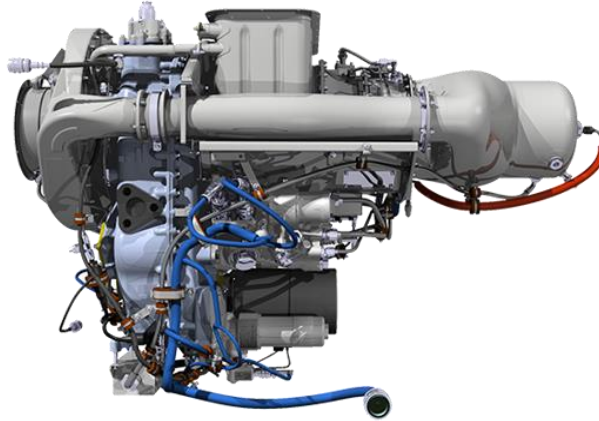


Şekil 1.9 General Electric T64 Turboprop Motoru [10].

Turboşaft motoru ise turboprop motoruna benzemektedir. Pervane kullanımı yerine türbinle çalışan şaft, helikopter rotor kanatlarını çalıştıran bir iletim sistemine bağlanmaktadır. Turboşaft motorun kompresörü, ilk önce gelen havanın basıncını artırmakta ve hava daha sonra yanma odasına yönlendirmektedir. Sıcak gaz, yakıt ile karıştırıldıktan ve yakıldıktan sonra iki ayrı türbin üzerinden tamamen genişlemektedir. Bunlardan ilki kompresörü çalıştırmakta, ikincisi helikopter rotorunu bir aktarma dişlisi üzerinden çalıştırmak için "şaft beygir gücü" sağlamaktadır. Bu motor türü tipik olarak helikopterlerde kullanılmakta, ancak benzer şekilde uçak yer hareketi için pnömatik ve elektrik gücü sağlamak amacıyla yardımcı güç ünitelerinde de kullanılmaktadır [2]. Turboşaft motorun şematik gösterimi Şekil 1.10'da, Rolls Royce M250 Turboşaft Motoru Şekil 1.11'de örnek olarak verilmiştir [12, 13].



Şekil 1.10 Turboşaft Motor [12].



Şekil 1.11 Rolls Royce M250 Turboşaft Motoru [13].

1.2.1. Turbojet Motorlar

Turbojet motoru, temel olarak yakıtı sürekli olarak yakan açık bir tüptür. Newton'un Üçüncü Yasasına göre, sıcak gazlar motorun arkasından yayıldıkça, motor ters yönde

hızlanmaktadır [5].

Turbojet motor başlıca hava alığı, kompresör, şaft, yanma odası, türbin ve egzoz parçalarından oluşmaktadır. Hava alığından motora giren hava kütlesi, kompresöre çekilmektedir. Kompresör mekanik bir cihazdır ve görevi havadaki basıncı artırmak olan hızlı dönen bir hava pompasıdır [2]. Kompresör içerisinde sabit kanatların bulunduğu stator grubu ve dönen kanatların bulunduğu rotor grubu dizilmiştir. Hava alığından giren hava bu kanatlar arasından geçmektedir; havanın akışı düzenlenmekte, hacmi küçülmekte ve basıncı artırılmaktadır. Hacmi küçülüp basıncı artırılan havanın sıcaklığı ve yoğunluğu da artmaktadır.

Sıcaklık artışı kompresörün verimliliğine bağlıdır. Karmaşıklığa bağlı olarak, kompresör basınç oranı 4:1 ila 25:1 arasındadır [14].

Basıncı ve sıcaklığı artırılan hava, yanma odasına iletilmektedir. Bu sırada enjektörlerden yanma odası içine püskürtülen yakıt, hava ile karışmaktadır. Uygun hava-yakıt karışımı elde edildikten sonra ateşleme sistemi çalıştırılır ve motor ateşlenmektedir. Bu kısımda enerji transferi kimyasal bir reaksiyonla sağlanmaktadır. Yanma işlemi sıcaklıkta dik bir artışa neden olurken, basınç neredeyse sabit kalmaktadır. Burası hava akımının, gaz türbininin çalışması için -yani mekanik olarak verimli üretim için- yararlı hale getirilmek üzere işlendiği yerdir [2]. Yanma odasından çıkan havanın sıcaklığı, motor teknoloji seviyesine bağlıdır [14].

Türbinin ana görevi şaftı döndürmektir. Yanma odasından türbinlere iletilen hava, türbin kanatları arasından geçmekte, türbin rotor dönmekte ve bu sayede kompresörün dönmesini sağlayacak olan şaftı döndürmektedir. Türbine gelen hava genişmekte, sıcaklığı ve basıncı azalmaktadır. Türbinin dönmesi için gerekli olan enerji alındıktan sonra arta kalan yeterli miktardaki enerji, egzozu aktarılmaktadır. Türbini terk ederken gaz, hala ortamın tipik olarak en az iki katı basınçtaadır [14].

Egzozun amacı enerjiyi hıza dönüştürmek ve böylece itki üretmektir. Egzoz, motorun itkisini yaratan serbest akış basıncına ulaşana kadar sıcak gaz akışının motorun arkasından çıkmasına izin vermektedir. Çoğu egzoz, akışın genişmesine izin vermeden önce bir şekilde kısıtlamaktadır. Bu ilave basınç ve dolayısıyla ilave itki sağlamaktadır. Aynı zamanda, motorun ürettiği enerji miktarını belirleyen hız ile birlikte kütle akışını da kontrol etmektedir [5].

Bu motorlar, türbin için kullanılan malzemelerin ergime noktalarının üzerinde sıcaklıklar üretebildiğinden, kompresörden gelen havanın sadece yüzde 12 ila 25'i yanarken, geri kalanı yanmış gazları türbine zarar verecek sıcaklıkların altındaki sıcaklıklara soğutmaktadır. Türbin yüzeyindeki gazın sıcaklığı ile dışarıdaki havanın sıcaklığı arasındaki fark ne kadar büyük olursa, o kadar fazla itki elde edilmekte ve motor o kadar verimli olmaktadır [5].



Şekil 1.12 F104 uçağı ve J79 Turbojet Motoru [15].

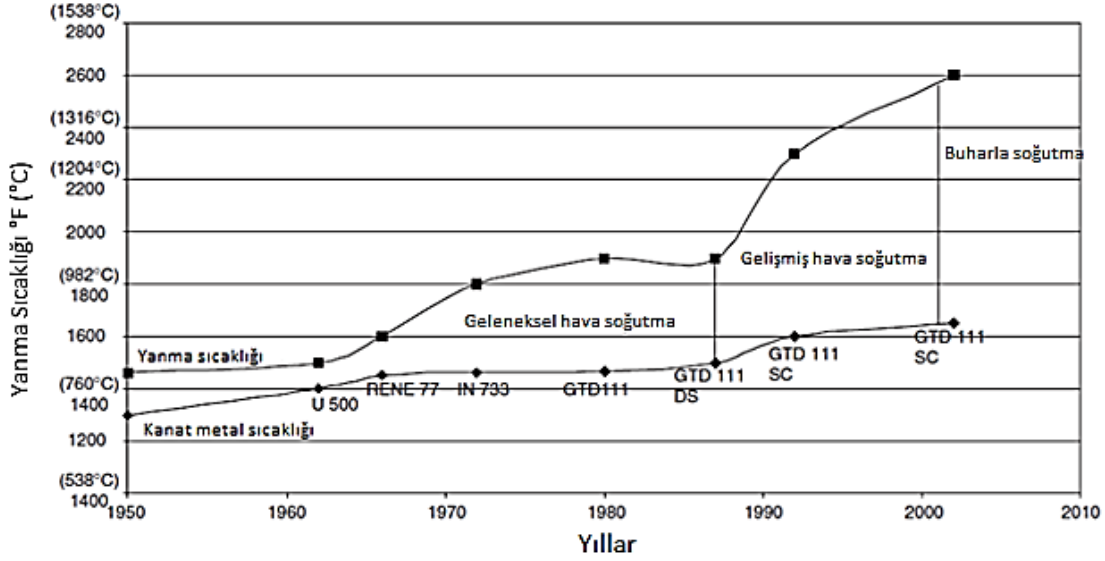
Turbojet motorlar, yüksek hızlı askeri uçaklarda uygulama bulmaktadır. Amerikan Hava Kuvvetleri'ne ait F104 uçağı ve kullanılan J79 turbojet motoru Şekil 1.12'de gösterilmiştir [15]. Bu motorlar ilave itki için isteğe bağlı afterburner (türbin çıkış nozulundan önce egzoz gazının yeniden ısıtılması) içerebilmektedir [16].

2. TÜRİNLER

Bir jet motorunun temel gereksinimleri, hafif ağırlıkta yüksek itki gücü ve düşük yakıt tüketimidir. Bu gereksinimler, ancak yıllar içinde yılda 10 ile 15 °C arasında artan türbin giriş sıcaklıklarını, 1947'de 800 °C'den bugün 1300 °C'ye çıkartarak elde edilebilmiştir. Bu gelişme, gelişmiş türbin malzemelerinden, ancak hepsinden öte gelişmiş soğutma yöntemlerinden kaynaklanmaktadır. Türbin giriş sıcaklığının motor performansı üzerindeki etkisini göstermek için, özgül yakıt tüketimi genellikle belirli bir itki fonksiyonu olarak verilmektedir. Türbin giriş sıcaklığı yükseltilecek birim kütle akış hızı başına daha fazla itki üretilmektedir. Artan türbin giriş sıcaklığıyla birlikte yakıt tüketimi de artmaktadır [2].

Sıcaklık sınırlamaları, gaz türbini verimliliklerinde en önemli sınırlayıcı faktörlerdir. Turbomakine tasarımının karmaşık olması ve verimin doğrudan malzeme performansıya

ilgili olması nedeniyle malzeme seçimi büyük önem taşımaktadır [1]. Soğutma sistemlerinin yanı sıra yeni malzemelerin de geliştirilmesi, türbin giriş sıcaklığının artmasını ve yüksek türbin verimi sağladığını göstermiştir. Örneğin türbin kanadı en şiddetli sıcaklık, stres ve çevre kombinasyonuna dayanmalıdır; genellikle motordaki sınırlayıcı bileşendir. Sıcaklığın ve kanat alaşımı kabiliyetinin eğilimi Şekil 2.1’de gösterilmektedir [1].



Şekil 2.1 Kanat malzemesi iyileştirilmesiyle yanma sıcaklığının artışı [1].

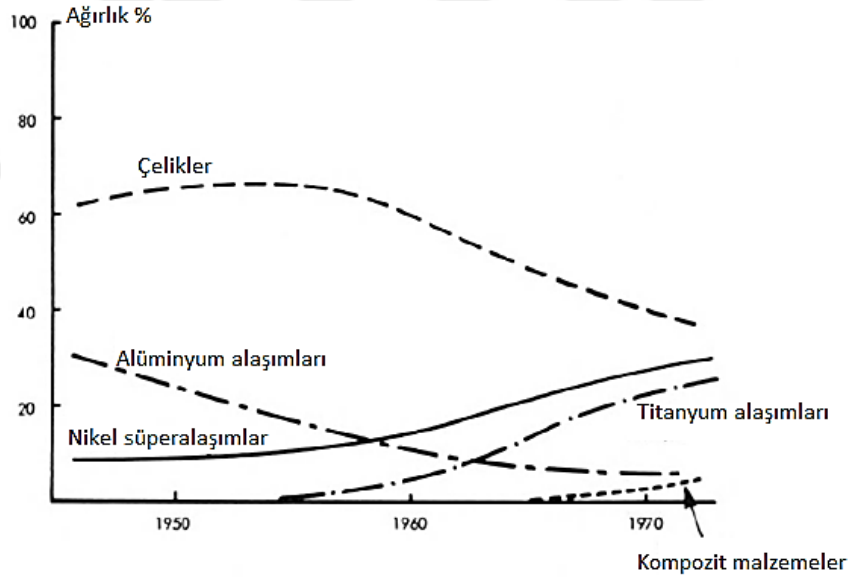
Türbin kanatçıkları kızarmış olarak parlarken, yüksek hızda dönme nedeniyle santrifüj yüklerini taşıyacak kadar güçlü olmalıdır. Yalnızca iki ons ağırlığındaki küçük bir türbin kanadı, en yüksek hızda iki tondan fazla yüke neden olabilmektedir ve kompresörün çalıştırılması için gereken binlerce türbin beygir gücünün üretilmesi için gaz tarafından uygulanan yüksek eğilme yüklerine dayanmalıdır [17].

Yüksek basınçlı türbin kanadı, motordaki herhangi bir bileşenin en zorlu sıcaklık ve stres koşullarında çalışmaktadır. Kanatlar sadece yüksek sıcaklık ve doğrudan gerilme yaşamakla kalmaz, aynı zamanda uçuş döngüsünün çeşitli noktalarında hızlı sıcaklık geçişleri de yaşamaktadır. Kanadı çevreleyen sıcak gazlar yüksek oranda oksitleyicidir. Bu sıcak gazlar klorürler ve sülfatlar gibi kirleticileri içerebilmekte, sıcak korozyona ve ayrıca aşınmaya neden olabilmektedir. Kalkış ve iniş sırasında alınabilen ve Orta Doğu gibi alanlarda 30000 ft yüksekliğe kadar bulunabilecek olan kumdan dolayı erozyon oluşabilmektedir. Yanma işleminde üretilen karbon da erozyona neden olabilmektedir.

Doğrudan gerilme ve sıcaklık kombinasyonu ve sıcaklık geçişleri termal yorulmaya neden olabilirken, sürünmeye de neden olmaktadır [18].

İdeal olarak bir rotor kanadı, termal yorulmadan veya oksidasyondan erken bozulma olmadan, izin verilen maksimum fiziksel yüklere dayanabilmelidir. Bu nedenle alaşımlar öncelikle mekanik strese göre tasarlanmalıdır [2].

Gerilme, sıcaklık ve korozyon etkileşimi, mevcut teknoloji tarafından tahmin edilemeyen karmaşık bir mekanizma göstermektedir. Yüksek performans ve uzun ömür için bir türbin kanadında gerekli malzeme özellikleri; sınırlı sürünme, yüksek kırılma mukavemeti, korozyona karşı direnç, iyi yorulma dayanımı, düşük ısıl genleşme katsayısı ve ısıl zorlamaları azaltmak için yüksek ısıl iletkenliği gerektirmektedir. Bir türbin kanadının hata mekanizması esas olarak sürünme ve korozyonla, ikincil olarak termal yorulmayla ilgilidir. Türbin kanatları için bu tasarım kriterlerini karşılamak, yüksek performans, uzun ömür ve asgari bakım sağlamaktadır [1].



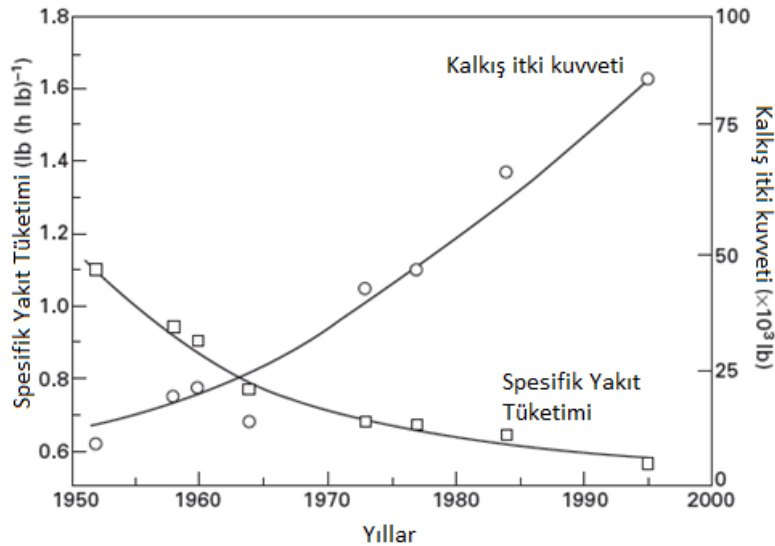
Şekil 2.2 Jet motorlarında yıllara göre malzeme kullanımı [18].

Jet motorlarının kullanımına başlanmasından bu yana kompresör ve türbin bileşenlerinin maruz kaldığı sıcaklıkların artması ve bu dönen bileşenlerin ağırlığının azaltılması isteği ile motorda kullanılan malzemelerin oranlarında aşamalı değişiklikler olmuştur (Şekil 2.2) [18]. Eski jet motorlarında pervaneler, kompresör kanatları ve gövdeleri için önemli miktarda alüminyum kullanılırken diskler, şaftlar ve dişliler için çelikler yaygın olarak kullanılmıştır. Eski Whittle motorlarında bir östenitik çeliğin ve bazı eski Amerikan

motorlarında kobalt bazlı alaşımların kullanılması dışında, türbin kanatları nikel bazlı süperalaşımlardan üretilmiştir [18].

Türbin düzeneğinde daha fazla nikel süperalaşımına ihtiyaç duyulduğundan, örneğin; bazı türbin disklerinde, disk sıcaklığı çeliklerin kapasitesinin ötesinde bir seviyeye yükseldiğinde, bu oran kademeli olarak azaltılmıştır. 1950'lerin ortalarında erken dönem titanyum alaşımlarının üstün özgül gücü, kompresör kanatları ve gövdesinde kullanılmalarıyla sonuçlanmıştır ve 1960 yılında titanyum alaşımlarının kullanımı JT3D motorundaki kompresör disk uygulamalarını içerecek şekilde çok önemli ölçüde genişletilmiştir [18].

1950'lerde ticari jet motorlarının piyasaya sürülmesinden bu yana havacılık endüstrisi performans, güç, yakıt verimliliği ve güvenliği artırmak için motor teknolojisinde sürekli ilerleme kaydetmiştir. Yolcu uçaklarında kullanılan jet motorlarının performans parametrelerindeki gelişmeler Şekil 2.3 ile gösterilmektedir [19, 20]. Kalkış sırasındaki maksimum itki gücü %300 artarken, spesifik yakıt tüketimi ve birim itme başına düşen motor ağırlığı, jet motorlu uçakların kullanılmasından bu yana yarıdan fazla azalmıştır. Ayrıca, modern jet motorları daha dayanıklı, güvenilir, daha sessiz ve daha az kirleticidir. Motor performansındaki bu gelişmeler birçok faktörün sonucudur, ancak şüphesiz nikel bazlı süperalaşımların geliştirilmesi başarı için temel olmuştur [20].



Şekil 2.3 Jet motorlarında performans iyileştirmeleri [19, 20].

Yüksek sıcaklık ve stres gibi aşırı koşullar altında jet motorlarının sıcak bölümlerinde kullanılan malzemeler, aşağıdakileri içeren bazı üstün yüksek sıcaklık özelliklerine sahip

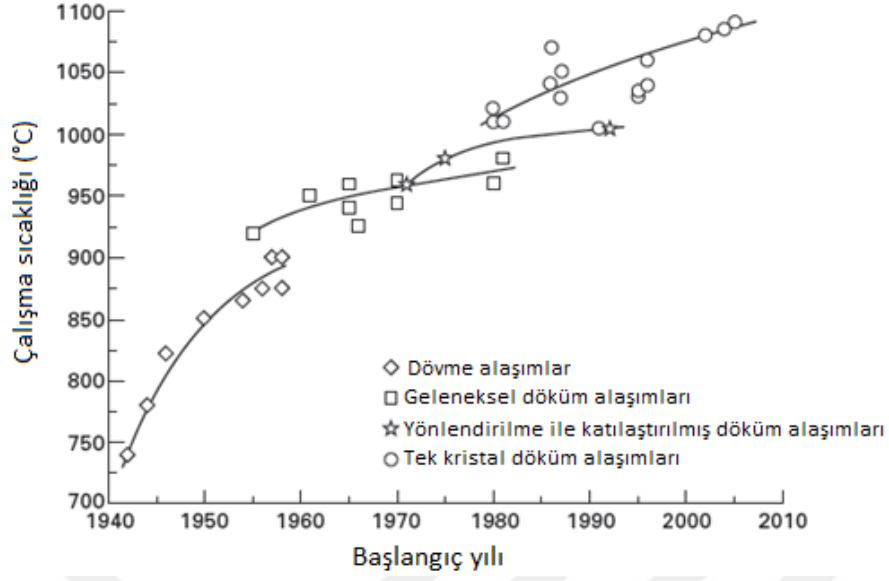
olmalıdır [20]:

- yüksek akma gerilmesi, akmayı ve bozulmayı önlemek için maksimum mukavemet;
- darbe dayanımı ve hasar toleransı sağlamak için yüksek süneklik ve kırılma tokluğu;
- uzun çalışma ömrü sağlamak için yorulma çatlaklarının başlaması ve büyümesine karşı yüksek direnç;
- yüksek sürünme direnci ve gerilme-kopma dayanımı;
- sıcak aşındırıcı gazlara ve oksidasyona karşı direnç;
- dönen parçalar arasında yakın toleransları korumak için düşük termal genleşme.

Jet motorları çeşitli metaller, seramikler ve kompozitler kullanılarak yapılan karmaşık mühendislik sistemleridir, ancak süperalaşımın yüksek itki ve uzun çalışma ömürleri için anahtar malzemedir [20].

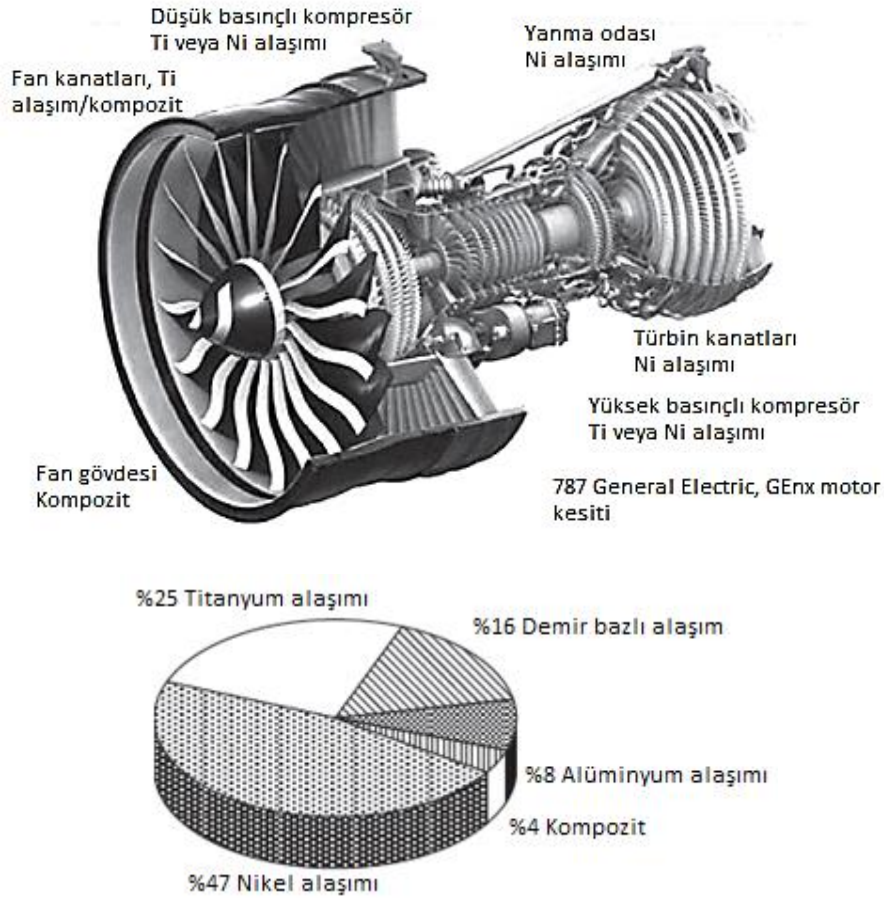
Süperalaşımın yüksek mukavemet, uzun yorulma ömrü, kırılma tokluğu, sürünme direnci ve yüksek sıcaklıkta gerilme-kopma direnci gibi bir jet motoru malzemesinin gerektirdiği birçok özelliğe sahiptir. Ek olarak süperalaşımın diğer birçok metalik malzemenin hızlı bir şekilde bozulmasına neden olan yüksek sıcaklıklarda korozyona ve oksidasyona direnç göstermektedir. Uzun süre 950–1300 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda çalışabilmekte ve bu da modern jet motorlarında kullanım için uygun malzemeler olmalarını sağlamaktadır [20].

Süperalaşımın jet motorların maksimum çalışma sıcaklığını artırmadaki önemli rolü Şekil 2.4'te gösterilmiştir [20]. Bu şekil, 1000 saat boyunca 137 MPa (20 ksi) yüklendiğinde malzemelerin bozulmadan dayanabileceği maksimum sıcaklığın, bir endüstri testi kullanılarak sürünme direncindeki gelişmesini göstermektedir. Jet uçağı döneminde maksimum sıcaklık %50'nin üzerine çıkmıştır. Artan çalışma sıcaklığının motor gücünde sağladığı faydalar muazzam olmuştur. Son 20 yılda gaz türbini motorunun itki gücü %60 oranında artarken, aynı dönemde yakıt tüketimi %15-20 oranında düşmüştür. Motor gücü ve yakıt verimliliğindeki etkileyici kazanımlar, kısmen motorun en sıcak kısımlarında ve özellikle de yüksek basınçlı türbin kanatlarındaki malzeme dayanıklılığındaki gelişmelerle sağlanmıştır [20].



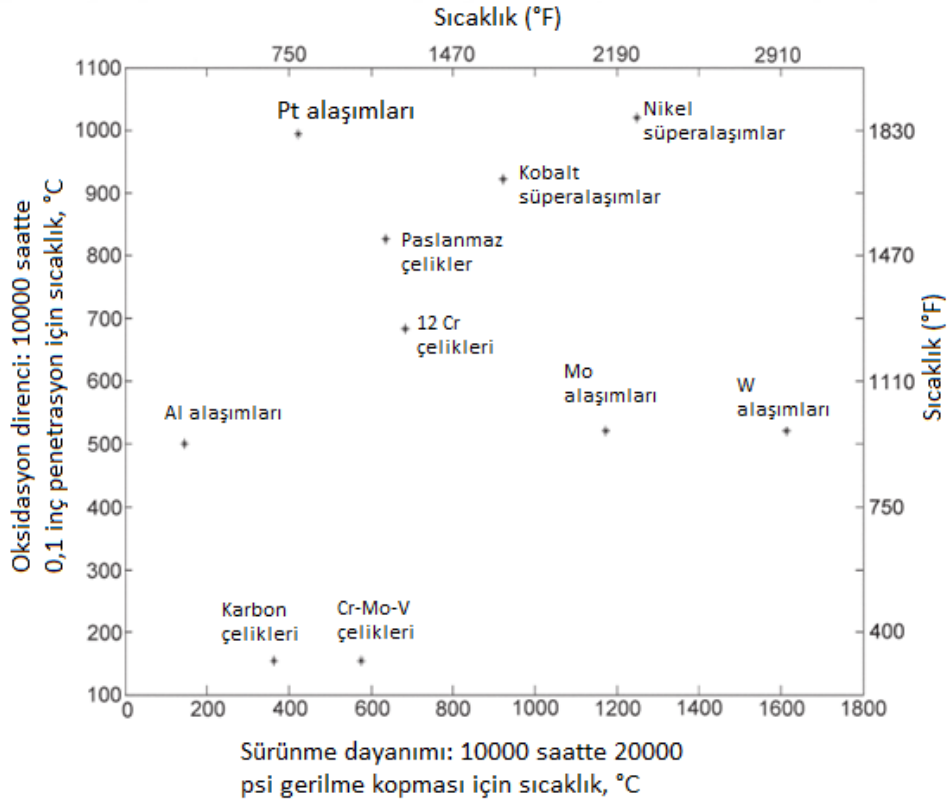
Şekil 2.4 Uçak türbin motorları için süperalaşım sıcaklık sınırında iyileşme [20].

Modern bir jet motorunun ana bileşenlerinde kullanılan malzemeler Şekil 2.5 ile gösterilmektedir [20].



Şekil 2.5 Motor Boeing 787'de kullanılan General Electric'tir (CF6) [20].

Seramikler ve refrakter metal alaşımları gibi yüksek sıcaklıklarda kullanılacak birkaç malzeme grubu olmasına rağmen Şekil 2.6’da gösterildiği gibi yüksek sıcaklık mekanik özellikleri ve çevresel direnç kombinasyonu açısından süperalaşımlar eşsizdir ve yüksek sıcaklıklarda yapısal uygulamalar için birincil seçim olmaktadır [21, 22]. Her ne kadar seramikler çok iyi çevresel dirence sahip olsalar da, düşük kırılma toklukları onları çoğu yapısal uygulama için uygun kılmamaktadır. Refrakter (ısıya dayanıklı) metal alaşımları, yüksek ergime noktalarından dolayı mekanik özelliklerini daha yüksek bir sıcaklıkta tutar ancak oksidasyon direnci düşüktür. Çevresel direnç ve yüksek sıcaklıklarda yüksek mekanik özelliklerin birleşimi, süperalaşımları diğer alaşım sistemlerinden ayırmaktadır [21].

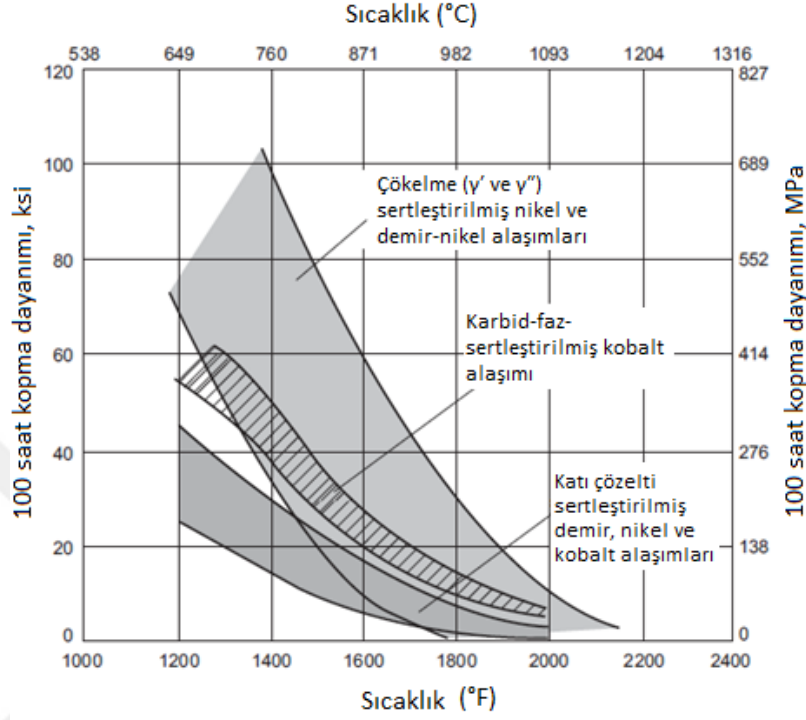


Şekil 2.6 Çeşitli metalik malzeme aileleri için çevresel direnç ve dayanım [21, 22].

3. NİKEL BAZLI SÜPERALAŞIMLAR

Süperalaşımlar, ergime noktalarının %85'ine ($0.85 T_m$) kadar sıcaklıklarda olağanüstü dayanıklılık ve yüzey stabilitesi sergileyen bir grup nikel, demir-nikel ve kobalt bazlı malzemelerdir. Genellikle 540 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda kullanılmaktadırlar [23]. Yüzey merkezli kübik östenitik yapıya sahiptirler. Demir, kobalt ve nikel elementleri periyodik tabloda ardışık pozisyonlara sahip geçiş metalleridir [24].

Bileşimdeki ayarlamalar ve işleme (ısıl işlem dahil) ile özellikler kontrol edilebilir ve bitmiş ürünlerde mükemmel yüksek sıcaklık dayanımları mevcuttur. Üç alaşım sınıfının gerilme kopma davranışının karşılaştırılması Şekil 3.1’de gösterilmiştir [24].



Şekil 3.1 Süperalaşımın genel gerilme-kopma davranışı [24].

Süperalaşım, östenitik yüzey merkezli kübik matris fazı gama- γ ve çeşitli ikincil fazlardan oluşmaktadır. İkincil fazlar tüm süperalaşım türlerinde MC, $M_{23}C_6$, M_6C ve M_7C_3 (nadir) karbürleridir; nikel-bazlı süperalaşımarda yüzey merkezli kübik gama prime- γ' $Ni_3(Al, Ti)$, hacim merkezli tetragonal gama double prime- γ'' Ni_3Nb , hegzagonal eta- η Ni_3Ti ve ortorombik delta- δ Ni_3Nb intermetalik bileşikler bulunmaktadır. Süperalaşım dayanımlarını katı çözelti sertleşmesi ve çökeltmiş fazlardan türetmektedir. Temel güçlendirici çökelti fazları γ' ve γ'' 'dir [25].

Nikel bazlı süperalaşım yüksek sıcaklıklarda çekme, kopma ve sürünme özelliklerini hacim merkezli kübik (BCC) sistemlerden daha fazla koruyabilen, tamamen östenitik yüzey merkezli kübik (FCC) bir yapıya sahiptir. Alaşım gelişimi son 40 yılda basit nikel-krom matrisinden günümüzün çok elementli, çok fazlı sistemlerine kadar deneysel olarak gelişmiştir. Alaşımın oldukça karmaşık bileşimi, birkaç fazdan oluşan optimize edilmiş bir mikroyapı sağlayacak şekilde tasarlanmıştır [18].

3.1. Nikel Bazlı Süperalaşımın Faz Yapısı

Nikel bazlı süperalaşım, östenitik yüzey merkezli kübik gama- γ matrisi içinde matrisle uyumlu intermetalik yüzey merkezli kübik gama prime (γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) çökeltileri, karbürler, borürler, matris boyunca ve tane sınırları boyunca dağılmış diğer fazları içeren bir mikroyapıya sahiptir [23]. Özellikle servis koşullarında yaşanan bazı süperalaşımlarda, topolojik sıkı paket (TCP) fazları μ , σ , Laves, vb. gibi başka fazlar da bulunabilmektedir. Süperalaşımların bileşimleri, bu TCP fazlarının oluşumunu teşvik etmekten çok, önleyecek şekilde seçilmektedir [19].

3.1.1. Gama Matrisi (γ)

Sürekli matris, genellikle kobalt, krom, molibden ve tungsten gibi yüksek oranda katı çözültü elementi içeren, gama (γ) adı verilen yüzey merkezli kübik yapıdaki nikel bazlı östenitik fazdır [21]. Dayanım için γ' ve γ'' gibi intermetaliklerin çökmesine ve yüksek ergime noktalı refrakterlerin çözünmesine izin veren geniş bir çözünürlüğe sahiptir [22]. Tüm nikel bazlı alaşımlar, bu fazı matris olarak içermektedir [23].

3.1.2. Gama Prime (γ')

Ni-Ti/Al tipi nikel ve demir-nikel bazlı süperalaşımlar tipik olarak bir gama (γ) matrisinde dağılmış gama prime (γ')'lerden oluşur [24]. γ' yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir ve akma mukavemeti 800 °C'ye (1470 °F) kadar sıcaklıkla artmakta olup çok çeşitli nikel ve demir-nikel bazlı süperalaşımlarda çökeltme sertleştirici bileşendir [18, 22]. Çökeltme partikülleri ile mukavemetlenme, birçok faktöre bağlıdır. En doğrudan ilişki, γ' hacim oranı ve γ' partikül boyutu ile yapılmaktadır. Çökeltme sırasında yaşlanmanın maksimumuna ulaşmasından önce γ' partikülleri, dislokasyonların hareketini engellemekte ve sabit hacim oranında artan γ' boyutu ile mukavemet artmaktadır [24]. Antifaz sınırı oluşturan ve buna bağlı olarak dislokasyon hareketini kilitleyen gama prime fazlarının varlığı sayesinde, yüksek çalışma sıcaklıklarında daha yüksek akma dayanımı sağlanmaktadır [26].

γ' çökeltilerinin boyutu, etkili çökeltme sertleşmesinin sağlanmasında önemlidir. Çünkü sertleşme, genellikle partikül kritik bir boyuta ulaşıncaya kadar artmaktadır. Dislokasyon hareketi bu boyutun ötesinde, kesme modundan baypas moduna dönüşerek sertlik ve mukavemet kaybına neden olmaktadır [22].

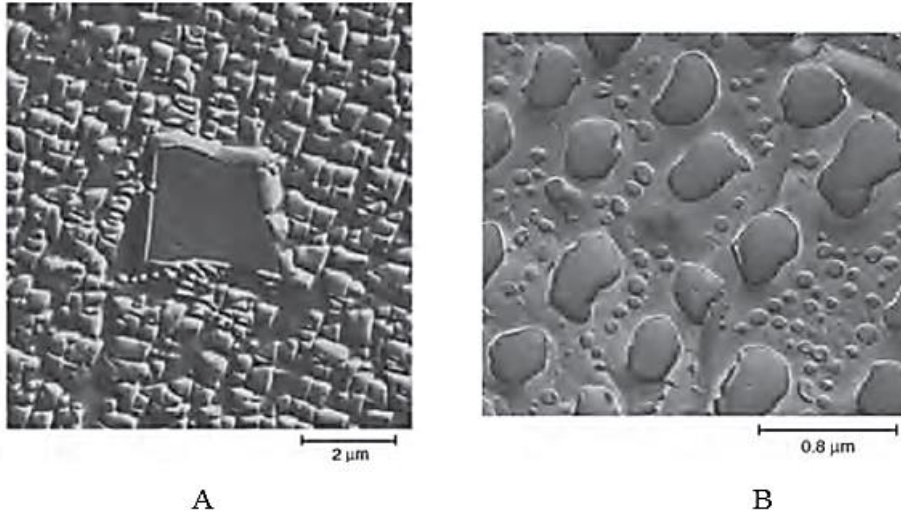
Çökeltilerin boyut dağılımı, yaşlanma sıcaklığından etkilenmektedir. Optimum yaşlanma sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklara maruz kalmak, aşırı yaşlanma ile çökeltilerin kabalaşması yoluyla mukavemette azalmaya neden olmaktadır; daha yüksek sıcaklıklarda çözünme meydana gelebilmektedir. Yüksek yaşlanma sıcaklıkları, düşük sıcaklıklara göre daha iri γ' partikülleri üretmekte ve daha yüksek sürünme-kopma özelliği sağlamaktadır. Kısa süreli yüksek sıcaklıklar için küçük, ince bir şekilde dağılmış gama prime çökelti parçacıkları istenmektedir. Bu nedenle yüksek sürünme-kopma özellikleri elde etmek için son yaşlandırma sıcaklıkları daha düşüktür [27].

Östenitik γ matrisi ile uyumlu bir şekilde çökelen yüzey merkezli kübik γ' ($\text{Ni}_3\text{Al,Ti}$) çökeltmek için, gerekli miktarlarda alüminyum ve titanyum ilave edilmektedir. Sertleştirici elementler Al ve Ti eklenerek γ' hacim oranı ve dolayısıyla mukavemet belli bir noktaya kadar artırılabilir. Niyobyum, tantal ve krom gibi diğer elementler de γ' 'a girmektedir. Bu faz, yüksek sıcaklık mukavemeti ve sürünme direnci için gereklidir [23, 24].

γ' fazı, ısıl işleme ve bileşime bağlı morfolojilerle γ matrisi içinde uyumlu bir çökelti olarak oluşmaktadır. γ' genel olarak γ matrisi boyunca dağılmaktadır, ancak yüksek sıcaklığa maruz kaldıktan sonra tane sınırları boyunca film benzeri γ' da oluşabilmektedir ve sürünme-kopma özelliklerine faydalı olduğuna inanılmaktadır [21, 22, 28].

γ' morfolojisindeki farklılıklar, matris-çökelti uyumsuzluğu ile ilgilidir. 0 ile ± 0.2 uyumsuzluklar için küresel şekilde oluşma eğiliminde olduğu, yaklaşık %0.5 ile 1 arasındaki uyumsuzluklar için kübik hale geldiği ve yaklaşık %1.25'in üzerindeki uyumsuzluklarda plaka benzeri olduğu kaydedilmiştir [29]. Ayrıca düşük γ' hacim oranlı alaşımlarda genellikle küreseldir ancak daha yüksek γ' hacim oranlı (≥ 0.35) alaşımlarda genellikle kübiktir [24].

γ' temsili morfolojileri Şekil 3.2 (A) ve (B)'de gösterilmiştir. Döküm B-1900 nikel bazlı süperalaşımın elektron mikrografisinde (A) γ matrisinde büyük metal karbür parçacığı ve kübik γ' partikülleri ve IN-738 nikel bazlı süperalaşımının elektron mikrografisinde (B) γ matrisindeki γ' partikülleri görülmektedir [22].



Şekil 3.2 Gama prime fazının temsili morfolojileri [22].

3.1.3. Gama Double Prime (γ'')

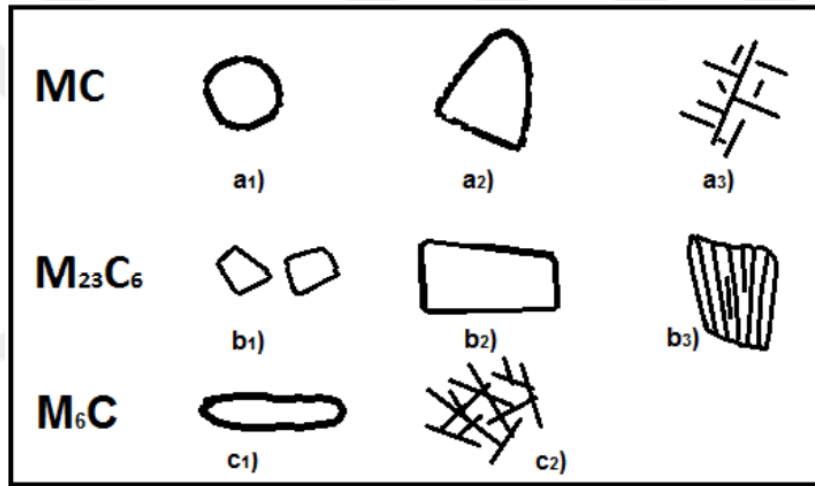
Demir-nikel bazlı süperalaşımlarda bulunan γ'' fazı, hacim merkezli tetragonal bir yapıya sahiptir. Bu faz, matris ile uyumlu küçük iğnesel partiküller olarak çökmektedir. Alüminyum ve/veya titanyum içeriği de yeterince yüksekse γ' ile birlikte bulunabilmektedir. Büyük iğnesel partiküller olarak mevcut olduklarında özelliklere zararlıdır ancak küçük, tane sınırı Ni_3Nb partikülleri, tatmin edici sürünme kopması özellikleri için gereklidir [18]. Düşük ile orta sıcaklıklarda çok yüksek mukavemet sağlar, ancak yaklaşık 650 °C'nin (1200 °F) üzerindeki sıcaklıklarda kararsızdır [23]. γ'' ile mukavemetlendirilmiş nikel-demir alaşımları, aşırı yaşlanma durumunda δ -delta fazının oluşumuna duyarlıdır. 650 °C ile 980 °C sıcaklık aralığında oluşan δ fazı, her zaman γ matrisi ile uyumsuzdur ve bu nedenle yüksek miktarda olsa bile mukavemet sağlamamaktadır. Servis sırasında aşırı miktarda δ oluşumu, özelliklerin ciddi şekilde bozulmasına neden olur ve bu nedenle bu durumdan kaçınılmalıdır [19].

3.1.4. Karbürler

Süperalaşımlarda karbürlerin rolü karmaşıktır; konuma, bileşime ve şekle bağlı olarak alaşım özelliklerini arttırabilmekte veya azaltabilmektedirler. Karbürler tüm süperalaşım ailelerinde bulunur ve özellikle nikel bazlı süperalaşımlarda tane sınırlarına yerleşme eğilimindedir. Genel olarak karbürler, doğru tipte (bileşim) ve morfolojide mevcutsa yüksek sıcaklıkta kopma mukavemeti üzerinde faydalı bir etki sağlamaktadır [21]. Tane sınırında ince blok halinde dağılmış karbürler, tane sınırı kaymasını engelleyerek

mukavemetlendirme etkisi yaratıp sürünme ve kopma kabiliyetini iyileştirmektedir. Öte yandan tane sınırlarında sürekli filmler halinde bulunurlarsa sünekliği düşürmektedir [30].

Nikel bazlı süperalaşımlarda çeşitli karbür türleri oluşmaktadır. Bunlardan bazıları MC, $M_{23}C_6$, M_6C ve M_7C_3 'tür. Burada M harfi Krom (Cr), Molibden (Mo), Titanyum (Ti), Tantal (Ta) veya Hafniyum (Hf) gibi bir metal atomunu temsil etmektedir [19]. Nikel bazlı süperalaşımlardaki karbürlerin tipik morfolojileri Şekil 3.3'te gösterilmektedir. MC karbürler genel olarak bloklu (a1 ve a2) ve Çin yazısı (a3) morfolojisinde; $M_{23}C_6$ karbürler süreksiz bloklu parçacıklar (b1), plaka (b2) ve hücresele (b3) morfolojide; M_6C ise bloklu (c1) ve Widmanstätten (c2) morfolojisinde bulunmaktadır [30].

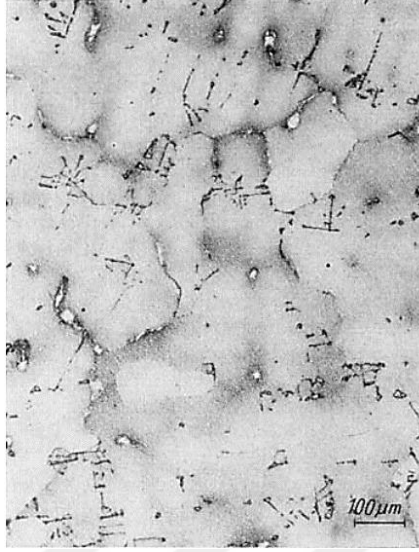


Şekil 3.3 Nikel bazlı süperalaşımlardaki karbür morfolojileri [30]

MC gibi birincil karbürler, döküm katılaşması sırasında ayrı bloklu parçacıklar olarak veya ötektik fazlar olarak oluşturulur ve genellikle yüzey merkezli kübik kristal yapıya sahiptir. Alaşım içerisinde hem tane içi hem de taneler arasında heterojen bir şekilde dağılmış partiküller olarak oluşmaktadır [22]. MC karbürler dentritler arasında bulunurlar. Düşük sıcaklıklarda çok kararlıdır ancak yüksek sıcaklıklarda ikincil karbürlere dönüşme eğilimindedirler [30]. Buna bağlı olarak süperalaşımın ısıl işlemi sırasında karbür boyutu, morfolojisi ve tipi değiştirilebilmektedir [31].

Karbürlerden doğrudan etkilenen mekanik özellikler gerilme-kopma mukavemeti ve çekme mukavemetidir. Birincil MC karbürlerin temel faydası, ikincil karbürlerin çökeltilmesi için kararlı bir karbon kaynağı sağlamasıdır. Bununla birlikte Çin yazısı benzeri tane sınırı birincil MC karbürler, hem çatlak başlatma hem de çatlak yayılma

yollarıdır ve bu nedenle zararlı olarak kabul edilir [22]. Çin yazısı benzeri birincil karbür morfolojisi Şekil 3.4'te verilmiştir [32].



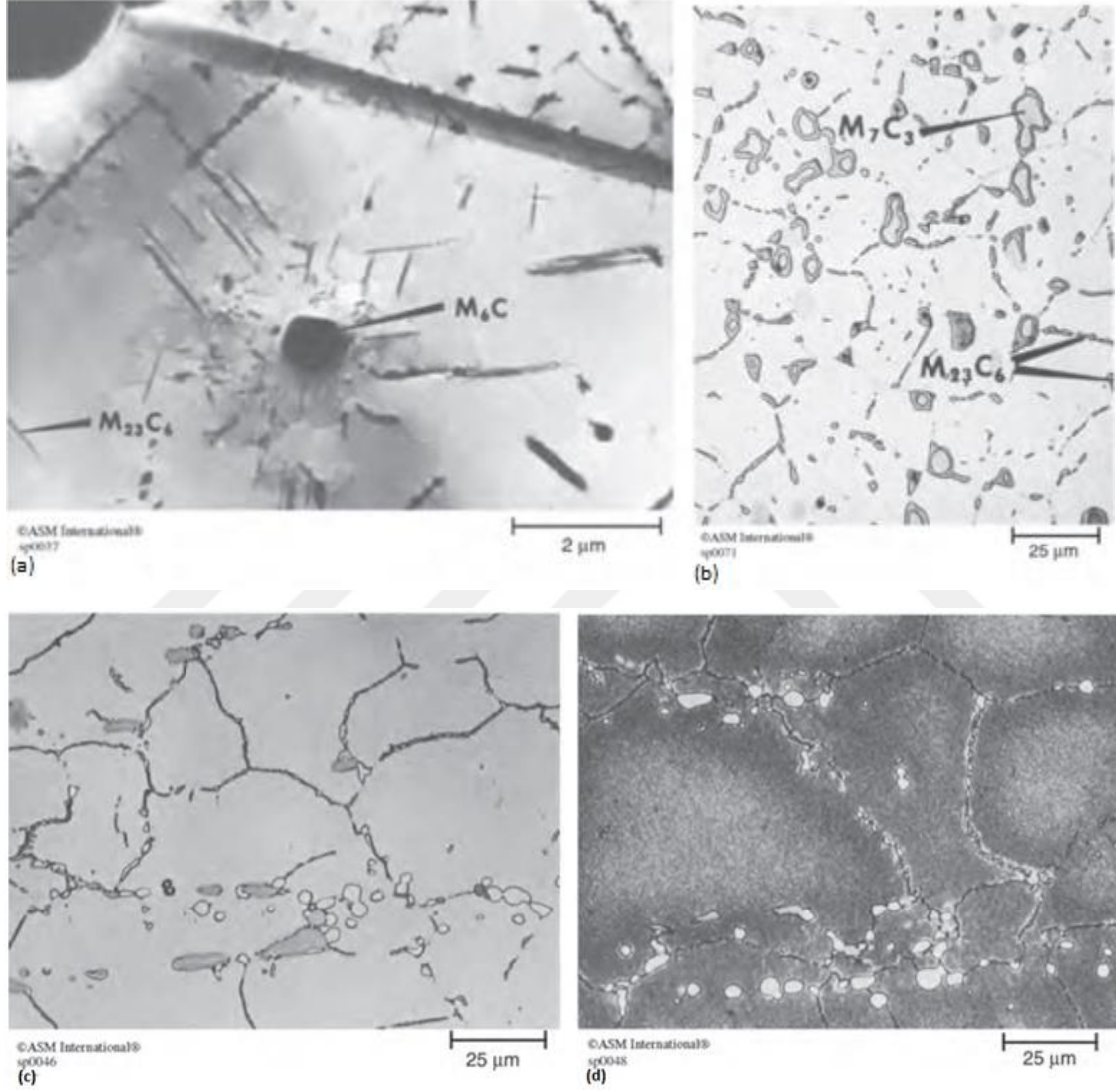
Şekil 3.4 Mar M-246'da bulunan MC karbürün Çin yazısı benzeri morfolojisi [32].

Krom bakımından zengin olan ikincil karbürler M_7C_3 ve $M_{23}C_6$, esas olarak tane sınırlarında oluşur ve genellikle düzensiz, süreksiz, bloklu parçacıklar olarak ortaya çıkar, ancak plakalar ve düzenli geometrik formlar da gözlemlenmiştir. M_6C karbürler ayrıca tane sınırlarında blok şeklinde veya Widmanstätten yapısında çökelmektedir [22].

Çoğu süperalaşımında ısıl işlem sırasında oluşan, dislokasyonların hareketini engelleyen ve alaşımı sertleştiren ikincil karbürlerdir. Bu karbürler tane sınırlarını aşırı kaymaya karşı stabilize eder ve böylece plastisiteyi, gerilme-kopma ve sürünme mukavemetini iyileştirir [22, 31]. Tane sınırlarındaki karbür miktarı hassas bir şekilde kontrol edilmelidir çünkü karbürler, sürekli olarak tane sınırı filmi olarak çökeldiğinde çatlak yayılması için kolay yollar sağlamaktadır [22]. Örneğin $M_{23}C_6$ filmlerinin M252 alaşımının darbe dayanımını düşürdüğü ve yine MC filmlerinin dövme Waspaloy alaşımının kopma ömrünü ve sünekliğini düşürdüğü belirtilmiştir. Ancak tane sınırında karbür çökeltisi bulunmadığı durumunda da erken hata durumu meydana gelmektedir, çünkü tane sınırı hareketi sınırsız olduğu için farklı tanelerin bir araya geldiği kesişim noktalarında çatlama yol açmaktadır [22, 24].

Çeşitli alaşım sistemlerinde karbür dağılımlarının örnekleri Şekil 3.5'te gösterilmektedir. Şekil 3.5 (a)'da verilen Hastelloy X süperalaşımının mikrografisinde, γ matrisi içinde birincil karbür çevresinde oluşan dislokasyonlarda çökelmiş M_6C ve $M_{23}C_6$ karbürleri

görülmektedir. Şekil 3.5 (b)'de verilen Stellite 6B süperalaşımının mikrofrafisinde, birincil M_7C_3 'ün etrafındaki koyu alanların $M_{23}C_6$ 'ya değiştiğini göstermektedir. Şekil 3.5 (c)'de Rene 41 süperalaşımında γ katı çözeltisi içerisindeki karbür dizileri gösterilmiştir. Şekil 3.5 (d)'de ise yine Rene 41 süperalaşımına ait mikrofrafisi verilmiş olup M_6C (beyaz), MC (gri) ve tane sınırlarındaki $M_{23}C_6$ partikülleri görülmektedir [22, 33].



Şekil 3.5 Nikel ve kobalt bazlı süper alaşımlarda karbür örnekleri [22, 33].

3.1.5. Borürler

Borürler, blokludan yarım aya kadar değişen şekillerde sert refrakter partiküllerdir. Öncelikle tane sınırlarında bulunurlar çünkü küçük atomik yarıçapı ve dolayısıyla matris fazındaki düşük çözünürlüğünün bir sonucu olarak bor, tane sınırlarında konsantre olma (ve bu nedenle çökelme) eğilimindedir [22].

Borürler, karbürlerle benzer şekilde demir-nikel ve nikel bazlı alaşımları mukavemetlendirmek için kullanılabilir ve bir alaşımın sıcak işlenebilirliğini de geliştirebilmektedirler. Tane sınırlarında oluşan borürler, tane sınırı sünekliğini arttırırken tane sınırı kaymasına karşı direnci de artırır [29]. Karmaşık borürler yüksek molibden, titanyum, krom ve nikel içeriğine sahiptir ve süperalaşımlarda yaygın olarak bulunan borürler tetragonal kafes yapısı ile M_3B_2 formundadır. MB_{12} de bilinmektedir, ancak çok az araştırılmıştır [22, 29].

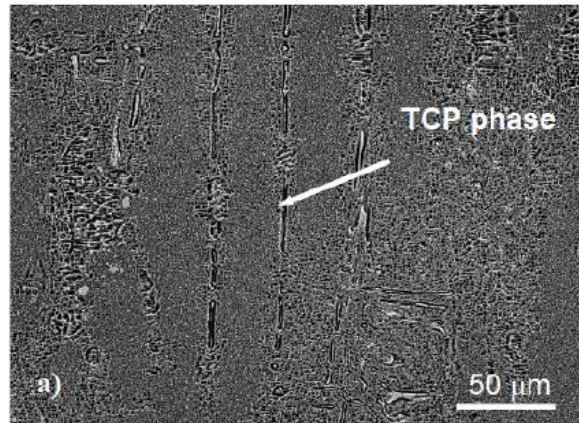
3.1.6. TCP (Topolojik Sıkı Paket) Fazı

Topolojik olarak sıkı paketlenmiş fazlar istenmemekte ve ısı işlem veya servis sırasında çökelmelerine neden olacak bileşimden (kompozisyondan) kaçınmak için büyük çaba sarf edilmektedir. Genellikle tabakalı veya iğnesel çökelti olarak oluşmaktadır [22]. Yüksek sıcaklıklara ve gerilimlere maruz kalmanın bir sonucu olarak belirli alaşımlarda oluşan TCP fazları σ , χ , μ ve Laves'tir [18].

Süperalaşımlarda gözlemlenen TCP fazları σ - A_xB_y , μ - A_xB_y ve Laves- A_2B fazlarını içerir; burada A demir, nikel veya kobalt ve B niyobyum, molibden, tantal veya kromdur. Bu fazların oluşumu kopma mukavemetini ve sünekliği azaltır [21, 28, 34].

Molibden ve tungsten içeren alaşımlarda $M_{23}C_6$ karbürlerin kristal yapısının σ TCP fazına ve M_6C 'nin μ TCP fazına çok benzer olduğu gözlemlenmiştir [21, 22].

Mar M-247 nikel bazlı süperalaşımı içerisinde bulunan TCP fazı Şekil 3.6'da örnek olarak gösterilmiştir [35].



Şekil 3.6 Mar M-247 nikel bazlı süperalaşımda bulunan TCP fazı [35].

En hasar verici TCP fazı, hegzagonal simetriye ve $(Cr_{46}Fe_{54})$ veya

(Ni)₈(Cr,Mo)₄(Cr,Mo,Ni)₁₈ bileşimine sahip σ fazıdır. Gevreklik ve çatlak başlatma ve yayılma yerleri olarak işlev gören plakalar veya iğneler oluşturma eğilimi ile karakterizedir [34, 36]. Gevrekleşme etkisi özellikle düşük sıcaklıklarda ve yüksek gerilme oranlarında güçlüdür. Sert TCP çökeltileri, dislokasyon hareketine bariyer görevi görür, bu da çökelti arayüzünde dislokasyon yığınlarına yol açar, arayüzde kohezyon kaybına ve çatlak başlangıcına neden olur. Bu etki, tane sınırları boyunca TCP fazlarının konumu ile daha da artar [22].

TCP fazlarını oluşturmak için, özel bileşimler ve nispeten büyük miktarlarda krom, molibden ve tungsten gereklidir [34]. Bu nedenle, bu fazların potansiyel olarak hasar verici sonuçlarından kaçınmak için krom, molibden ve tungsten içerikleri kontrol edilmelidir [22].

TCP fazlarının varlığı istenmeyen bir durum olduğundan, oluşumlarını tahmin etmek ve önlemek için PHACOMP (Faz Hesaplama) adı verilen bir yöntemi içeren bilgisayarlı hesaplamalar geliştirilmiştir [18].

3.2. Alaşım Elementlerinin Nikel Süperalaşımlara Etkisi

Süperalaşımlar, istenen alaşım özelliklerini göstermek için çok sayıda kombinasyonda çeşitli elementler içermektedir. Bazı elementler mukavemet (molibden, tantal, tungsten, renyum); oksidasyon direnci (krom, alüminyum); faz kararlılığı (nikel); ve uygun ikincil çökeltilerin hacim oranlarının artışı (kobalt) gibi özelliklerden birini veya daha fazlasını sağlamak için katı çözeltilere girmektedir. Karbon ve bor gibi minör elementler ise γ' (Al,Ti) ve γ'' (Nb) gibi sertleştirici çökeltiler, karbürler ve boritler oluşturmak için eklenmektedir. Ayrıca bor, zirkonyum ve hafniyum gibi bazı elementler çökelti veya karbür oluşumu dışındaki tane sınır etkilerini desteklemek için eklenmektedir. Birçok element (kobalt, molibden, tungsten, renyum, krom, vb.), uygun alaşım özellikleri için ilave edilmelerine rağmen, bazı durumlarda istenmeyen faz oluşumuna (σ , μ , Laves, vb.) katılabilmektedir [24].

Nikel bazlı süperalaşımlara etki eden alaşım elementleri ve etkileri aşağıda verilmiştir [21, 22, 29, 34].

Krom;

- Sıcak korozyon ve oksidasyon direncini artırır.

- $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 karbür çökmesi sağlar.
- Kısmi katı çözelti sertleşmesi sağlar.
- γ' hacim oranında kısmi artış sağlar.
- TCP fazlarının oluşumunu teşvik eder.

Alüminyum;

- Kısmi katı çözelti sertleşmesi sağlar.
- γ' çökmesi sağlar.
- Oksidasyon direncini artırır.

Titanyum;

- Kısmi katı çözelti sertleşmesi sağlar.
- γ' çökmesi sağlar.
- TiC karbür çökmesi sağlar.

Molibden;

- Yüksek oranda katı çözelti sertleşmesi sağlar.
- γ' hacim oranında kısmi artış sağlar.
- M_6C ve MC karbür oluşumunu sağlar.
- Yoğunluğu artırır.
- TCP fazlarının oluşumunu teşvik eder (σ , μ).

Wolfram;

- Yüksek oranda katı çözelti sertleşmesi sağlar.
- γ' hacim oranında kısmi artış sağlar.
- M_6C karbür oluşumunu sağlar.
- Yoğunluğu artırır.
- TCP fazlarının oluşumunu teşvik eder (σ , μ).

Tantal;

- Yüksek oranda katı çözelti sertleşmesi sağlar.
- TaC karbür çökeltisi oluşturur.
- γ' hacim oranında büyük artış sağlar.

- Oksidasyon direncini artırır.

Niyobyum;

- Yüksek oranda katı çözeltili sertleşmesi sağlar.
- γ' hacim oranında büyük artış sağlar.
- NbC karbür oluşumunu teşvik eder.
- γ' oluşumunu teşvik eder.
- γ'' çökmesi sağlar.
- δ -Ni₃Nb çökmesi sağlar.

Renyum;

- Kısmi katı çözeltili sertleşmesi sağlar.
- Kabalaşmayı/kalınlaşmayı geciktirir.
- γ/γ' kafes uyumsuzluğunu artırır.

Demir;

- Oksidasyon direncini azaltır.
- TCP fazlarının oluşumunu teşvik eder (σ , Laves).
- İşlenebilirliği artırır.

Kobalt;

- γ solidus sıcaklığını yükseltir.
- γ' hacim oranında kısmi artış (bazı alaşımlar) sağlar.
- γ' solvus sıcaklığını yükseltir.

Karbon;

- Karbür oluşumu sağlar.
- Kısmi katı çözeltili sertleşmesi sağlar.

Bor;

- Kısmi katı çözeltili sertleşmesi sağlar.
- Karbür kalınlaşmasını/irileşmesini engeller.
- Tane sınır mukavemetini artırır.

- Sürünme mukavemetini ve sünekliğini artırır.

Zirkonyum;

- Kısmi katı çözeltili sertleşmesi sağlar.
- Karbür kalınlaşmasını engeller.
- Tane sınır mukavemetini artırır.
- Sürünme mukavemetini ve sünekliğini artırır.

Hafniyum;

- Sürünme mukavemetini ve sünekliğini artırır.
- Tane sınır mukavemetini artırır.
- HfC oluşumunu teşvik eder.
- Ötektik γ/γ' oluşumunu teşvik eder.

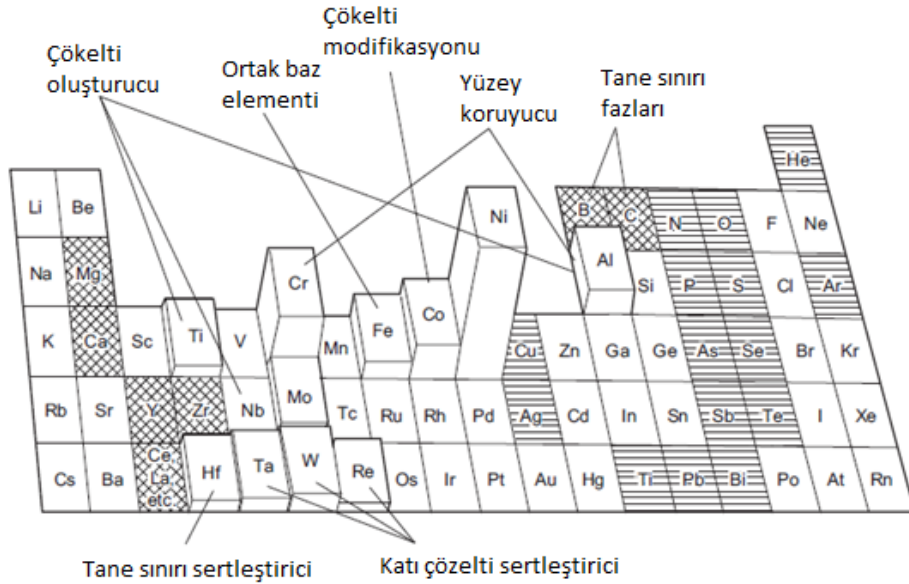
Alaşım elementlerinin aralıkları ve süperalaşımlardaki etkileri sırasıyla Tablo 3.1 ve Tablo 3.2'de verilmiştir. Benzer bilgiler içeren Şekil 3.7'de element bloklarının yüksekliği, mevcut olabilecek miktarı göstermektedir. Faydalı eser elementler çapraz tarama ile, zararlı eser elementler yatay çizgi tarama ile işaretlenmiştir [24].

Tablo 3.1 Ni ve Fe-Ni süperalaşımlardaki başlıca alaşım elementleri aralıkları [24].

| Element | Fe-Ni ve Ni Bazlı (%) |
|--------------------|-----------------------|
| Krom | 5-25 |
| Molibden, Tungsten | 0-12 |
| Alüminyum | 0-6 |
| Titanyum | 0-6 |
| Kobalt | 0-20 |
| Nikel | Balans |
| Niyobyum | 0-5 |
| Tantal | 0-12 |
| Renyum | 0-6 |

Tablo 3.2 Alaşım elementlerinin nikel bazlı süperalaşımlardaki rolü [24].

| Etki ^(a) | Ni Bazlı |
|--|---------------------------|
| Katı Çözelti Sertleştirici | Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re |
| Karbür yapıcılar | |
| MC | W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf |
| M ₇ C ₃ | Cr |
| M ₂₃ C ₆ | Cr, Mo, W |
| M ₆ C | Mo, W, Nb |
| Karbonitrür: M(CN) | C, N |
| γ' Ni ₃ (Al, Ti) yapıcı | Al, Ti |
| Çökelti ve/veya intermetalik sertleştime | Al, Ti, Nb |
| Sürünme özelliğini geliştirir | B, Ta |
| Kopma dayanımını yükseltir | B ^(b) |
| Tane sınırı geliştirici | B, C, Zr, Hf |
| (a) Tüm bu etkiler belirli bir alaşımda mutlaka ortaya çıkmaz. | |
| (b) Çok miktarda varsa, boritler oluşur. | |



Şekil 3.7 Nikel bazlı süperalaşımlarda kullanılan alaşım elementleri [24].

3.3. Nikel Süperalaşımların Çökeltme Sertleşmesi (Yaşlandırma)

Geliştirilen ilk döküm süperalaşımlarına basit bir ısıl işlem yapılmıştır. Alaşım, hassas döküm kalıbında soğutulmuş ve daha sonra tam bir γ' üretimi sağlamak için yaklaşık yarım gün boyunca 1400 °F (760 °C) gibi düşük bir sıcaklıkta yaşlandırılmıştır. Bununla birlikte, daha karmaşık bir yapıya sahip alaşımlar geliştirildikçe, ısıl işlemler daha karmaşık hale gelmiştir. Gaz türbinlerinde kullanılan döküm süperalaşımlara γ'ı güçlendirmek, sünekliği artırmak, yapıyı homojenleştirmek ve çeşitli başka etkiler elde etmek için artık kapsamlı ısıl işlemler uygulanmaktadır [21].

Yüksek sıcaklık uygulamaları için alaşımların sürünme mukavemetindeki artış, çökeltme sertleştirilmesi ile elde edilebilmektedir. Bu işlem, nikel bazlı alaşımlar söz konusu olduğunda titanyum, alüminyum ve niyobyum gibi elementler kullanılarak yapılabilmektedir. Bu elementlerin alaşım matrisinde sınırlı çözünürlüğe sahip olması ve çözünürlüğün de sıcaklığın azalmasına bağlı olarak düşmesi nedeniyle ısıtılma sırasında aşırı doymuş bir katı çözümlerde, matris içinde ince dağılmış çökeltiler oluşturulabilmektedir [22]. γ matrisinde dağılmış olan çökeltiler, süperalaşım matrislerinin dayanımını artırmaktadır. Genel olarak çökeltme sertleşmesinde, çökeltilerin taneler boyunca çökmesi ile sertlik ve mukavemette belirgin bir artış olmaktadır [24, 29].

Yüksek alaşımlı nikel bazlı süperalaşımlardaki temel yaşlandırma fazları genellikle γ' , γ'' , karbürler, borürler, Laves ve delta fazlarının bir veya daha fazlasını içermektedir [24]. Genellikle γ' -Ni₃(Ti, Al) veya γ'' -Ni₃Nb fazı gibi uyumlu intermetalik bileşikler olan çökeltiler, dislokasyonların hareketini engelleyebilmektedir. Çökeltiler içeren matristeki bir dislokasyonun hareketi, yalnızca parçacıkları keserek veya bypass ederek gerçekleşebilmektedir [22].

Yaşlandırmayı kontrol eden dört ana faktör vardır [29]:

- γ' -Ni₃(Ti, Al) ve γ'' -Ni₃Nb partiküllerinin gama matrisi ile uyumu. En uygun durum, matris ve çökeltinin aynı kristal yapıya ve hemen hemen aynı kristal kafes boyutuna sahip olmasıdır. Bu şekilde matris gama fazında daha fazla çökelti paketlemek mümkündür. Demir-nikel bazlı ve nikel bazlı süper alaşımlardaki uyumsuzluklar %0 ila +/-%1 arasındadır.
- Sıralı γ' veya γ'' fazlarında antifaz sınır enerjisi. Antifaz sınır enerjisi (Anti-Phase Boundry, APB), bir dislokasyonun sıralı çökeltiyi kesmesi için gereken enerjiyi göstermektedir. Kesme, matris ve çökelti arasında düzensizliğe neden olabilmektedir. Daha yüksek APB enerjileri, deformasyonun meydana gelmesi için daha fazla kuvvet gerektirir.
- Partiküllerin (γ' , γ'') hacim oranı.
- Partikül boyutu. Boyut çok düşük olduğunda, dislokasyonlar kristalden çok kolay geçebilmektedir. Boyut çok büyük olduğunda ise dislokasyonlar eğilmekte ve mukavemet düşmektedir.

γ' ve γ'' çökeltilerinin boyut dağılımını kontrol etmek için yaygın olarak iki aşamalı bir yaşlandırma ısıl işlemi de kullanılmaktadır. γ' ve γ'' kontrolüne ek olarak iki aşamalı yaşlandırma serisinin temel nedeni, tane sınırı karbür morfolojisini çökeltmek veya kontrol etmektir. Incoloy 901 ve A-286 gibi bazı alaşımlarda, MC filmler tane sınırları boyunca oluşabilir ve sünekliği azaltabilmektedir [27].

Çok kristalli döküm nikel bazlı süperalaşımlar yaşlandırmadan önce çözeltiliye alma işlemine tabi tutulabilmektedir. Çözeltiye alma işlemi 2 ila 6 saat arasında değişen sürelerde alaşımın başlangıç ergime noktasının altında ve γ' solvus sıcaklığının üzerinde veya yakınında güvenli bir sıcaklıkta gerçekleştirilmektedir [24, 27]. Çözeltiye alma ısıl işlemi ideal olarak alaşım mikroyapısını tek fazlı bir γ katı çözeltisine geri döndürmek ve segregasyonlu döküm mikroyapısını homojenleştirmek üzere mikroyapıdaki fazları çözmek için yapılmaktadır [27]. Dökümün oksitlenmesini önlemek için vakum, argon, helyum veya hidrojen gibi koruyucu bir atmosfer kullanılmaktadır [24].

4. MAR M-247 NİKEL BAZLI SÜPERALAŞIMI

Son otuz yılda, özel Nikel mikroyapıları elde etmek için döküm Ni bazlı süperalaşımların geliştirilmesinde ve döküm teknolojisinde önemli ilerleme kaydedilmiştir. Çeşitli döküm alaşımları arasında Mar M-247, türbin rotor blisklerinde ve statorlarda yüksek sıcaklık uygulamaları için yaygın olarak kullanılmaktadır. Alaşım, 1970'lerin başında Danasi ve arkadaşları ile Martin Metals Corporation'da geliştirilmiştir ve iyi bir dökülebilirlik, olağanüstü yüksek sıcaklık dayanımı, korozyon ve oksidasyon direncine sahiptir [37, 38].

Nominal bileşimi Şekil 4.1'de gösterilmiştir. Dökülebilirlik, eş eksenli ve yönlendirilmiş olarak katılaştırılmış kanatlar ve entegre disk dökümleri ile kanıtlandığı gibi mükemmeldir. Bu özelliklerin kombinasyonu, alaşımı modern yüksek verimli gaz türbinlerinde kullanım için özellikle çekici kılmıştır [39].

| | | | |
|----|-------|----|--------|
| C | 0.15% | Al | 5.5% |
| Cr | 8.3 | Ti | 1.0 |
| Co | 10.0 | Hf | 1.5 |
| W | 10.0 | B | 0.015 |
| Mo | 0.7 | Zr | 0.05 |
| Ta | 3.0 | Ni | Balans |

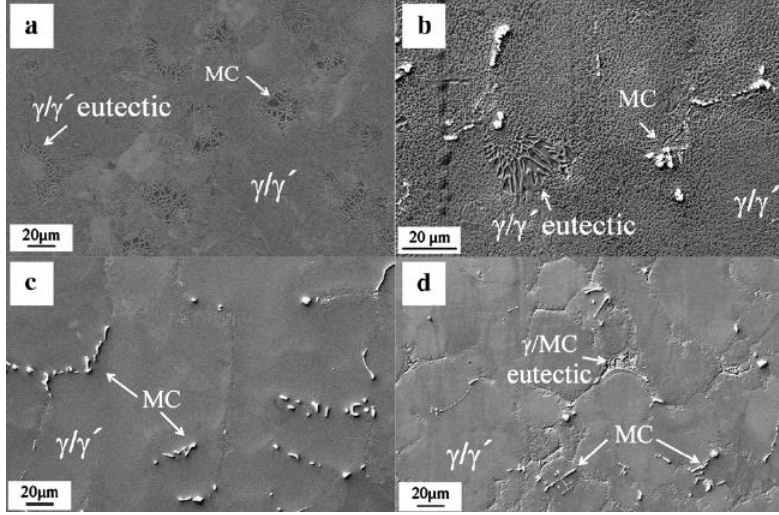
Şekil 4.1 Mar M-247 nominal kimyasal kompozisyonu [39].

Mar M-247, vakumla ergitilmiş, yüksek γ' Ni₃(Al, Ti) hacim oranlı (\approx %62) ve yüksek (Ta + W + Mo) refrakter element içeriği (ağırlıkça %14) olan bir döküm süperalaşımıdır [37, 38]. γ' , dislokasyonların kaymasını önleyerek alaşımı güçlendirir [40]. Kompozisyonu ve güçlendirme mekanizması sayesinde Mar M-247 süperalaşımı, tek yönlü katılma ve tek kristalli süperalaşım tasarlamak için ayrıca kullanılır [41].

Mar M-247, güçlü sertleştiriciler Ta ve W + Mo tarafından sağlanan katı çözeltili sertleşmesi ile bir γ matrisinde çöktürülmüş yaklaşık %60'luk hacim oranlı bir γ' kombinasyonu ile sertleştirilir. Düzenli bir yüzey merkezli kübik yapıya sahip olan γ' fazı, γ matrisi ile uyumludur, kafes parametreleri neredeyse aynıdır (<%1 uyumsuzluk). Bu durum, düşük yüzey enerjili çökeltilinin homojen çekirdeklenmesini ve sıcaklıkta uzun süre stabil kalmasını, alaşımın uzun süre boyunca 0.85 T_m'ye (erime noktasına) kadar yüksek sıcaklıklarda potansiyel kullanımını sağlar [39].

Mar M-247'de karbon (C), bor (B), zirkonyum (Zr) ve hafniyum (Hf), esas olarak karbür ve borür formunda tane sınırlarında çökeler ve sürünme performansına katkıda bulunur. Refrakter elementlerin yüksek yüzdesi (Ta + W + Mo), Hf ilavesi ve katılma sırasında elementel segregasyon, interdendritik bölgelerde γ/γ' ötektik ve karbür oluşumuna neden olur [42-44]. Wawro'nun çalışmasında ısıtma işlem sonrası Mar M-247'nin mikroyapısında iki tür MC karbür (tane sınırları boyunca çökelmiş, ayrıca kaba ve uzun Ta, Hf, W ile zenginleştirilmiş) ve M₂₃C₆ karbür bulunmuştur. Matriste Ta ve Hf ile zenginleştirilmiş MC karbürler hakimdir. Krom bakımından zengin M₂₃C₆ karbürler MC karbürlerin çevresinde ve tane sınırlarında γ/γ' ötektikte çökelmiştir [45].

Mar M-247, as-cast alaşım olarak ilginç özelliklere sahip olsa da, genellikle mekanik özellikleri geliştirme eğiliminde olduğundan yaşlandırma (1090 °C'nin altında) veya çözeltili alma (1090 °C'nin üzerinde) ısıtma işlemleri uygulanır. Isıtma işlemi elementel segregasyonu azaltır, γ matrisindeki γ' ve karbürlerin dağılımını iyileştirir, γ/γ' ötektik miktarını azaltır ve tane sınırındaki karbür morfolojisi ve dağılımını optimize eder [43]. Mar M-247 alaşımının tipik mikroyapısı Şekil 4.2'de verilmiştir. Şekil 4.2-a as-cast döküm mikroyapısını, Şekil 4.2-b 0.25 K/s oranında soğutulmuş döküm mikroyapısını, Şekil 4.2-c 1 K/s oranında soğutulmuş döküm mikroyapısını ve Şekil 4.2-d 5 ve 10 K/s oranında soğutulmuş döküm mikroyapısını göstermektedir [38].

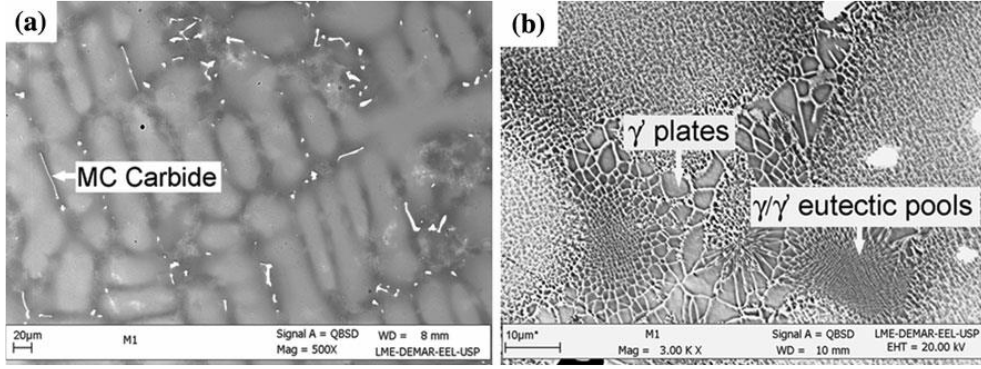


Şekil 4.2 Mar M-247 alaşımının tipik mikroyapısı [38].

Mar M-247 için literatürde çeşitli ısıtım koşulları bildirilmiştir. Wolff, artan sıcaklıkla 1230 °C'de 2 saat ve daha sonra 1260 °C'de 2 saat ve ardından hava soğutması ile çok sayıda adımda çözeltiye alma ısıtım işlemi gerçekleştirmiştir [46]. Birden fazla adımda çözeltiye alma ısıtım işleminin amacı birincil γ' fazının tamamen ikincil γ' 'a dönüşmesiyle ve γ/γ' ötektikinin %90'dan fazla çözünmesiyle, alaşımın başlangıç ergime noktasını artırmaktır [42].

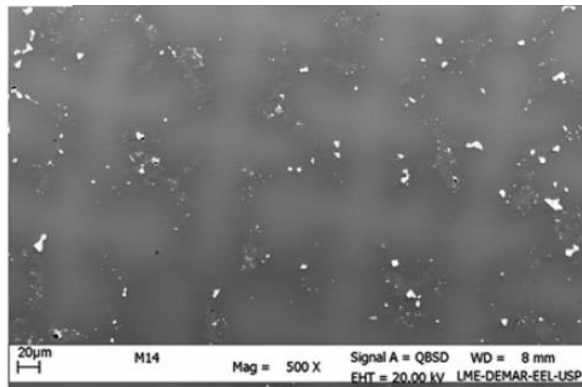
Çözeltiden sonra tek aşamalı yaşlandırma işlemi tipik olarak 870 °C'de 20 saat ısıtımdan sonra hava ile soğutmadan oluşur. Kattus tarafından tarif edildiği gibi iki aşamalı yaşlandırma işlemi, 5 saat boyunca 980 °C'de ve daha sonra 20 saat boyunca 870 °C'de yaşlandırmadan oluşur [43]. İlk yaşlandırma adımı, kaba γ' 'ı çökeltir ve karbürlerin morfolojisini ve bunların tane sınırlarındaki dağılımını geliştirirken, ikinci adım genellikle daha düşük bir sıcaklıkta, daha ince γ' fazını çökeltir ve çekme dayanımına ve kopma ömrüne katkıda bulunur [42].

Baldan ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada ise farklı ısıtım süreçlerine tabi tutulan Mar M-247 süperalaşımının mikroyapısında meydana gelen değişiklikler incelenmiştir. As-cast Mar M-247'nin 1250 °C'de 77 ve 310 dakika çözeltiye alınması ile mikroyapısındaki değişiklik sırasıyla Şekil 4.3 (a) ve Şekil 4.3 (b)'de verilmiştir [42].

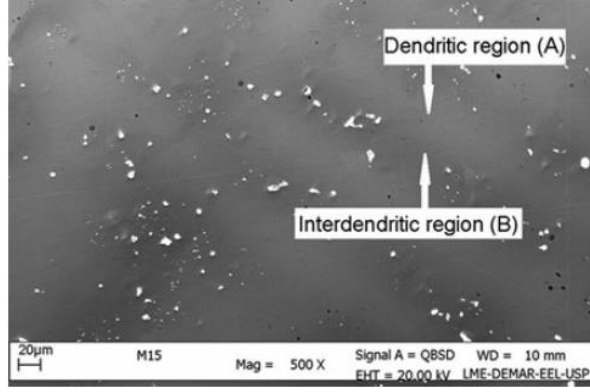


Şekil 4.3 (a) ve (b) Mar M-247 süperalaşımının As-cast mikroyapısı [42].

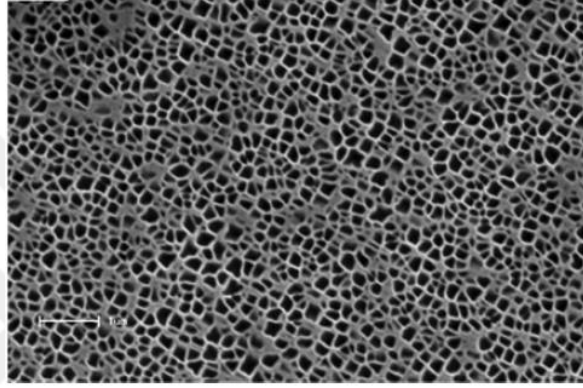
As-cast numunede, Mar M-247 süperalaşımının ayrılmış dendritik mikroyapısı bulunmaktadır (Şekil 4.3 (a)). Ek olarak, aynı zamanda γ/γ' ötektik havuzları ve kalın γ' plakalarını gösteren interdendritik bölgelerde farklı boyut ve morfolojilere sahip MC karbürler gözlenmektedir (Şekil 4.3 (b)). γ dendritlerinde soğutma sırasında katı hal reaksiyonu ile oluşan çok ince γ' fazı çökeltileri gözlenmiştir. 1250 °C'de çözeltiye alınan numunede, sadece 77 dakika sonra (Şekil 4.4) ötektik bileşenin neredeyse tamamen çözünmesi gözlenmiştir. Isıl işlem süresinin bu sıcaklıkta 77 ila 310 dakika arasında artırılmasının, dendritlerin segregasyon profilini daha da azaltmasına ek bir etkisi vardır (Şekil 4.5). Dendritik segregasyonun tamamen ortadan kaldırılması için gereken süre, malzeme yüksek segregasyon sergilediği ve yavaş yayılan ağır elementlere sahip olduğu için oldukça uzun olacaktır. Ek olarak, bu örnekte gözlemlenen γ' fazı (Şekil 4.6), soğutma sırasında γ fazındaki Al ve Ti'nin çözünürlüğünde bir azalma ile ilişkili bir katı hal reaksiyonu yoluyla çökelmiştir. Karbürlerin boyutu, morfolojisi ve bileşiminde değişiklikler gözlenmiştir. Karbürler, 40 mikrometreye kadar boyutları olan ilk as-cast mikroyapıda bulunan karbürlere kıyasla boyut olarak daha küçük ve morfoloji olarak daha yuvarlak hale gelmiştir [42].



Şekil 4.4 1250 °C'de 77 dakika çözeltiye alınmış numune mikroyapısı [42].

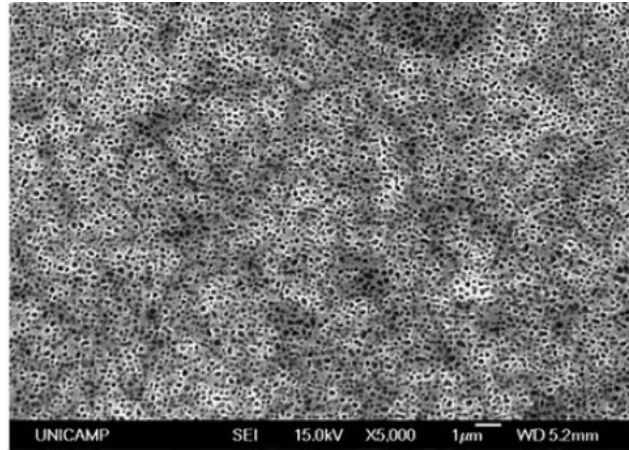


Şekil 4.5 1250 °C’de 77 dakikadan fazla çözeltiye alınmış numune mikroyapısı [42].



Şekil 4.6 1250 °C 310 dakika çözeltiye alınmış numune mikroyapısı [42].

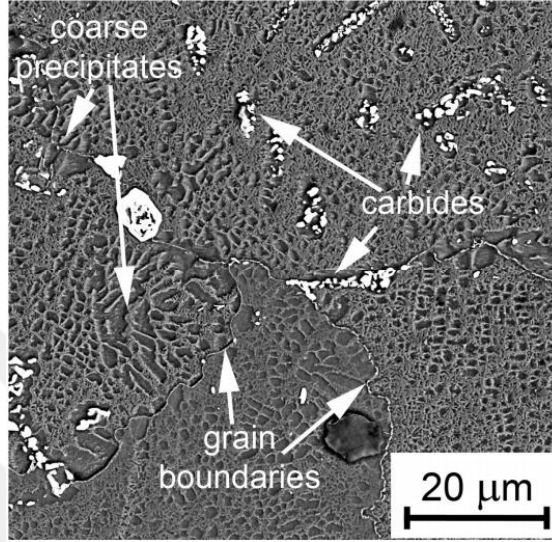
300 dakika boyunca 980 °C’de yaşlandırılan ve daha sonra 1200 dakika boyunca 870 °C’de yaşlandırılan numunede neredeyse eşit boyutta bir gama prime partikül dağılımı gözlenmiştir (Şekil 4.7) [42].



Şekil 4.7 980 °C’de 300 dakika ve 870 °C’de 1200 dakika yaşlandırılmış numune mikroyapısı [42].

Smid ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada Mar M-247’nin yüksek çevrim yorulması incelenmiştir. Sıcak izostatik pres uygulandıktan sonra 1200 °C’de 2 saat çözeltiye alma

ve 870 °C’de 24 saat yaşlandırma işlemi gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı incelemesinde mukavemetlendirme fazı olan yüksek hacim oranlı (yaklaşık %60) γ' ’ın, γ matrisinde heterojen olarak dağıldığı görülmüştür. Çoğunlukla kübik şeklinde ince γ' çökelti alanları, daha karmaşık morfolojilere sahip iri γ' çökelti alanlarıyla çevrilidir. İnterdendritik ve tane sınırı alanlarında çok sayıda karbür ve ötektik γ/γ' bulunmuştur (Şekil 4.8) [47].



Şekil 4.8 Mar M-247 süperalaşım mikroyapısı [47].

Kaufman’ın çalışmasında ise farklı üreticilerde dökülen Mar M-247 türbin kanadı ve disk (blisk) dökümlerinden kesilen numunelere farklı sıcaklıklarda çekme testi yapılmıştır. Döküm sonrası türbin, 4 saat boyunca 25 Ksi (~170 MPa)’de 2165 °F (1185 °C)’de sıcak izostatik pres işlemine ve 2165 °F (1185 °C)’de 2 saat ve 1600 °F (~870 °C)’de 20 saat ısıtılma tabii tutulmuştur. Bazı numunelerin çekme testi sonuçları Tablo 4.1’de verilmiştir [48].

Tablo 4.1 Mar M-247 Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Sonuçları [48].

| Test Sıcaklığı (°C) | Numune | %0.2 Akma Dayanımı (MPa) | Üst Çekme Dayanımı (MPa) | Uzama (%) | Kesit Alanı Daralması (%) |
|---------------------|-------------------|--------------------------|--------------------------|-----------|---------------------------|
| 870 | Cannon Muskegon | 704.6 | 852. | 3.2 | 4.6 |
| 870 | Cert. Alloy Prod. | 714.3 | 876.3 | 6.6 | 6.9 |
| 980 | Howmet Dower | 421.9 | 570.2 | 6.4 | 8.6 |
| 980 | Cannon Muskegon | 388.8 | 534.3 | 6.8 | 7.0 |
| 1035 | Cannon Muskegon | 297.8 | 407.4 | 8.3 | 9.8 |
| 1035 | Howmet Dower | 266.1 | 381.9 | 9.2 | 10.4 |

Rakoczy ve arkadaşlarının çalışmasında bir türbin kanadından alınan ve gaz tungsten ark kaynağı yöntemi ile yüzey modifikasyonuna tabi tutulan Mar M-247 süperalaşımının mikroyapısı incelenmiştir. Dağlanmamış numunenin mikroyapısında Şekil 4.9 ve Şekil 4.10'da görüldüğü gibi Çin yazısına benzeyen karbürler bulunmuştur [49].

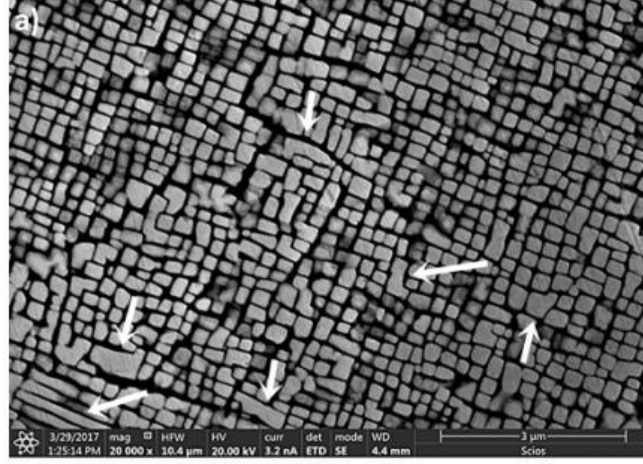


Şekil 4.9 Mar M-247 birincil karbürlerinin morfolojisi – genel görünüm [49].

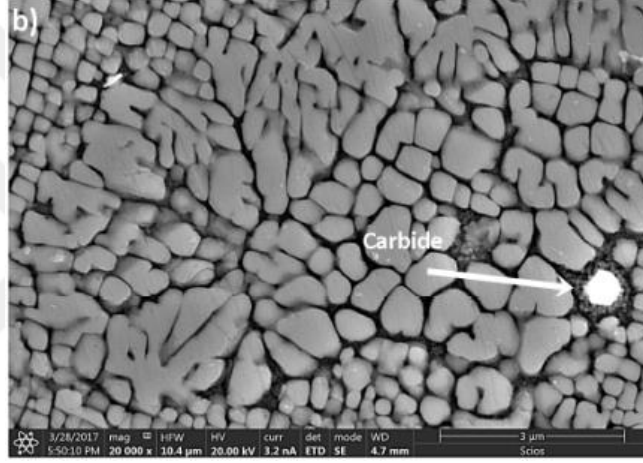


Şekil 4.10 Mar M-247 birincil karbürlerinin morfolojisi – Çin yazısı [49].

Dağlanmış numunenin mikroyapısı ise nispeten fazla homojen değildir. Dendrit çekirdekleri Şekil 4.11'de gösterildiği gibi γ matris kanallarına bölünen kübik γ' 'dan oluşur. γ' fazı Şekil 4.12'de gösterildiği gibi ötektik adaların içinde kübik ve büyük düzensiz poligonlar şeklindedir. İnterdendritik bölgelerde γ' parçacıkları (γ/γ' ötektik adalar) doğrudan kalıntı eriyikten oluşmuştur [49].



Şekil 4.11 Gama prime partikülleri [49].



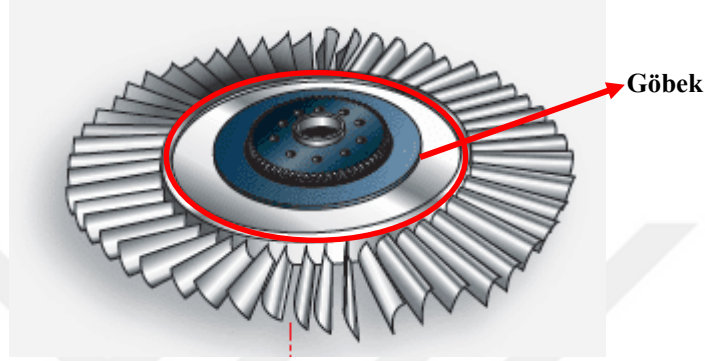
Şekil 4.12 Gama/Gama Prime ötektik yapı [49].

5. MATERYAL ve YÖNTEM

Bu tez çalışmasında, Kale Arge tarafından geliştirilmekte olan Turbojet Motor'un türbin rotorları incelenmiştir. Türbin rotorun malzemesi, gaz türbinli motorlarda yaygın olarak kullanılan, nikel bazlı süperalaşım Mar M-247'dir. Mar M-247 türbin rotora, döküm sonrası ısıl işlem uygulanmıştır. Döküm prosesinden gelen istenmeyen mikroyapıların giderilmesi için öncelikle çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve alaşım mikroyapısı tek fazlı γ matrisine dönüştürülmüştür. Çözeltiye alma ısıl işleminden sonra iki basamaktan oluşan yaşlandırma ısıl işlemi gerçekleştirilmiştir. Yaşlandırmanın ilk basamağında nispeten daha kaba olan çökeltiler, ikinci basamakta ise daha ince yapıdaki çökeltiler oluşturulmuştur.

Isıl işlem sonrasında türbin rotor, talaşlı işleme tabi tutulmuştur. Nihai hale getirilen türbin rotorlardan biri Turbojet Motora montajlanmış ve çeşitli motor testlerinde

kullanılmıştır. Diğer türbin rotor ise talaşlı işlemden sonra herhangi bir uygulamada kullanılmamıştır. Turbojet Motorun çalıştırılması sırasında servis sıcaklığının türbin rotora etkisini görebilmek amacıyla toplamda yaklaşık 16 dakika çalışmış bir rotor ve herhangi bir motor testine girmemiş bir rotor seçilmiştir. Motor testlerinde çalıştırılmış olan rotora “G rotoru” ve herhangi bir motor testinde kullanılmayan rotora “P rotoru” adı verilmiştir. Temsili türbin rotor geometrisi Şekil 5.1’de verilmiştir [50].



Şekil 5.1 Temsili türbin rotor geometrisi [50].

Türbin rotor sıcaklık dağılımı için termal analiz yapılmış olup analiz sonuçlarına göre servis koşulunda kanat bölgesinin yaklaşık 1000 °C, göbek bölgesinin aynı servis koşulunda 400-650 °C arası sıcaklığa maruz kaldığı gözlenmiştir.

Servis koşulunun süperalaşımın mekanik özelliklerine etkisini görebilmek amacıyla her iki türbin rotordan alınan numunelere yüksek sıcaklık çekme testi ve sertlik ölçümü uygulanmıştır. Ayrıca her iki türbin rotorun mikroyapısı ve fazları metalografik muayene ve Taramalı Elektron Mikroskobu ile incelenmiştir.

P ve G türbinlerinden alınan numunelerin kimyasal kompozisyonları Tablo 5.1 ve Tablo 5.2 ile verilmiştir.

Tablo 5.1 P türbin rotoru kimyasal analiz sonuçları

| Element | % | Element | % |
|---------|-------|---------|--------|
| C | 0.154 | Al | 5.55 |
| Cr | 8.22 | Ti | 1.05 |
| Co | 9.14 | Hf | 1.53 |
| W | 9.96 | B | 0.0146 |
| Mo | 0.650 | Zr | 0.0307 |
| Ta | 3.22 | Ni | 60.2 |

Tablo 5.2 G türbin rotoru kimyasal analiz sonuçları

| Element | % | Element | % |
|---------|-------|---------|--------|
| C | 0.136 | Al | 5.65 |
| Cr | 8.36 | Ti | 1.06 |
| Co | 9.34 | Hf | 1.24 |
| W | 9.88 | B | 0.0125 |
| Mo | 0.736 | Zr | 0.0327 |
| Ta | 3.12 | Ni | 60.0 |

5.1. Numunelerin Hazırlanması

5.1.1. Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Numunelerinin Hazırlanması

Uygulanacak yüksek sıcaklık çekme testleri için, her iki türbin rotordan da 3'er numune olmak üzere toplamda 6 numune tel erozyon yöntemi ile çıkarılmıştır. Numunler, türbin rotorların göbek bölgesinden tel erozyon kesim yöntemi ile çıkarılmış olup, bu işlem Saymet Kalıp tarafından yapılmıştır. Numunlerin çıkarıldığı göbek bölgesi, Şekil 5.1 ile verilen temsili rotor geometrisi üzerinde kırmızı daire içinde gösterilmiştir.

Kesilen numuneler Şekil 5.4'te gösterilen Zwick Roell Z600 yüksek sıcaklık çekme testi cihazının teknik resmine göre Kale Arge'de CNC tezgahında işlenmiştir. Nihai hale getirilen numuneler TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü Yüksek Sıcaklık Malzemeleri Araştırma Geliştirme ve Onarım Mükemmeliyet Merkezi'nde 980 °C altında yüksek sıcaklık çekme testine tabi tutulmuştur.



Şekil 5.2 Zwick Roell Z600

G rotorundan kesilmiş yüksek sıcaklık çekme testlerinde kullanılan numuneler G1, G2 ve G3 numuneleri olarak kodlanmıştır. P rotorundan kesilmiş yüksek sıcaklık çekme testlerinde kullanılan numuneler ise P1, P2 ve P3 numuneleri olarak kodlanmıştır. Yüksek

sıcaklık çekme testi numuneleri Şekil 5.5 ile gösterilmiştir.



Şekil 5.3 Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Numuneleri

5.1.2. Sertlik Ölçümü ve Metalografi Numunelerinin Hazırlanması

Motor testleri sırasında türbin rotorun maruz kaldığı sıcaklığın, malzemenin sertliğine ve mikroyapısına etkisini görebilmek için sertlik ölçümü ve metalografik muayene yapılmıştır. Türbin rotorun merkezinden dış çapına doğru tel erozyon kesim ile kesit bir dilim çıkarılmış ve bu dilimler yine tel erozyon ile kesilerek daha küçük parçalara ayrılmıştır. Numunelerin sertliği, ölçüm yöntemlerinden biri olan Vickers Mikrosertlik Ölçümü ile yapılmıştır. Her deney numunesi üzerinde konik uç ile 3 noktadan ölçüm alınmıştır. Sertlik deneyi Şekil 5.4 ile gösterilen “SHIMADZU” marka mikrosertlik ölçüm cihazı ile yapılmıştır.



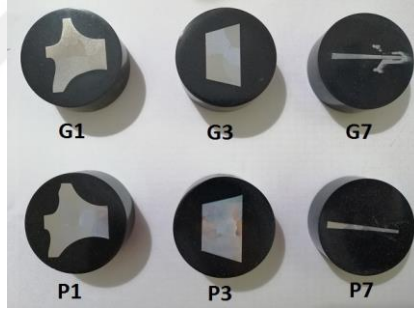
Şekil 5.4 Mikrosertlik Ölçüm Cihazı

Metalografik muayene için hazırlanan G rotoru numuneleri, Şekil 5.5 ile verilen kesit

görüntüsü üzerinde de gösterildiği gibi kesilmiş olup 1, 3 ve 7 numaralı numunler G1, G3 ve G7 olarak kodlanmıştır. P rotoru numuneleri de yine kesit görüntüsü üzerinde gösterildiği gibi kesilmiş ve P1, P3 ve P7 olarak kodlanmıştır. Metalografik çalışmaların tümü TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü Yüksek Sıcaklık Malzemeleri Araştırma Geliştirme ve Onarım Mükemmeliyet Merkezi'nde bulunan metalografi laboratuvarında yapılmıştır.

5.1.3. Bakalite Alma

Metalografik muayenede ilk adım olan bakalite alma işlemi, numunelerin daha rahat tutulabilmesi, optik mikroskop altında daha rahat incelenmesi ve muhafaza edilmesi amacıyla yapılmaktadır. Bakalite alma makinesi içine yerleştirilen numune üzerine belli bir miktar bakalit tozu dökülmektedir. Makine içerisinde sıcaklık ve basınç altında eriyen bakalit tozu ile numune kalıplanmaktadır. Bakalite alınmış numunelerin görüntüsü Şekil 5.5 ile verilmiştir. Bakalite alma işlemi, Şekil 5.6 ile verilen Struers ProntoPress-20 cihazı ile yapılmıştır.



Şekil 5.5 Bakalite alınmış numuneler.



Şekil 5.6 Struers ProntoPress-20.

5.1.4. Zımparalama

Bakalite alınan numunelerin yüzeylerinin düzleştirilmesi ve mikroskop altında iyi bir görünüm elde edilmesi için yapılan işlemlerden biri zımparalamadır. Bakalite alınan numunelerin yüzeyleri, zımparalama makinesi üzerinde bulunan zımpara kağıtları yardımıyla düzleştirilmiş ve numune üzerinde bulunan çizikler giderilmiştir. Numuneler sırasıyla 60 – 120 – 180 – 240 – 320 – 400 – 600 – 1200 ve 2500 numaralı zımpara kağıtları ile 3'er dakika boyunca zımparalanmıştır. Zımparalama işlemi, Şekil 5.7 ile gösterilen “SAPHIR 550” marka zımpara makinesi ile yapılmıştır.



Şekil 5.7 Otomatik Zımparalama Makinesi.

5.1.5. Parlatma

Optik mikroskop altında incelenecek numunelerin ışığı iyi yansıtması gerekmektedir ve bu nedenle zımparalama işleminden sonra parlatma işlemi yapılmaktadır. Parlatma işlemi parlatma keçesi üzerinde “CT DiaTwin Max Mono 1 μ ” elmas parçacık ve “ATM Diamond Lubricant” yağlayıcı yardımıyla yapılmıştır. Parlatma işlemi, Şekil 5.8 ile gösterilen “SAPHIR 530” marka parlatma makinesi kullanılarak yapılmıştır.



Şekil 5.8 Otomatik Parlatma Makinesi.

5.1.6. Optik Mikroskop İncelemesi

Zımparalama ve parlatma işlemleri biten numunelerin optik mikroskop incelemesi, Şekil 5.9 ile gösterilen Nikon Eclipse L150 marka optik mikroskop kullanılarak yapılmıştır. Numunelerin mikroyapıları 2.5x, 10x ve 50x büyütme ile görüntülenmiştir.



Şekil 5.9 Nikon Eclipse L150 Optik Mikroskop.

5.1.7. Dağlama

Bir metalin parlatılmış durumda belirgin olmayan belirli yapısal özelliklerini ortaya çıkarmak için yapılan işlem dağlamadır. Parlatılmış bir numunenin incelenmesi ile gözeneklilik, çatlaklar ve inklüzyonlar gibi yapısal özellikleri ortaya çıkarılabilmektedir. Ancak yapının detaylarını gözlemlemek zordur ve bu nedenle yapıyı ortaya çıkarabilmek için dağlama yapılmaktadır. Dağlama solüsyonları genellikle sulu veya alkollü çözeltiler halinde asitler veya bazlardır. Numunenin yüzeyinde, optik mikroskop altında incelemeyi kolaylaştıran bir yüzey topografisi oluşturmaktadır. Dağlama, dislokasyon ve faz tanımlama gibi çalışmalar için yapılmaktadır [51].

Parlatılmış numuneler, optik mikroskop incelemesi yapıldıktan sonra dağlanmıştır. Dağlama işlemi gerçekleştirildikten sonra tekrar optik mikroskop ile incelenmiştir. Dağlanmamış numuneler 10x ve 50x büyütme ile, dağlanmış numuneler 50x büyütme ile görüntülenmiştir.

5.1.8. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemesi

İncelenecek numunenin morfolojisi, topografisi, kimyasal kompozisyonu, kristal yapısı ve yönelimi gibi bilgiler Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile elde edilmektedir. Mar M-247 nikel bazlı süperalaşım numuneye ait γ/γ' hacim oranı incelemesi TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü Yüksek Sıcaklık Malzemeleri Araştırma Geliştirme ve Onarım Mükemmeliyet Merkezi'nde bulunan Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile, morfoloji incelemesi ve kimyasal analiz çalışması ise Marmara Üniversitesi Nanoteknoloji Laboratuvarında Şekil 5.10 ile gösterilen ZEISS EVO MA10 marka Taramalı Elektron Mikroskobu ile yapılmıştır.



Şekil 5.10 Zeiss Evo MA10 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)

6. BULGULAR VE TARTIŞMA

6.1. Sertlik Ölçüm Sonuçları

İki basamaklı yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış Mar M-247 polikristalin döküm türbinlerin sertliği üzerine servis sıcaklığının etkisini görebilmek amacıyla P ve G türbin rotorlarının göbek bölgesinden alınan numunelere mikrosertlik ölçümü yapılmıştır. Uygulanan Vickers mikrosertlik ölçüm sonuçları Tablo 6.1 ile verilmiştir. Numunelerden 0,5 kg yük ile 3'er noktadan ölçüm alınmış olup sonuçların ortalaması verilmiştir.

Tablo 6.1 Mikrosertlik ölçüm sonuçları

| Numune | HV |
|--------|-----|
| P | 429 |
| G | 440 |

Mikrosertlik ölçüm sonuçlarına göre, çalışmış türbin rotordan alınan G numunesinin sertliği çalışmamış türbin rotordan alınan P numunesinin sertliğinden yüksektir.

Literatürde çökeltme sertleşmesi (yaşlandırma) işlemi ile sertliğin ve malzeme dayanımının da arttığı bildirilmiştir [24, 29]. Bu bilgi doğrultusunda çalışmış türbin rotorun servis sırasında yaşlanmaya devam ettiği ve yaşlanmaya bağlı olarak da sertliğinin arttığı düşünülmüştür. Bu bulguyu desteklemek için her iki rotordan alınan numunelere yüksek sıcaklık çekme testi yapılmıştır ve sonuçlar Bölüm 6.2’de verilmiştir.

6.2. Yüksek Sıcaklık Çekme Testi

Mar M-247 polikristalin döküm türbin rotordan (P ve G) çıkarılan numuneler 980 °C’de yüksek sıcaklık çekme testine tabi tutulmuş olup test sonuçları Tablo 6.2 ile verilmiştir.

Tablo 6.2 Yüksek sıcaklık çekme testi sonuçları

| Türbin | Sıcaklık (°C) | R _{p0.2} (MPa) | R _m (MPa) | A (%) |
|--------|---------------|-------------------------|----------------------|-------|
| P | 980 | 427 | 537 | 2,1 |
| G | 980 | 433 | 590 | 3,5 |

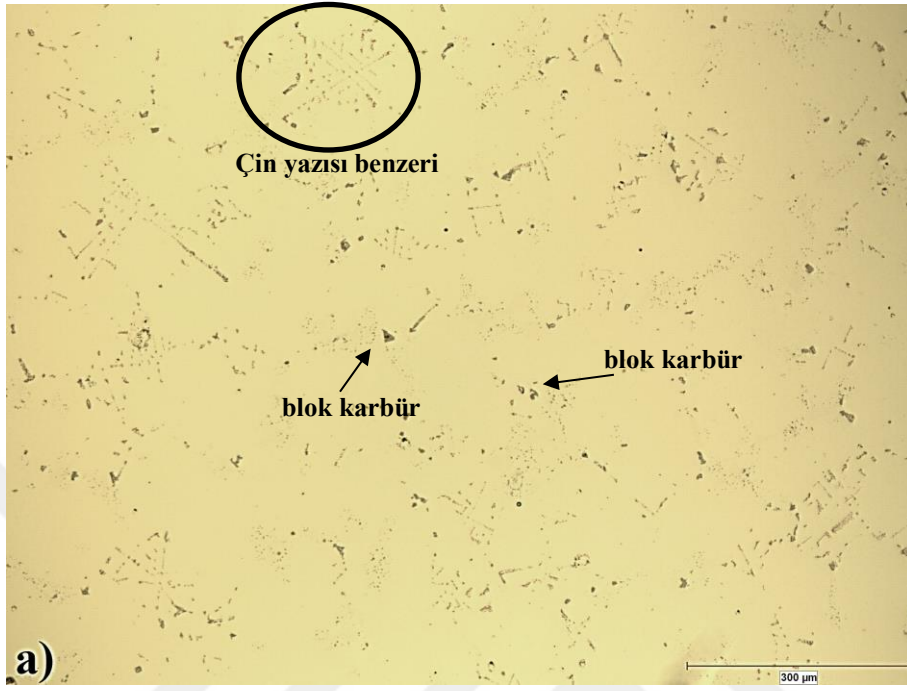
Yüksek sıcaklık çekme testi sonuçlarına göre G numunelerinin çekme dayanımının P numunelerinin çekme dayanımından yüksek olduğu ve akma dayanımları arasında belirgin bir fark olmamakla birlikte yine G numunelerinin akma dayanımının daha yüksek olduğu görülmüştür. Bölüm 6.1’de bahsedildiği gibi yaşlandırma ile malzemenin dayanımının ve sertliğinin arttığı bilgisi ve G numunelerinin çekme dayanımı ve sertliğinin P numunelerinden yüksek olması bulgusu ile, çalışmış türbin rotorun servis sırasında yaşlanmaya devam ettiği düşüncesi desteklenmiştir. Ayrıca test sonuçlarına göre G numunesinin P numunesine göre daha fazla uzadığı ve dolayısıyla sünekliğinin arttığı görülmüştür. Martinsson’un yapmış olduğu çalışmada, Haynes 230 nikel bazlı süperalaşım numunelerin, yaşlandırma sayesinde akma dayanımının, çekme dayanımının ve sertliğinin arttığı ve bunun yanı sıra daha sünek hale geldiği tespit edilmiştir [52].

Yaşlandırılmış P ve G numunelerinin mikroyapıları optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) altında incelenmiştir. Optik mikroskop inceleme sonuçları Bölüm 6.3’te ve taramalı elektron mikroskobu inceleme sonuçları Bölüm 6.4’te verilmiştir.

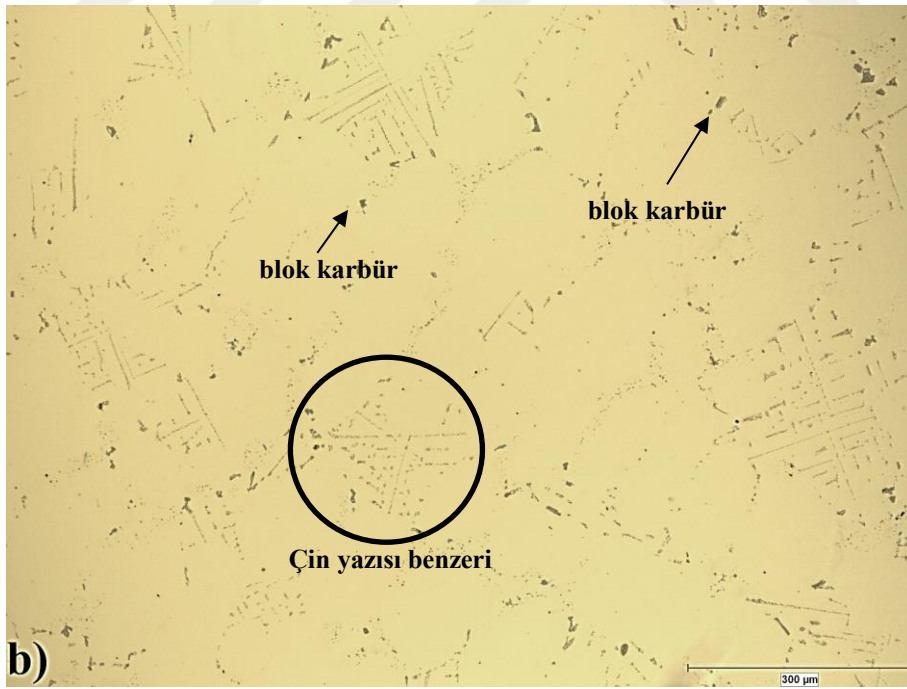
6.3. Optik Mikroskop Mikroyapı İnceleme Sonuçları

İki basamaklı yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış Mar M-247 polikristalin döküm türbin rotordan alınan numunelerin mikroyapıları, metalografik muayene ile dağlama öncesi

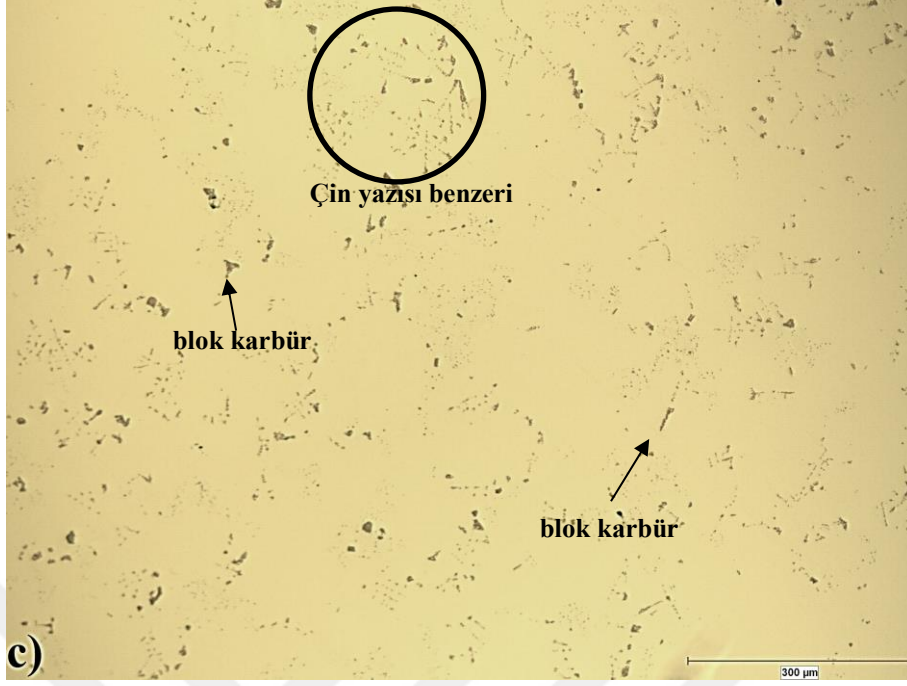
ve dağlama sonrası optik mikroskop altında incelenmiştir. Dağlanmamış P numunelerinin 10x büyütmedeki mikroyapı görüntüleri şekil 6.1, şekil 6.2 ve şekil 6.3 ile gösterilmiştir.



şekil 6.1 Dağlanmamış P1 numunesi 10x mikroyapı görüntüsü.



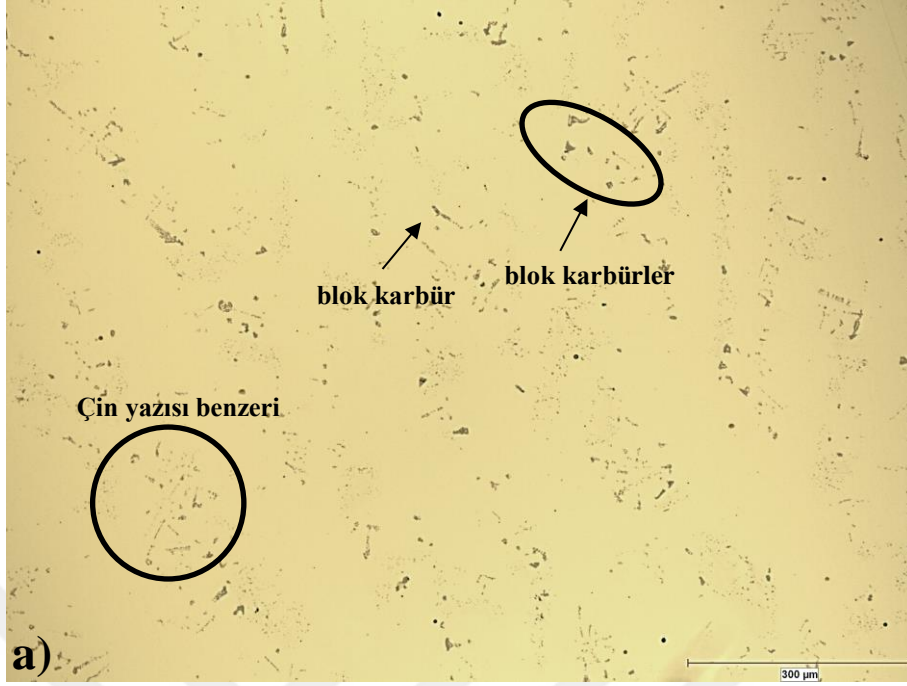
şekil 6.2 Dağlanmamış P3 numunesi 10x mikroyapı görüntüsü.



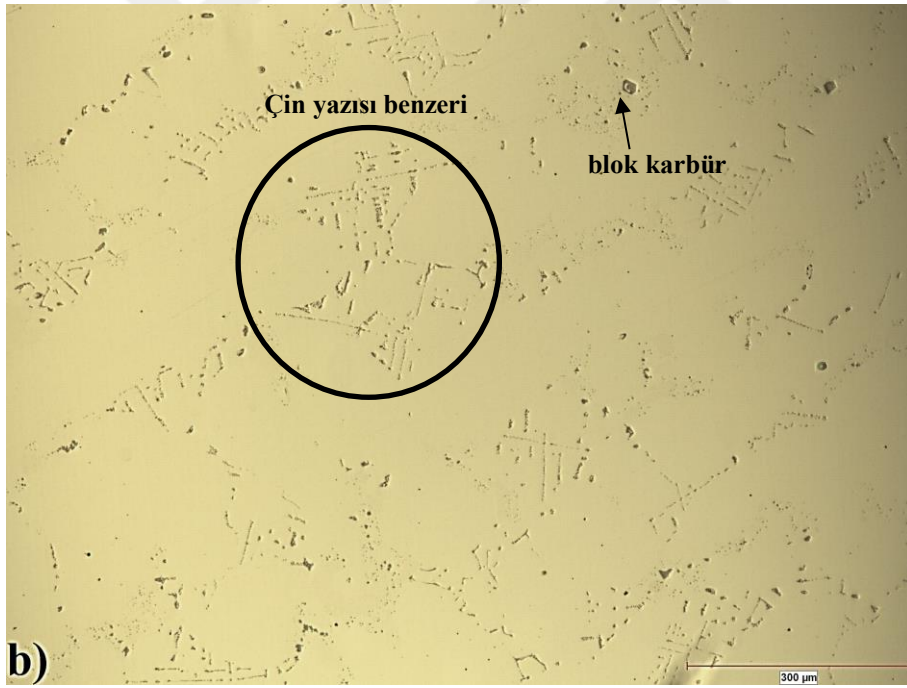
Şekil 6.3 Dağlanmamış P7 numunesi 10x mikroyapı görüntüsü.

Dağlanmamış P ve G numunelerinin optik mikroskop altında incelenmesi sonucunda, γ matrisi içerisinde Çin yazısı benzeri ve bloklu gibi farklı morfolojilerde birincil ve ikincil karbürler olduğu görülmüştür. Karbürler interdentritik bölgelerde konumlanmıştır. Her iki rotordan alınan numunelerde de matris içerisindeki baskın karbür morfolojisinin Çin yazısı benzeri birincil MC karbürler olduğu görülmüştür.

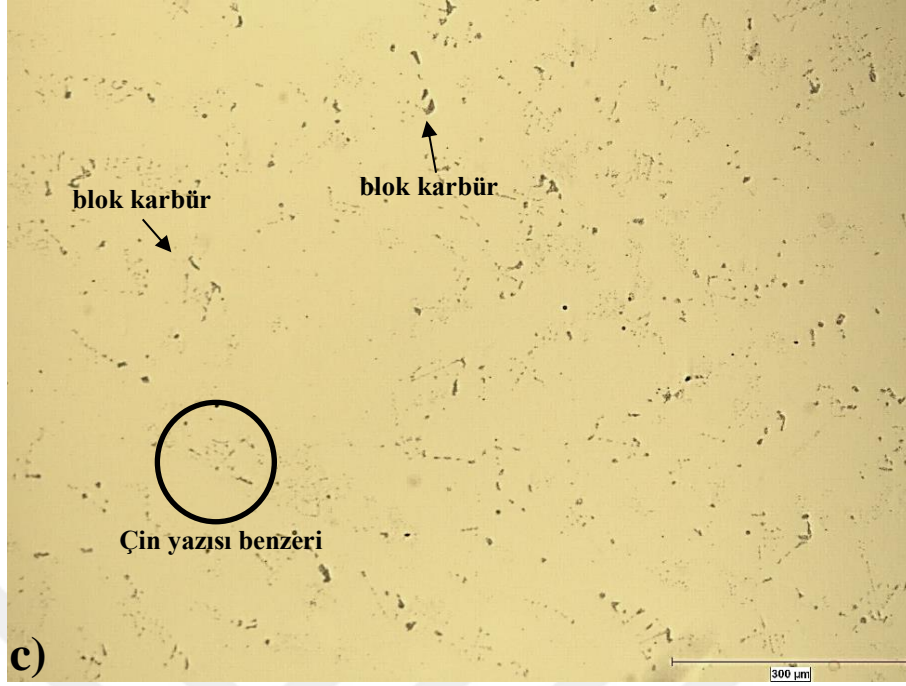
Dağlanmamış G numunelerinin 10x büyütmedeki mikroyapı görüntüleri Şekil 6.4, Şekil 6.5 ve Şekil 6.6 ile gösterilmiştir.



Şekil 6.4 Dağlanmamış G1 numunesinin 10x mikroyapı görüntüsü.

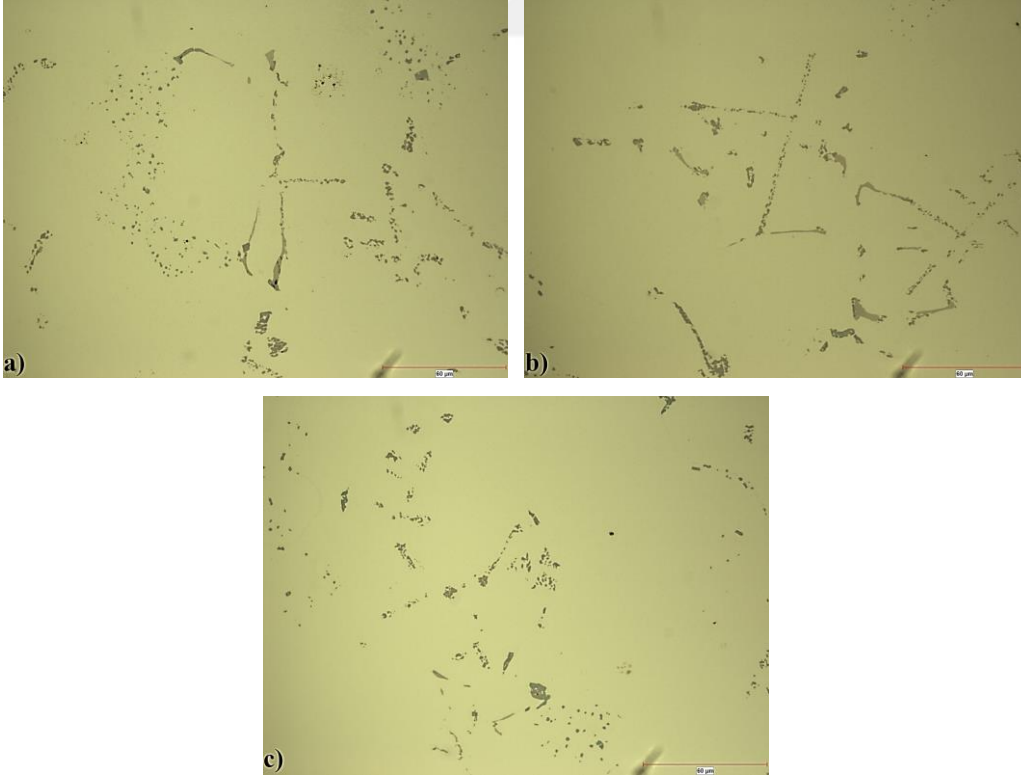


Şekil 6.5 Dağlanmamış G3 numunesinin 10x mikroyapı görüntüsü.

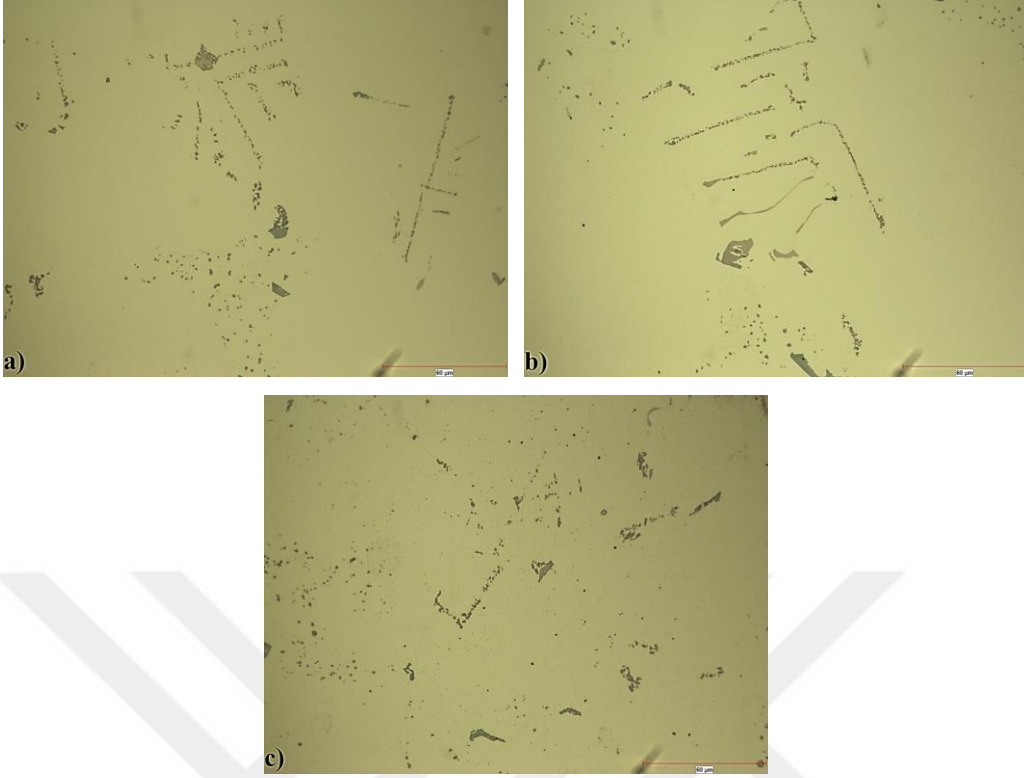


Şekil 6.6 Dağlanmamış G7 numunesinin 10x mikroyapı görüntüsü.

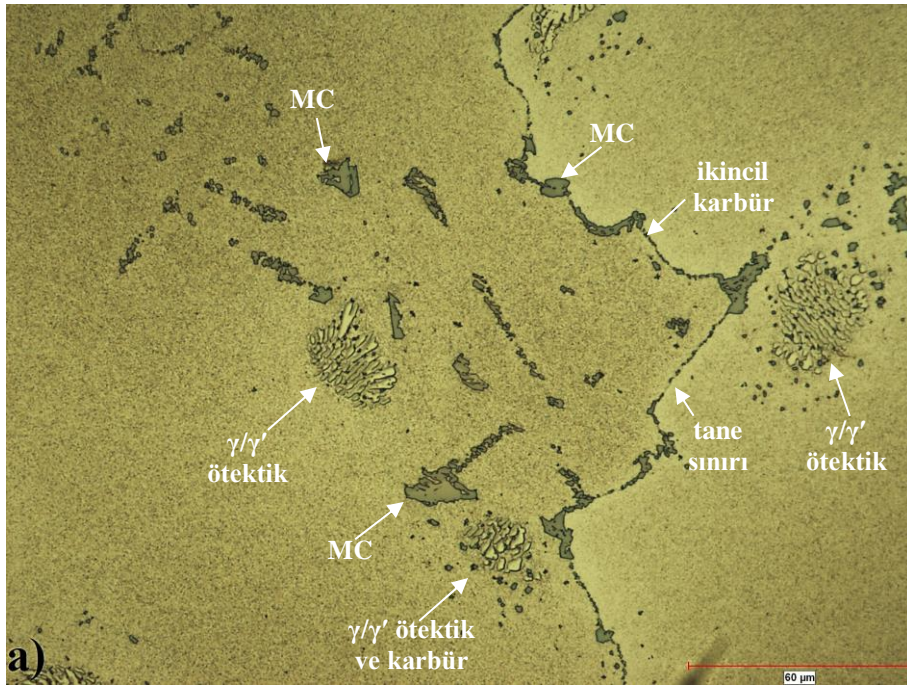
Dağlanmamış P ve G numunelerde bulunan Çin yazısı benzeri ve bloklu morfolojilerdeki karbürlerin 50x büyütmedeki mikroyapı görüntüleri Şekil 6.7 ve Şekil 6.8 ile verilmiştir.



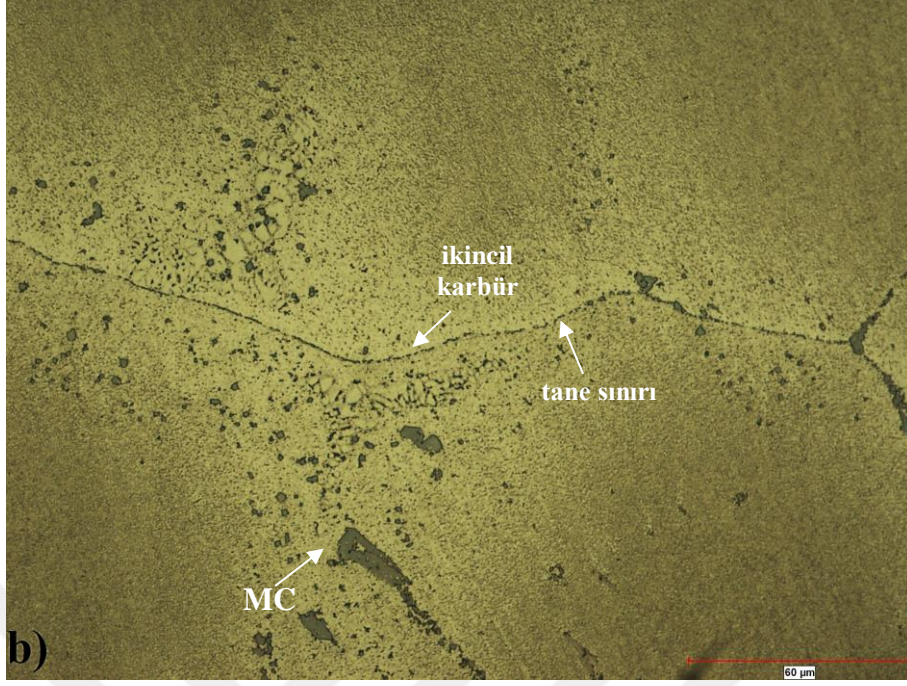
Şekil 6.7 Dağlanmamış P numunelerinin 50x mikroyapı görüntüsü. a) P1. b) P3. c) P7.



Şekil 6.8 Dağlanmamış G numunelerinin 50x mikroyapı görüntüsü. a) G1. b) G3. c) G7. Dağlanmamış P ve G numuneleri incelendikten sonra dağlayıcı ile dağlanmış olup optik mikroskop altında tekrar incelenmiştir. Dağlanmış P numunelerinin 50x büyütmedeki mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 6.9, Şekil 6.10 ve Şekil 6.11 ile verilmiştir.

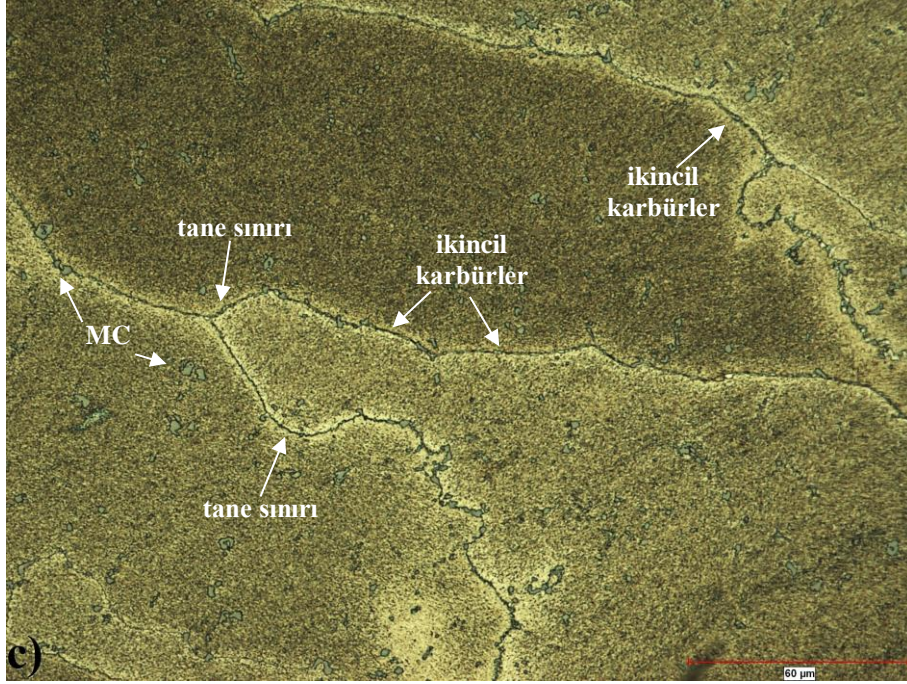


Şekil 6.9 Dağlanmış P1 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü.



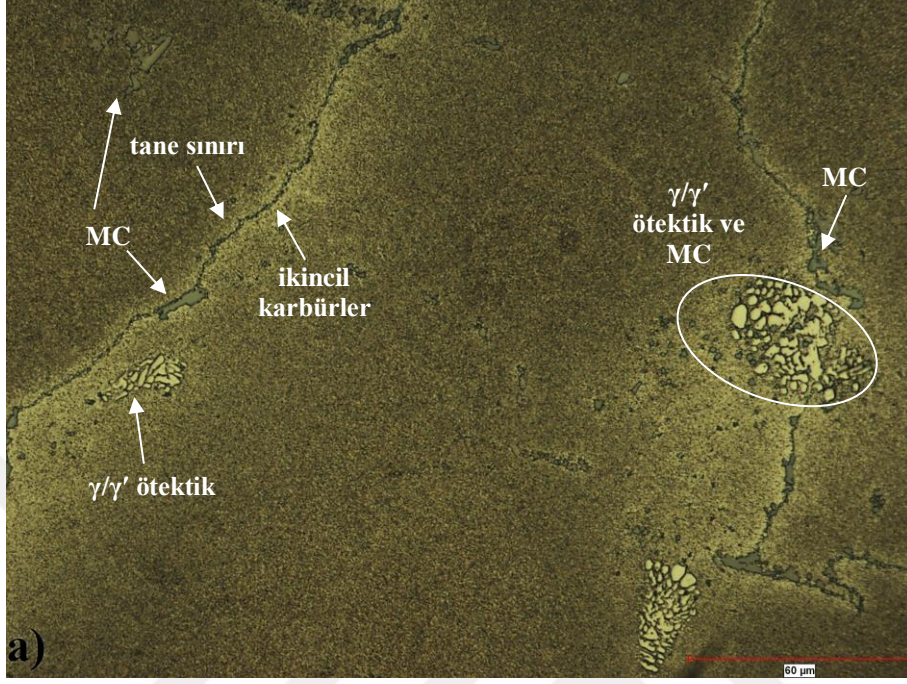
Şekil 6.10 Dağlanmış P3 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü.

Mikroyapıda γ matrisi içerisinde tane sınırında ve tane sınırlarına yakın bölgelerde γ/γ' ötektik adaları, matris içerisine dağılmış MC birincil karbürler ve tane sınırlarında çökelmiş olan birincil ve ikincil karbürler olduğu görülmektedir. γ/γ' ötektik adaların içinde ve etrafında karbür çökeltileri bulunmaktadır.

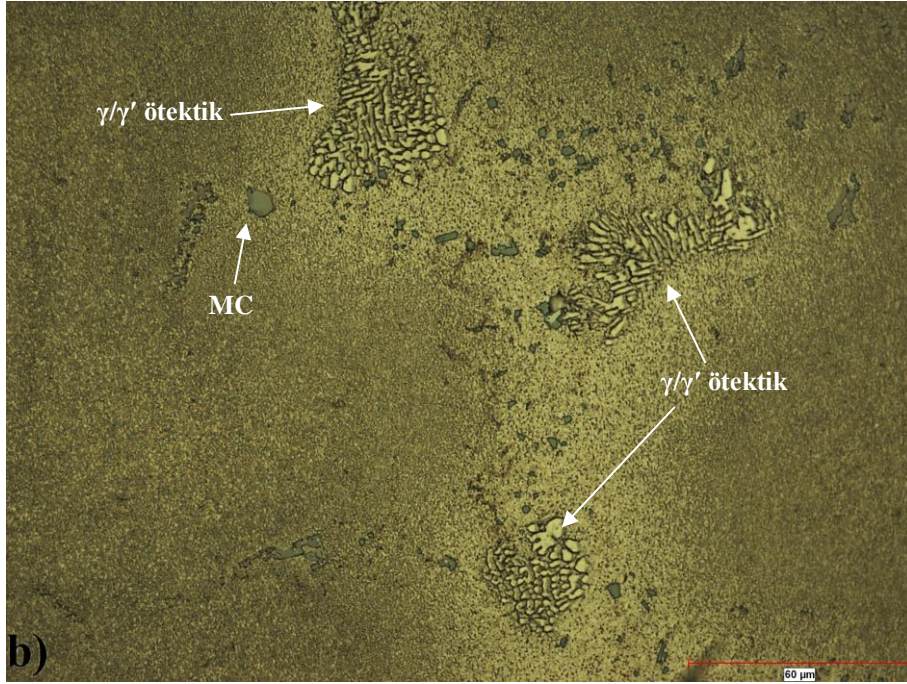


Şekil 6.11 Dağlanmış P7 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü

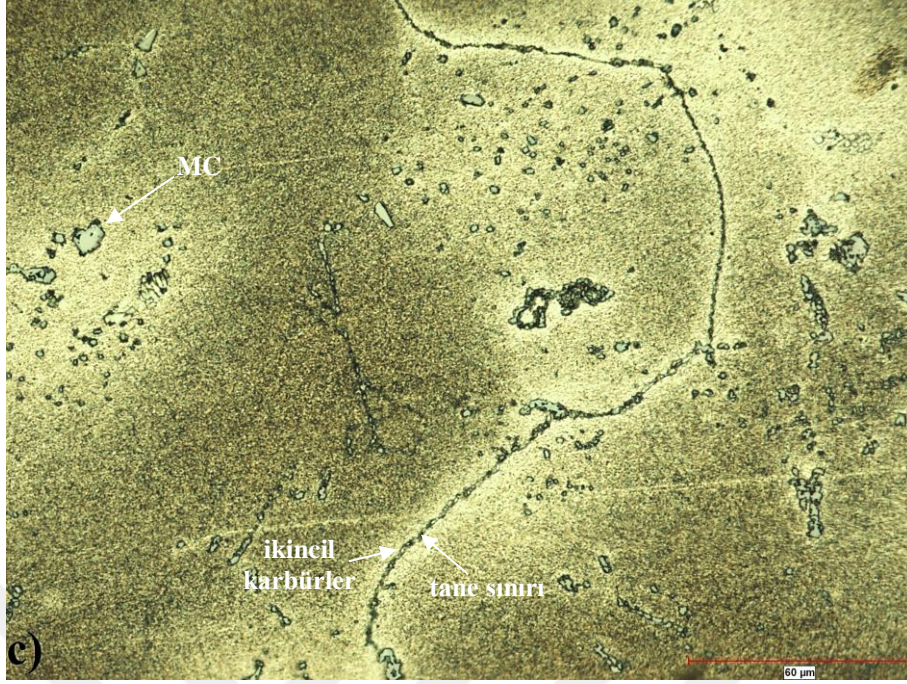
Dağlanmış G numunelerinin 50x büyütmedeki mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 6.12, Şekil 6.13 ve Şekil 6.14'te verilmiştir.



Şekil 6.12 Dağlanmış G1 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü.



Şekil 6.13 Dağlanmış G3 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü.



Şekil 6.14 Dağlanmış G7 numunesinin 50x mikroyapı görüntüsü.

Dağlanmış G numunelerinin mikroyapısında, P numunesinde olduğu gibi γ matrisi içerisinde tane sınırlarında ve tane sınırlarına yakın bölgelerde büyük γ/γ' ötektik adaları olduğu görülmüştür. Aynı zamanda yine matris içerisine dağılmış MC birincil karbürler ve tane sınırlarında çökelmiş olan birincil ve ikincil karbürler bulunmuştur. P numunesinde olduğu gibi γ/γ' ötektik adaların içinde de ve etrafında yine karbür çökeltileri bulunmaktadır.

Wawro'nun çalışmasında 870 °C'de 16 saat ısıl işleme tabi tutulmuş ve hava ile soğutulmuş döküm Mar M-247 türbin kanatçıkları incelenmiştir. MC karbürlerin interdendritik bölgelerde konumlandığı ve yazı benzeri yapılar olarak oluştuğu bildirilmiştir. Yazı benzeri yapıların tane sınırlarına ve γ' adalarına uzanan kollara sahip olduğunu belirtmiştir. Tane sınırlarında az miktarda $M_{23}C_6$ karbürleri bulunduğunu ve bu karbürlerin aynı zamanda γ' adalarının etrafında da görüldüğünü bildirmiştir. $M_{23}C_6$ karbürler ayrı, bloklu ve küresel parçacıklar olarak bulunmuştur [45].

Szczotok ve Rodak'ın Mar M-247 süperalaşımının mikroyapısını incelediği çalışmada da tane sınırlarında ve interdendritik bölgelerde karbürler bulunmuştur. γ/γ' ötektik içinde ve çevresinde çok sayıda MC karbür görülmüş ve MC karbürlerin kümeler halinde, çeşitli şekil ve boyutlarda ayrı blok çökeltiler olarak görülmüştür. Düşük büyütmelerde (yaklaşık 1500 kata kadar) görülebilen bu karbürlerin baskın morfolojisinin,

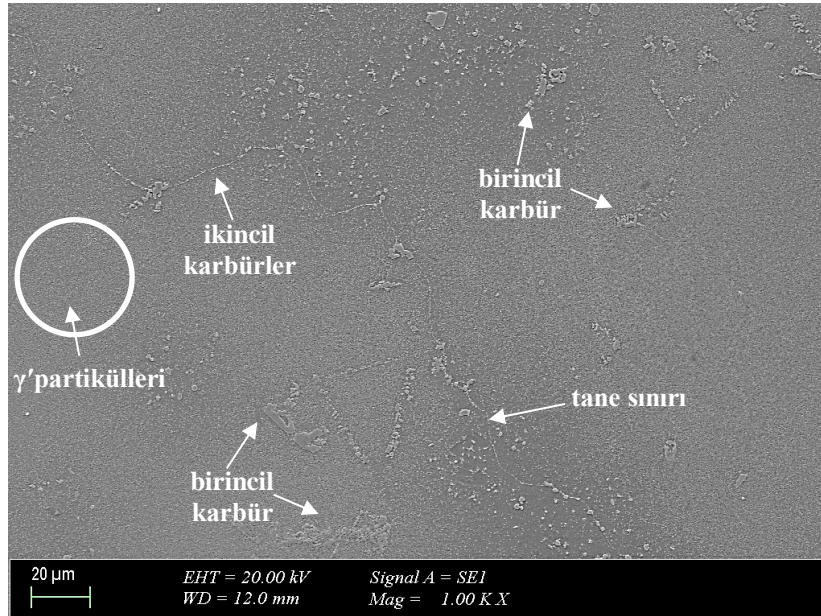
interdendritik bölgelerdeki "Çin yazısı benzeri" çökeltiler olduğu bildirilmiştir. $M_{23}C_6$ karbürlerin tane sınırlarında ve gama prim γ' adalarının dış kenarlarında olduğu tespit edilmiştir [31].

Optik mikroskop incelemesi ile her iki rotordan alınan numunelerin mikroyapısında da farklı morfolojilerde karbürler olduğu görülmüştür. Mikroyapı içerisinde, literatürde tane sınırlarının kaymasını önleyerek tane sınırı dayanımını artırdığı bildirilen karbürler bulunmuştur [22, 30, 31]. γ matrisi içerisinde dağınık halde bulunan ve tane sınırlarında çökelen karbürlerin SEM görüntüleri ve EDS analizi sonuçları Bölüm 6.4 ile verilmiştir.

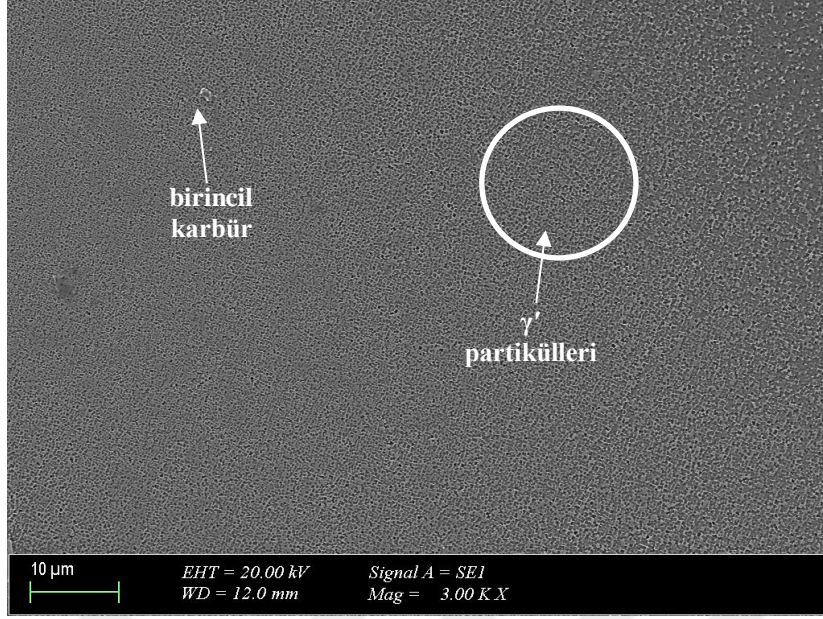
6.4. Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemesi

İki basamaklı yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış Mar M-247 polikristalin döküm türbin rotorlardan alınan numunelerin optik mikroskop incelemesi sonucunda mikroyapıda karşılaşılan birincil ve ikincil karbürler Taramalı Elektron Mikroskobu altında incelenmiş olup ilgili karbürlerin EDS analizi yapılmıştır.

P rotorundan alınan numunelerin mikroyapısında γ matrisi içerisine dağılan ve tane sınırlarına çökelen birincil ve ikincil karbürler Şekil 6.15'te, γ içerisinde bulunan γ' partikülleri de Şekil 6.16 ile gösterilmiştir.

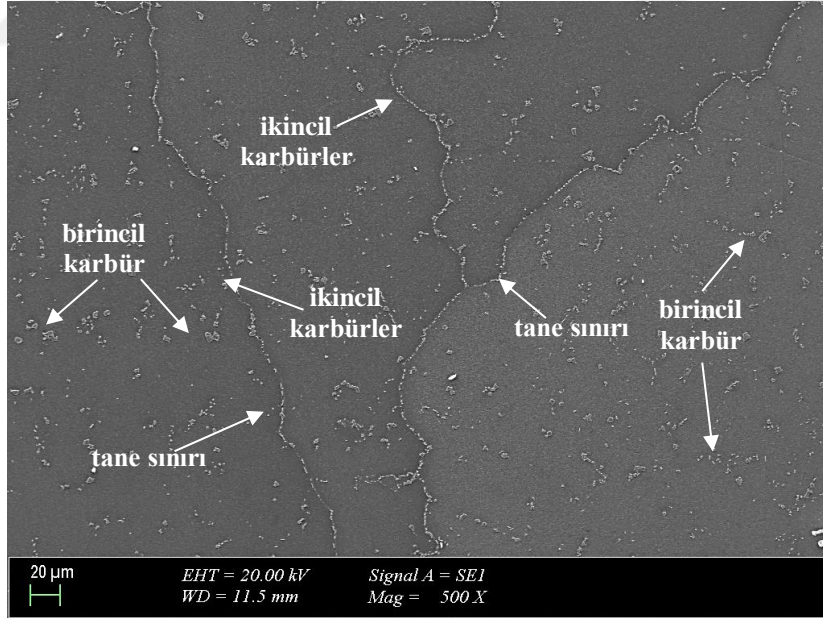


Şekil 6.15 P numunesi SEM görüntüsü.

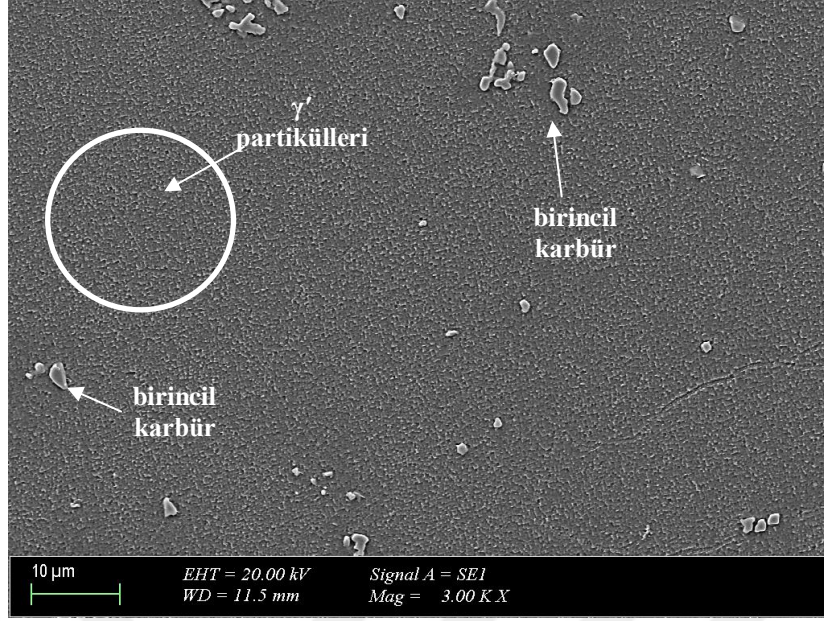


Şekil 6.16 P numunesi SEM görüntüsü.

G rotorundan alınan numunenin mikroyapısında matris içerisine dağılan ve tane sınırlarına çökelen birincil ve ikincil karbürler Şekil 6.17’de, yine γ matrisi içerisinde bulunan γ' partikülleri de Şekil 6.18’de gösterilmiştir.

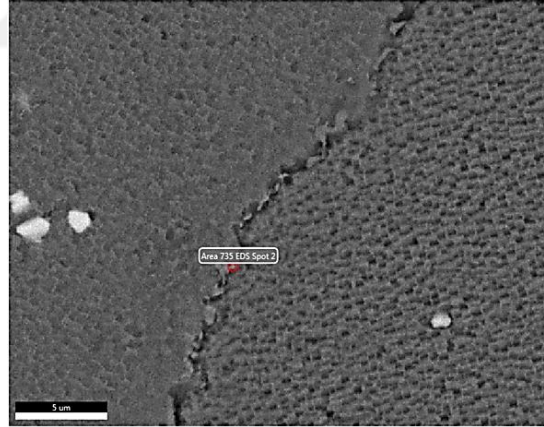


Şekil 6.17 G numunesi SEM görüntüsü.



Şekil 6.18 G numunesi SEM görüntüsü.

P rotorundan alınan numunenin tane sınırlarında bulunan karbürlere yapılan EDS analizi sonucunda, tane sınırı karbürlerinin yüksek oranda Cr ve W içeriğine sahip oldukları görülmüştür (Şekil 6.19).

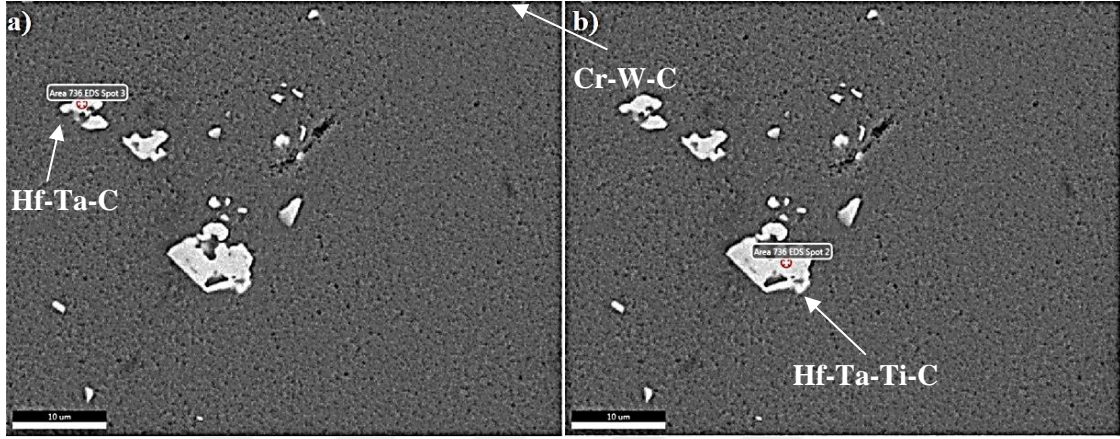


Şekil 6.19 P numunesi tane sınırı SEM görüntüsü.

Tane sınırlarına çökelmiş olan Cr ve W içerikli karbürler ikincil karbürlerdir. Tane sınırlarında bulunan ikincil karbürlerin, süperalaşımın dayanımını ve sürünme direncini artırdığı bilinmektedir [22, 31, 40]. Ayrıca γ matrisi içerisinde bulunan karbürlere yapılan EDS analizi sonucunda birincil karbürlerin yüksek oranda Hf, Ta ve daha düşük oranda Ti içerdiği bulunmuştur (Şekil 6.20).

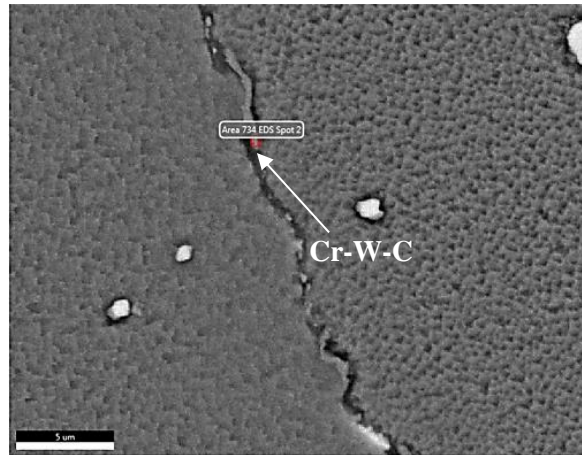
Literatürde γ matrisi içerisine dağılan Hf, Ta ve Ti içerikli karbürler katı çözelti

sertleşmesi ve γ' hacim oranında artış sağladığı bildirilmiştir [21, 22, 29, 34]. Hafniyumun MC karbür yapısını yazı benzeri morfolojiden bloklu morfolojiye değiştirdiği belirtilmiştir. Hafniyum ilavesi ayrıca daha fazla miktarda birincil γ' adalarının oluşmasına neden olduğu ve bu birincil γ' adalarının, esas olarak tane sınırlarında olduğu bildirilmiştir [45].



Şekil 6.20 P numunesi karbürleri SEM görüntüsü.

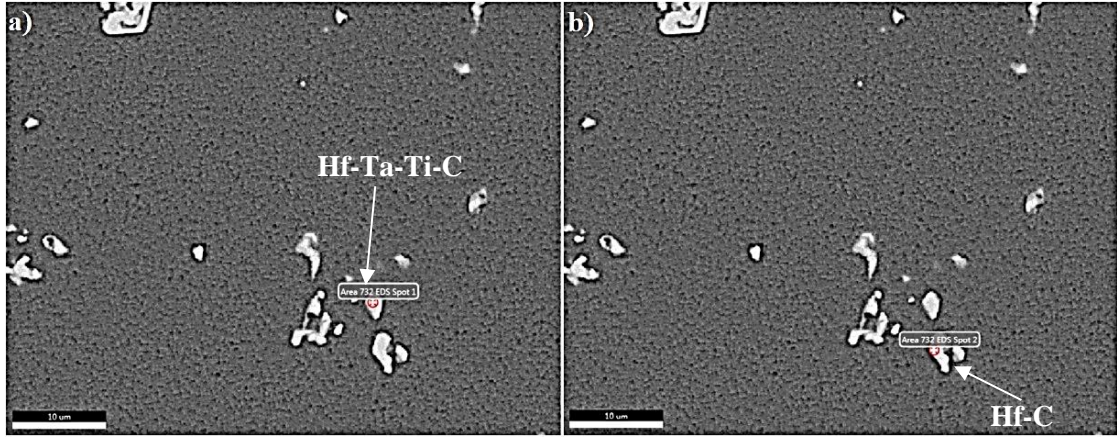
G rotorundan alınan numunenin tane sınırlarında bulunan karbürlere yapılan EDS analizi sonucunda, tane sınırı karbürlerinin P rotorunda olduğu gibi yüksek oranda Cr ve W içeriğine sahip oldukları görülmüştür (Şekil 6.21). Tane sınırlarına çökelmiş olan Cr ve W içerikli karbürler ikincil karbürlerdir.



Şekil 6.21 G numunesi tane sınırı SEM görüntüsü.

γ matris içerisinde bulunan karbürlere yapılan EDS analizi sonucunda, matris içerisinde yüksek oranda Ta, Hf ve daha düşük oranda Ti içerikli MC karbürler olduğu tespit

edilmiştir (Şekil 6.22).



Şekil 6.22 G numunesi karbürleri SEM görüntüsü.

Her iki rotordan alınan numunelerin γ' hacim oranları ölçülmüş olup yapılan ölçüm sonucunda P rotorundan alınan numunenin γ' hacim oranı yaklaşık %74,7 ve G rotorundan alınan numunenin γ' hacim oranı yaklaşık %76,7 olduğu görülmüştür. γ' hacim oranının artması ile mukavemetin belli bir noktaya kadar arttığı literatürde bildirilmiştir [23, 24]. G rotorunun γ' hacim oranının ve dayanımının P rotorundan yüksek olması, literatür ile tutarlı olduğunu göstermektedir.

7. SONUÇ

Bu tez çalışması kapsamında, Kale Arge A.Ş.'de geliştirilmekte olan Turbojet Motor'da çalışmış Mar M-247 polikristalin döküm türbin rotor ve yine aynı malzemedan üretilmiş çalışmamış türbin rotor incelenmiştir. Servis koşullarının, malzemenin mikroyapısına ve mekanik özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Yapılan incelemelerin ışığında varılan sonuçlar maddeler halinde verilmiştir.

1. Vickers mikrosertlik ölçüm sonuçlarına göre, çalışmış türbin rotordan alınan numunenin sertliği çalışmamış türbin rotordan alınan numunenin sertliğinden yüksektir. Çalışmış türbin rotorun daha sert olması, servis sırasında yaşlanmaya devam ettiğini düşündürmektedir.
2. Her iki rotordan çıkarılan numunelere uygulanan yüksek sıcaklık çekme testi sonuçlarına göre, çalışmış türbin rotorun çekme dayanımının çalışmamış türbin rotorun çekme dayanımından daha fazla olduğu görülmüştür. Çalışmış rotorun çekme dayanımının ve sertliğinin daha yüksek olması, servis sırasında

- yaşlandırmanın devam ettiği düşüncesini desteklemektedir. Ayrıca çalışmış türbin rotorun yaşlandırma ile birlikte uzama miktarı artmış ve daha sünek hale gelmiştir.
3. Her iki rotordan çıkarılan numunelerin metalografik muayenesi sonucunda gama matrisi içerisinde Çin yazısı benzeri ve bloklu gibi farklı morfolojilerde birincil ve ikincil karbürler olduğu görülmüştür. Karbürler interdentritik bölgelerde konumlanmıştır. Her iki rotordan alınan numunelerde de matris içerisindeki baskın karbür morfolojisinin Çin yazısı benzeri birincil MC karbürler olduğu belirlenmiştir. Dağlanmış numunelerin mikroyapısında gama matrisi içerisinde tane sınırlarında ve tane sınırlarına yakın bölgelerde büyük γ/γ' ötektik adaları olduğu görülmüştür. Aynı zamanda yine matris içerisine dağılmış MC birincil karbürler ve tane sınırlarında çökelmiş olan birincil ve ikincil karbürler bulunmuştur. γ/γ' ötektik adaların içinde de ve etrafında yine karbür çökeltileri bulunmaktadır.
 4. Her iki rotordan çıkarılan numunelerin tane sınırlarında bulunan karbürlere yapılan EDS analizi sonucunda, tane sınırı karbürlerinin yüksek oranda Cr ve W içeriğine sahip oldukları görülmüştür. Tane sınırlarına çökelmiş olan Cr ve W içerikli karbürler $M_{23}C_6$ ikincil karbürlerdir. Ayrıca γ matrisi içerisinde bulunan karbürlere yapılan EDS analizi sonucunda birincil karbürlerin yüksek oranda Hf, Ta ve daha düşük oranda Ti içerdiği bulunmuştur. Tane sınırlarına çökelen $M_{23}C_6$ ikincil karbürleri tane sınırı dayanımını arttırmaktadır. MC karbür olarak çökelen Hf, Ta ve Ti elementleri, Ni bazlı süperalaşım olan Mar M-247'nin gama prime hacminin artmasına ve katı çözelti sertleşmesine neden olmaktadır.
 5. Servis koşulunun, malzemenin mikroyapısına belirgin bir etkisi olmamıştır. Gama prime hacim oranı ölçümlerine göre P rotorundan alınan numunenin γ' hacim oranı yaklaşık %74,7 ve G rotorundan alınan numunenin γ' hacim oranı yaklaşık %76,7 olduğu görülmüştür. γ' hacim oranı arasındaki fark, G rotorunun servis sırasında yaşlanmaya devam ettiği düşüncesini desteklemektedir.

KAYNAKLAR/REFERENCES

- [1] Boyce, M.P., 2006, Gas Turbine Engineering Handbook, ISBN 9780750678469, 3rd Edition, Gulf Professional Publishing, UK.
- [2] Huenecke, K., 2003, Jet Engines: Fundamentals of Theory, Design and Operation, 6th Edition, ISBN 0-7603-0459-9, Biddles Ltd, USA.
- [3] Rolls Royce, 1996, Jet Engine, ISBN 0 902121235, 5th Edition, Renault Printing Co Ltd, Derby.
- [4] Giampaolo, T., 2003, The Gas Turbine Handbook Principles and Practices, ISBN 0-88173-414-4, 2nd Edition, The Fairmont Press, Lilburn.
- [5] Storm, R., Skor, M., Koch, L.D., Benson, T., Galica, C., 2015, Pushing The Envelope: A NASA Guide to Engines, USA.
- [6] Engine Alliance GP7000, www.wikipedia.org
- [7] NASA, National Aeronautics and Space Administration, <https://www.grc.nasa.gov/>
- [8] J-85-GE-17A Turbojet Engine, www.wikipedia.org
- [9] How The 4 Types Of Turbine Engines Work, www.boldmethod.com
- [10] GE H80 Turboprop Engine by GE Aviation Czech, www.pragaglobal.com
- [11] Raymer, D.P., 2018, Aircraft Design A Conceptual Approach, ISBN 9781624104909, 6th Edition, American Institute of Aeronautics and Astronautics, USA.
- [12] Turboshift Engine, www.wikipedia.org
- [13] Rolls Royce M250 Turboshift Engine, www.rolls-royce.com
- [14] Walsh, P.P, Fletcher, P., 2004, Gas Turbine Performance, ISBN 0-632-06434-X, 2nd Edition, Blackwell Science Ltd, UK.
- [15] Lockheed F-104 and the GE J-79 Jet engine that powered it, www.theloopnewspaper.com
- [16] Jansohn, P., 2013, Modern Gas Turbine Systems: High Efficiency, Low Emission, Fuel Flexible Power Generation, ISBN 978-0-85709-606-7, 1st Edition, Woodhead Publishing Limited, Cambridge.
- [17] Fowler, T.W., 1989, Jet Engine Propulsion Systems for Engineers, GE Aircraft Engines, USA.
- [18] Meetham, G. W., 1981, The Development Of Gas Turbine Materials, ISBN 978-94-009-8113-9, 1st Edition, Applied Science Publishers Ltd, Essex.
- [19] Reed, R.C., 2006, The Superalloys: Fundamentals and Applications, ISBN-13 978-

- 0-521-85904-2, 1st Edition, Cambridge University Press, Cambridge.
- [20] Mouritz, A.P., 2012, Introduction to Aerospace Materials, ISBN 978-0-85709-515-2, 1st Edition, Woodhead Publishing Limited, Cambridge.
- [21] Sims, C.T. , Stoloff, N.S., Hagel, W.C., 1987, Superalloys II, First Edition, ISBN: 0-471-01147-9, John Wiley & Sons Inc, New York.
- [22] Geddes, B., Leon, H., Huang, X., 2010, Superalloys Alloying and Performance, ISBN-13: 978-1-61503-040-8, 1st Edition, ASM International, Ohio.
- [23] Erickson, G. L., 1990, ASM Handbook Vol 1, Properties and Selection Iron, Steels, and High Performance Alloys, Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys, ISBN 0-87170-377-7, 10th Edition, ASM International, USA.
- [24] Davis, J.R., 2000, ASM Speciality Handbook, Nickel Cobalt & Their Alloys, ISBN 0-87170-685-7, 1st Edition, ASM International, Ohio.
- [25] Lecomte-Beckers, J., (1988). Study of Microporosity Formation in Nickel-Base Superalloys. Metallurgical Transaction A, 19 (9), 2341-2348.
- [26] Basak, A., Das, S. (2016). Carbide formation in Nickel-base superalloy MAR-M247 processed through scanning laser epitaxy (SLE). In Solid Freeform Fabrication 2016: Proceedings of the 27th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium—An Additive Manufacturing Conference, August 8-10, 2016, Texas.
- [27] DeAntonio, D. A., Duhl, D., Howson, T., Rothman, M.F., 1991, ASM Handbook Vol 4 Heat Treating, Heat Treating of Superalloys, ISBN 0-87170-379-3, ASM International, USA.
- [28] Kumar, P., (1994). Role of Niobium and Tantalum in Superalloys. Advances in High Temperature Structural Materials and Protective Coatings, Ottawa, p. 34-53.
- [29] Donachie, M.J., Donachie, S.J., 2002, Superalloys A Technical Guide, ISBN: 0-87170-749-7, 2nd Edition, ASM International, USA.
- [30] Handa, S. S., Andersson, J., & Eynian, M. (2014) Precipitation of Carbides in a Ni-based Superalloy. Degree Project for Master of Science with Specialization in Manufacturing Department of Engineering Science, University West, Trollhattan, Sweden, 5-8.
- [31] Szczotok, A., & Rodak, K., (2012). Microstructural studies of carbides in MAR-M247 nickel-based superalloy. Materials Science and Engineering, 35, 1-11.
- [32] Sabol, G. P., Stickler, R., (1969). Microstructure of nickel-based superalloys,

Physica Status Solidi, 35 (11), 11–52.

[33] Lyman, T., 1972, Atlas of Microstructures of Industrial Alloys Vol 7, Metals Handbook, ISBN 0783718659, 8th ed., American Society for Metals, Ohio.

[34] Durand-Charre, M., 1997, The Microstructure of Superalloys, ISBN 9056990977, 1st Edition, Gordon and Breach Science Publishers, Amsterdam.

[35] Kvapilova, M., Dvorak, J., Kral, P., Hrbacek, K., Sklenicka, V., (2019). Creep behaviour and life assessment of a cast nickel – base superalloy MAR – M247. High Temp. Mater. Proc. 2019, 38, 590-600.

[36] Simonetti, M., & Caron, P. (1998). Role and behaviour of μ phase during deformation of a nickel-based single crystal superalloy. Materials Science and Engineering: A, 254 (1-2), 1-12.

[37] Harris, K., Erickson, G. L., & Schwer, R. E. (1984). MAR M 247 derivations—CM 247 LC DS alloy, CMSX® single crystal alloys, properties and performance. In 5th Int. Symp (pp. 221-230).

[38] Milenkovic, S., Sabirov, I., Llorca, J., (2012). Effect of the cooling rate on microstructure and hardness of MAR-M247 Ni-based superalloy. Materials Letters, 73, 216–219.

[39] Harris, K., Schwer, RE., 1979. Vacuum Induction Refining MM-0011 Mar-M-247 for High Intensity Turbine Rotating Parts. AVS 6th Int'l. Vacuum Metallurgical Conf., Apr. 1979, San Diego, CA.

[40] Bor, H. Y., Wei, C. N., Jeng, R. R., & Ko, P. Y. (2008). Elucidating the effects of solution and double ageing treatment on the mechanical properties and toughness of MAR-M247 superalloy at high temperature. Materials Chemistry and Physics, 109 (2-3), 334-341.

[41] Tsai, Y. L., Wang, S. F., Bor, H. Y., & Hsu, Y. F. (2013). Effects of alloy elements on microstructure and creep properties of fine-grained nickel-based superalloys at moderate temperatures. Materials Science and Engineering: A, 571, 155-160.

[42] Baldan, R., Rocha, R.L.P., Tomasiello, R.B., Nunes, C.A., Costa, A.M.S., Barboza, M.J.R., Coelho, G.C., Rosenthal, R., (2013). Solutioning and Aging of MAR-M247 Nickel-Based Superalloy. Journal of Materials Engineering and Performance, 22 (9), 2574–2579.

[43] Kattus, J.R., 1999, MAR M 247—Aerospace Structural Metals Handbook, Purdue

Research Foundation, West Lafayette, Indiana.

[44] Zeisler-Mashl, K.L., Pletka, B.J., 1992, Segregation During Solidification in the MAR-M247 system, International Symposium on Superalloys, Warrendale, Pittsburgh, Pennsylvania

[45] Wawro, S. W., (1982) MC carbide structures in Mar-M247 NASA Report 167892, Lewis Research Center, USA, 1-2.

[46] Wolff, I.M., (1992). Precipitation Accompanying Overheating in Nickel-Base Superalloy. *Materials Characterization*, 29 (1), 55–61

[47] Smid, M., Kunz, L., Hutar, P., Hrbacek, K., (2014). High cycle fatigue of nickel-based superalloy MAR-M 247 at high temperatures. *Procedia Engineering*, 74, 329-332

[48] Kaufman, M., (1984). Properties of Cast MAR-M-247 for Turbine Blisk Application. *Superalloys 1984*, 43–52.

[49] Rakoczy, L., Grudzien, M., Zielinska-Lipiec, A., (2018) Contribution of Microstructural Constituents on Hot Cracking of Mar M-247 Nickel Based Superalloy, *Archives of Metallurgy and Materials*, 63 (1), 181-189.

[50] Turbine Section of Aircraft Gas Turbine Engine, www.aircraftsystemstech.com

[51] Dr. Brune, D., Dr. Hellborg, R., Dr. Whitlow, H.J., Prof. Hunderi, O., 2008, *Surface Characterization A User's Sourcebook*, ISBN 9783527612451, John Wiley & Sons, Germany.

[52] Martinsson, A. (2006) Ageing Influence on Nickel-based Superalloys at Intermediate Temperatures (400–600°C). Yüksek Lisans Tezi, Luleå University of Technology, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Lulea, İsveç, 43-47, 55.

ÖZGEÇMİŞ

017 yılında Marmara Üniversitesi'nde Metalurji ve Malzeme Mühendisliği'nden mezun olmuştur. Aynı yıl Marmara Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği'nde Yüksek Lisans programına başlamıştır. 2017 yılından beri Kale Arge A.Ş.'de Kalite Mühendisi ve Sistem Mühendisi görevlerinde yer almış olup kariyerine Malzeme ve Özel Proses Mühendisi olarak devam etmektedir.

