

**TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE İNCONEL 718
SÜPERALAŞIMININ ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Sami GÜNEBAKMAZ

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**AĞUSTOS 2007
ANKARA**

Sami GÜNEBAKMAZ tarafından hazırlanan Toz Metalurjisi Yöntemi ile Inconel 718 Süperalaşımının Üretimi ve Özelliklerinin Araştırılması adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof.Dr. Mehmet TÜRKER
Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Tamer ÖZDEMİR
Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Prof. Dr. Mehmet TÜRKER
Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Yrd. Doç. Dr. A. Osman KURT
Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Sakarya Üniversitesi

Tarih: 07 / 09 / 2007

Bu tez ile G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nermin ERTAN
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada orijinal olmayan her türlü kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Sami GÜNEBAKMAZ

TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE INCONEL 718 SÜPERALAŞIMININ ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

(Yüksek Lisans Tezi)

Sami GÜNEBAKMAZ

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Ağustos 2007

ÖZET

Bu çalışma en çok kullanılan süperalaşımlardan birisi olan İnconel 718'in toz metalurjisi (TM) ile üretimi üzerinedir. Bu amaçla ön alaşımlanmış İnconel 718 tozu 250 MPa-1250 MPa arasında değişen basınçlarda preslenerek 1260, 1280 ve 1300 °C sıcaklıklarda 2 saat süreyle sinterlenmiştir. Presleme işlemleri bağlayıcı kullanılarak ve kullanılmadan yapılmıştır ve kullanılan bağlayıcıya göre uygun sıcaklıkta bağlayıcı uçurma işlemi uygulanmıştır. Sinterlenen numuneler metalografik incelemelere, sertlik, çapraz kırma deneyi ve yoğunluk ölçümlerine tabi tutulmuştur. Çalışmalar sonucunda İnconel 718 alaşımı için uygun sinterleme sıcaklığı 1300 °C ve uygun bağlayıcının akresol olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca alaşımın vakum atmosferinde kolaylıkla sinterlenirken koruyucu gaz atmosferinde sinterlenmesinin zor olduğu görülmüştür. Vakum atmosferinde sinterleme işlemi sonrası ortalama %87,3 yoğunluk ve 724 MPa çapraz kırma dayanımı değerlerine ulaşılmıştır.

Bilim Kodu : 710.1.092
Anahtar Kelimeler : İnconel 718, toz metalurjisi
Sayfa Adedi : 93
Tez Yöneticisi : Prof. Dr. Mehmet TÜRKER

**PRODUCTION OF INCONEL 718 SUPERALLOY BY POWDER
METALLURGY TECHNIQUES AND INVESTIGATION OF ITS
PROPERTIES
(M.Sc. Thesis)**

Sami GÜNEBAKMAZ

**GAZİ UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY
August 2007**

ABSTRACT

In this study, Inconel 718 superalloy, which is one of the common superalloy, was produced using powder metallurgy techniques. Pre-alloyed IN-718 powders were pressed at 250 MPa-1250 MPa pressures and sintered at various temperatures (1260, 1280 ve 1300 °C) for 2 hours. Compactions were carried out on the powders with or without lubricant. Binder removal temperature has been chosen depending on the binder type. Sintered samples have been conducted to metallographic investigation, hardness test, three point bending tests and density measurements. Experimental results have shown that the temperature of 1300°C was found to be the best for sintering and acresol was the most suitable binder for this powder. Compacts were sintered easily at vacuum atmosphere however; it was difficult in gas atmosphere. After vacuum sintering the average of 87.3 % theoretical density and 724 MPa three point bending strength were obtained.

Science Code : 710.1.092

Key Words : Inconel 718, powder metallurgy

Page Number: 93

Adviser : Prof. Dr. Mehmet TÜRKER

TEŞEKKÜR

Çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen değerli danışmanım Prof. Dr. Mehmet TÜRKER'e, hayatımın her döneminde desteğini esirgemeyen ve varlığını her an arkamda hissettiğim babam Mahmut GÜNEBAKMAZ'a ve aileme, bir çok sıkıntımın çözümünde yardımlarını gördüğüm Arş.Gör. Hanifi ÇİNİCİ'ye ve yol arkadaşım Hüseyin GÜLEN'e şükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ	xi
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xiii
RESİMLERİN LİSTESİ	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR	xviii
1. GİRİŞ	1
2. TOZ METALURJİSİ	2
2.1. Toz Hazırlama ve Üretim Teknikleri.....	3
2.2. Presleme.....	4
2.3. Sinterleme	5
3. TOZ METALURJİSİNİN UYGULAMA ALANLARI	7
4. TOZ METALURJİSİNİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI	8
5. SÜPERALAŞIMLAR.....	9
5.1. Giriş	9
5.2. Mikroyapı ve Oluşan Fazlar.....	10
5.2.1. γ' fazı.....	12
5.2.2. γ'' fazı	12
5.2.3. Geçiş element fazları	13

	Sayfa
6. SÜPERALAŞIM ÇEŞİTLERİ	15
6.1. Kobalt Esaslı Süperalaşımalar	15
6.2. Nikel Esaslı Süperalaşımalar	16
6.3. Nikel-Demir Esaslı Süperalaşımalar	19
7. SÜPERALAŞIMLARIN UYGULAMA ALANLARI VE GELİŞMELER	23
8. SÜPERALAŞIMLARIN ÜRETİM İŞLEMLERİ	26
8.1. Ergitme.....	26
8.2. Dövme ve Haddeleme.....	28
8.3. Toz Metalurjisi	29
8.4. Hassas Döküm.....	30
8.5. Kaynak İşlemi	31
9. SÜPERALAŞIMLARDA ÜRETİM HATALARI	33
10. INCONEL 718.....	34
10.1. Isıl İşlem ve Mekanik Özellikler	36
10.2. Yorulma Özellikleri	38
10.3. Kaynak Özellikleri.....	39
10.4. Korozyon Direnci	39
10.5. Üretim Bilgileri	40
10.6. İşlenebilirliği	41
11. IN 718 ALAŞIMININ TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ	42
12. INCONEL 718 ALAŞIMININ YAŞLANDIRILMASI.....	49
12.1. Yaşlandırma Süresinin Etkileri	51

13. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	56
	Sayfa
13.1. Kullanılan Toz ve Özellikleri.....	56
13.2. Plot Çalışmalar	56
13.3. Tozların Preslenmesi	57
13.4. Preslemede Kullanılan Bağlayıcılar	57
13.4.1. PEG (Polietilen Glikol) kullanılarak yapılan çalışmalar	58
13.4.2. Parafin-polietilen-stearik asit kullanılarak yapılan çalışmalar.....	58
13.4.3. Akresol kullanılarak yapılan çalışmalar	59
13.5. Tozların Sinterlenmesi.....	60
13.6. Kullanılan Fırın Atmosferleri.....	60
13.6.1. Koruyucu gaz atmosferi kullanılarak yapılan sinterlemeler	60
13.6.2. Fırına vakum motoru ilave edilerek yapılan sinterlemeler	61
13.6.3. Vakumlu fırında yapılan sinterlemeler	61
13.7. Yoğunluk Ölçümleri	62
13.8. Çapraz Kırma Deneyi	63
13.9. Yaşlandırma İşlemleri.....	64
13.10. Metalografik İncelemeler.....	65
14. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	66
14.1. Bağlayıcı Kullanılmadan Yapılan Çalışmalar.....	66
14.2. Bağlayıcı Olarak PEG (Polietilen Glikol) 1500 Kullanılarak Yapılan Çalışmalar	66
14.3. Parafin-Polietilen-Stearik Asit'ten Oluşan Bağlayıcı Kullanımı	68
14.4. Akresolle Yapılan Çalışmalar	69
14.4.1. Yaşlandırma işlemleri.....	72

	Sayfa
14.4.2. Çapraz kırma deneyi uygulamaları.....	74
14.4.3. Dışarıdan vakumlanan fırında elde edilen sonuçlar	78
14.4.4. Vakumlu fırında yapılan çalışmalar	80
14.4.5. Çapraz kırma deneyi sonuçları.....	87
15. SONUÇ VE ÖNERİLER	88
KAYNAKLAR.....	90
ÖZGEÇMİŞ.....	93

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 5.1. Bazı tipik süperalaşımların kopma mukavemeti	10
Çizelge 5.2. Süperalaşımlara alaşım elementlerinin etkileri ve katılım oranları.....	10
Çizelge 5.3. Tipik Fe-Ni esaslı süperalaşımlarda yapıyı kontrol eden fazlar ve solvüs sıcaklıkları	14
Çizelge 5.4. Fe-Ni esaslı süperalaşımlarda oluşan bazı fazların kimyasal kompozisyonu ve kafes yapıları	14
Çizelge 6.1. Kobalt ve nikelin bazı fiziksel özelliklerinin mukayesesi	15
Çizelge 6.2. Nikel esaslı süperalaşımlarda ve elektron boşluk numaralarında alaşım elementleri ve nikel arasında atomik çaplarda fark.....	18
Çizelge 7.1. Süperalaşımların uygulama alanları	23
Çizelge 8.1. Inconel 718 alaşımında oluşabilen hatalar, hataları oluşturan elementler ve bu hataların tespit edilme yöntemleri.....	27
Çizelge 8.2. Fe-Ni Esaslı süperalaşımlar için ergitme üretim işlemleri	27
Çizelge 8.3. Bazı Fe-Ni esaslı süperalaşımların dövülebilirlik durumları	29
Çizelge 10.1. Kimyasal kompozisyon limitleri ^a , %	34
Çizelge 10.2. Fiziksel Sabitler.....	35
Çizelge 10.3. Isıl işlemin bir fonksiyonu olarak IN 718'in özellikleri.....	37
Çizelge 10.4. Tane büyüklüğünün, Incoloy 901 ve Inconel 718' de 455 °C sıcaklıkta yorulma özelliklerine etkisi	38
Çizelge 10.5. Çubuk malzemede %20 kesit daralması için gerekli basınç.....	40
Çizelge 11.1. Inconel 718 alaşımının oda sıcaklığında çekme özellikleri	42
Çizelge 11.2. 718 alaşımının 650 °C' deki çekme özellikleri	44
Çizelge 11.3. IN 718 tozu için bağlayıcı kompozisyonu ve kritik katı yükleme	45

Çizelge	Sayfa
Çizelge 13.1. Kullanılan Inconel 718 tozunun kimyasal bileşimi.....	56
Çizelge 14.1. Numunelere ait yoğunluk ve sertlik değerleri.....	70

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 5.1. Ni esaslı süperalaşımların 870 °C’ deki mukavemetine Al+Ti içeriğinin etkisi.....	12
Şekil 6.1. Ni-Cr Faz Diyagramı.....	17
Şekil 6.2. γ' Düşük genleşmeli Incoloy 903’e karşı A-286 ve Inconel 718’in genleşme katsayıları	21
Şekil 10.1. Sıcak haddelenmiş ve 1 no’ lu işleme uygun yaşlandırılmış çubuk malzemenin mekanik özelliklerinin sıcaklıkla değişimi	36
Şekil 10.2. Düşük sıcaklıkta tavllanmış ve yaşlandırılmış plakanın yorulma dayanımı üzerine tane büyüklüğünün etkisi	38
Şekil 11.1. 8 μ m IN 718 tozu için diferansiyel termal analiz sonucu (sıcaklık farkı saf alüminyum oksit numune ile kıyaslanarak gösterilmiştir)	46
Şekil 11.2. 3DP ile üretilen IN 718 parçaların yoğunluğu üzerinde sinterleme sıcaklıklarının etkileri	47
Şekil 12.1. γ' , γ'' , δ fazlarının yüzde ağırlık oranları ve çift yaşlandırma işlemi arasındaki ilişki 1- δ fazı 2- γ'' fazı 3- γ' fazı	51
Şekil 12.2. 680 °C ve 750 °C için tavlama süresine bağlı olarak sertlikteki değişim.....	52
Şekil 12.3. (a) 680 °C ve (b) 750 °C’ de farklı sürelerde tavlanan numuneler için X ışını kırınım değerleri.....	55
Şekil 13.1. Sinterleme sıcaklığı-zaman grafiği	58
Şekil 13.2. Akresol bağlayıcı ile 500 MPa basınçta preslenip 1280°C’ de sinterlenmiş numunelerde akresol oranı ile yoğunluğun değişimi.....	59
Şekil 13.3. Sinterlemede kullanılan fırın düzeneği; 1. Gaz tüpü, 2. Manometre, 3. Gaz hortumları, 4. Gaz kurutucu fırın, 5. Sinterleme fırını, 6. Bakır talaşı, 7. Gaz çıkış kontrol kabı	60
Şekil 13.4. Vakum motoru bağlanmış fırın düzeneği	61
Şekil 13.5. Vakumlu fırında çalışılan sıcaklık-zaman grafiği	62

Şekil	Sayfa
Şekil 13.6. Çapraz kırma aparatı kesit görünüşünün şematik gösterimi.....	64
Şekil 14.1. Etil alkolde çözünmüş PEG bağlayıcı kullanılarak 500 MPa basınçta preslenmiş ve 1260-1280 ve 1300 °C’ de sinterlenmiş numuneler için yoğunluğun sinterleme sıcaklığı ile değişimi	68
Şekil 14.2. 1/13 akresol kullanılarak 1280 °C’ de sinterlenmiş numunelerde presleme basıncı ile sinterleme sonrası yoğunluğun değişimi	70
Şekil 14.3. Yaşlandırılmış numunede oluşan çökeltiden alınan EDAX grafiği.....	74
Şekil 14.4. Akresol bağlayıcı kullanılan, argon atmosferinde sinterlenen numuneye ait EDAX grafiği	77

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 3.1. Genel olarak kullanılan T/M parçaları	7
Resim 5.1. Sıcak izostatik presleme ile üretilip yaşlandırılmış IN 718' de oluşan γ' ve γ'' fazlarını gösteren TEM mikrofotografı	13
Resim 11.1. 980 °C' de 1s çözündürülmüş SİP ile üretilmiş Inconel 718 süperalaşımının mikroyapısı	43
Resim 11.2. SİP ile üretilmiş Inconel 718 malzemede oluşan γ'' fazını gösteren TEM mikrofotografı	43
Resim 11.3. 718 alaşımında oluşan δ fazını gösteren TEM fotoğrafı	44
Resim 11.4. Lazer sinterlenmiş IN 718 tozlarının yüzey morfolojisi üzerinde lazer tarama hızının etkisini gösteren SEM mikrofotografı	47
Resim 11.5. 125 μ m tabaka kalınlığından 3DP yöntemi ile üretilen IN 718 yapısı..	48
Resim 12.1. 680°C' de 4 saat yaşlandırılmış malzemeden alınan karanlık bölge mikrofotografı	52
Resim 12.2. 750 °C' de 100 saat yaşlandırmada γ'' fazını gösteren TEM mikrofotografı	53
Resim 12.3. 750 °C' de 100 saat yaşlandırmada azalan γ'' aksine hacim oranı giderek artan δ partiküllerini gösteren bir parlak bölgenin TEM mikrofotografı	54
Resim 13.1. Inconel 718 toz morfolojisi.....	57
Resim 13.2. Dijital terazi (yoğunluk ölçüm kiti ile birlikte).....	63
Resim 14.1. Etil alkolde çözünmüş PEG bağlayıcı kullanılarak 500 MPa basınçta preslenmiş, 1260°C' de sinterlenmiş IN 718 numuneye ait optik mikroskop resmi, x100	66
Resim 14.2. Etil alkolde çözünmüş PEG bağlayıcı kullanılarak 500 MPa basınçta preslenmiş, 1280°C' de sinterlenmiş IN 718 numuneye ait optik mikroskop resmi, x100	67

Resim	Sayfa
Resim 14.3. Etil alkolde çözülmüş PEG bağlayıcı kullanılarak 500 MPa basınçta preslenmiş, 1300°C’ de sinterlenmiş IN 718 numuneye ait optik mikroskop resmi, x100	67
Resim 14.4. 1300 °C’ de sinterlenen numuneler	69
Resim 14.5. 1/13 akresol kullanılarak 1280 °C’ de sinterlenmiş numune yapısı	71
Resim 14.6. 1/13 akresol kullanılarak 1280 °C’ de sinterlenmiş numune yapısı	71
Resim 14.7. 1/13 akresol kullanılarak 1280 °C’ de sinterlenmiş numune yapısı	72
Resim 14.8. Yaşlandırılmış numuneye ait SEM resmi	73
Resim 14.9. Çapraz kırma deneyi uygulanan numunelerin kırık yüzeyinden alınan SEM resimleri	75
Resim 14.10. Metalografik incelemesi yapılan numunelere ait kırık yüzey SEM resimleri	76
Resim 14.11. Yaşlandırılmış numunelerden alınan kırık yüzey SEM resimleri	76
Resim 14.12. Dışarıdan vakumlanan fırında sinterlenmiş numunelere ait SEM resimleri	78
Resim 14.13. Dışarıdan vakumlanan fırında 8 saat sinterlenmiş numunelere ait SEM resimleri	79
Resim 14.14. Dışarıdan sağlanan vakum atmosferinde sinterlenen numunelerin kırık yüzey SEM resimleri	79
Resim 14.15. Vakum atmosferinde sinterlenen numunelere ait optik mikroskop resimleri	81
Resim 14.16. Vakum atmosferinde sinterlenen numunelere ait optik mikroskop resimleri	82
Resim 14.17. Vakum atmosferinde sinterlenmiş numunelere ait dijital mikroskop resimleri	82

Resim	Sayfa
Resim 14.18. Vakumlu fırında sinterlenen numuneye ait kırık yüzey SEM resmi...	83
Resim 14.19. Vakumlu fırında sinterlenen numunenin kırık yüzeyi ve oluşan kopma bölgelerini gösteren SEM resmi.....	83
Resim 14.20. Vakumlu fırında sinterlenen numuneye ait kırık yüzey SEM resimleri	84
Resim 14.21. Vakumlu fırında sinterlenen numuneye ait kırık yüzey SEM resimleri	85
Resim 14.22. Vakumlu fırında sinterlenen numunelere ait kırık yüzey SEM resmi.....	86
Resim 14.23. Vakumlu fırında sinterlenen numunelerde oluşan SEM resmi	86

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler

Açıklama

MC

Metal Karbür

V_k

Hacim Oranı

γ'

$Ni_3 (Al, Ti)$

γ''

Ni_3Nb

δ

Laves Fazı

η

Ni_3Ti

Kısaltmalar

Açıklama

EBYE

Elektron Bombardımanlı Yeniden Ergitme

ECYE

Elektrocürüfla Yeniden Ergitme

EIK

Elektron Işın Kaynağı

HKT

Hızlı Katılaşma Teknolojisi

HMK

Hacim Merkezli Kübik

HMT

Hacim Merkezli Tetragonal

HSP

Hegzagonal Sıkı Paket

TİG

Tungsten İnert Gaz

TM

Toz Metalurjisi

VAYE

Vakumlu Arkla Yeniden Ergitme

VİNER

Vakum İndüksiyon Ergitmesi

YMK

Yüzey Merkezli Kübik

1. GİRİŞ

Gelişen teknolojiye paralel olarak yüksek sıcaklıklarda çalışabilecek malzemelere duyulan ihtiyaç giderek artmaktadır. Süperalaşımlar temelde bu ihtiyacı karşılamak üzere geliştirilmiş bir malzeme türü olarak karşımıza çıkar. Tanım olarak süperalaşımlar yüksek sıcaklıkta çok uzun süre yapı ve özelliklerini muhafaza eden malzemelerin başarılı uygulamaları olarak ifade edilebilir. Genellikle 540 °C'nin üzerinde kullanılan bu malzemeler; nikel, demir-nikel ve kobalt esaslı süperalaşımlar olarak üç gruba ayrılır. Bunlara ilaveten son zamanlarda demir, krom, alüminyum esaslı türü de geliştirilmiştir. Yüksek sıcaklıkta sürünme ve korozyona dayanıklı olmaları ve kullanım ömürleri boyunca çevreyle fazla etkileşime girmemeleri bu malzemelerin önemli özelliklerindendir. Bu özellikler sayesinde enerji sistemleri, gaz türbinleri, jet motorları, termokupl koruyucuları, sıcak takımlar, egzost valfleri, zincir kancaları, kalıp malzemeleri vb. malzemelerin imalatı ile uzay sanayi, cam sanayi gibi alanlarda bu malzemeler sıklıkla kullanılmaktadır [1].

Süperalaşımların özellikleri içerdiği alaşım elementleri tarafından belirlenir. Örneğin nikel esaslı alaşımlar 1204 °C'de ergime gösterebilirken kobalt esaslı alaşımlar daha yüksek sıcaklıklarda ergir. Bununla beraber genel olarak süperalaşımların elektrik ve ısı iletkenlikleri ve ısıl genleşme eğilimlerinin düşük olduğunu ve sünek malzemeler olduklarını söyleyebiliriz.

Bu çalışmada en çok kullanılan süperalaşımlardan birisi olan Inconel 718, toz metalurjisi ile üretilmiş ve elde edilen alaşımın mekanik özellikleri araştırılmıştır.

2. TOZ METALURJİSİ

Toz Metalurjisi (TM), metal ve metal alaşım tozlarını ergitmeden, basınç ve sıcaklık yardımıyla kullanılabilir hale getirme tekniğidir. TM teknolojisi, metal tozlarının üretimi, tozların karıştırılması, kalıpta preslenerek şekillendirilmesi, sinterlenmesi ve sinterleme sonrası çeşitli işlemleri içerir. Türk Standartları Enstitüsü TM'ni TS 3087'de "metalurjinin metalik tozların şekillendirilip sinterlenmesiyle ilgili bölümü" olarak tanımlamaktadır.

TM tarihi M.Ö. 3000 yıllarına kadar uzanmaktadır. Eski Mısırlılar bu tarihte demir oksiti indirgeyerek sünger demir elde etmişlerdir. M.S. 400 yıllarında da Hindistan'da bugünkü TM'ne benzer yöntemlerle 6,5 ton ağırlığında Delhi Sütunu elde edilmiştir. 1826 yılında Rusya'da çıkarılan platin para, TM'nin ilk endüstriyel tatbikatı olmuştur. 1892 yılında W.H. Wolaston platini TM yoluyla elde ederek, ilk ciddi TM uygulamasını başlatan kişi olmuştur [1].

TM'nin ilk ticari uygulamaları, 19. yüzyılın son çeyreğinden itibaren, lamba teli olarak önceleri karbon, sonra osminyum, zirkonyum, vanadyum, tantalum ve en son olarak da tungsten tozlarının kullanılmasıdır. TM yönteminde modern gelişmeler 1. Dünya Savaşı yıllarında başlamıştır. Krupp firması 1914 yılında kobalt tozundan sert metal üretimini denemiş ve 1927 yılında "Widia" adıyla piyasaya sürmüştür. 1960'larda dövme çelik parçalar, takım çelikleri, izostatik preslenmiş süperalaşımlar gibi tam yoğun TM gereçleri üretilmiştir. 1980'lerde ise çeşitli yeni toz üretim teknolojileri geliştirilmiştir. Bunlardan bazıları; hızlı soğutma teknikleri, mekanik alaşımlama ve toz enjeksiyon kalıplama olarak sıralanabilir.

TM'nin asıl amacı; metalleri toz olarak elde etmek ve elde edilen bu tozları presledikten sonra fırınlarda sinterleyerek makine parçası üretmektir. Presleme işlemi, genelde oda sıcaklığında, bazen de yüksek sıcaklıklarda yapılır. Fakat yüksek sıcaklıklarda presleme işlemi, kalıp malzemesinin presleme sıcaklığındaki mukavemet değerleriyle sınırlanmıştır. Sinterleme ile elde edilen parçalara bazen

son şeklini vermek için ilave bir işlem uygulanabildiği gibi buna lüzum kalmayabilmektedir [2].

Sinterleme ısıl işlemi, ergitmenin yerini tutmakta ve metal tozunun ergime noktası altındaki bir sıcaklıkta yapılmaktadır. Kullanılan toz bir karışım ise, sinterleme işlemi bu tozlardan en yüksek ergime sıcaklığına sahip olan tozun ergime sıcaklığı altında yapılır. Bazı durumlarda ise sinterleme düşük ergime sıcaklığına sahip malzemenin ergime derecesinin üzerinde yapılır. Bu tür sinterlemeler “sıvı faz sinterlemesi” olarak adlandırılır.

TM’ni zorunlu kılan başlıca sebepleri şöyle sıralayabiliriz; tungsten ve molibden gibi bazı metallerin ergime sıcaklığının çok yüksek olması ve bu sıcaklıklara ulaşamaması, bazı özelliklerin ancak TM ile sağlanabilmesi (kendinden yağlamalı yataklar gibi), süperalaşımlar ve sert metallerin bu yöntemle üretilebilmesidir [3].

2.1. Toz Hazırlama ve Üretim Teknikleri

Tozların hazırlanmasında sanayide çok sayıda metot mevcuttur. Bunlar genel olarak mekanik ve fiziko-kimyasal olarak ikiye ayrılır. Metal tozlarının imalinde kullanılan teknikler tozların birçok özelliğini tayin eder. İstenilen özelliklerde üretilen tozlar hassas terazilerde tartılarak direk presleme işlemine geçilebilir yada istenilen oranlarda toz, karıştırma değirmenlerinde karıştırılarak presleme işlemine hazır hale getirilir [2]. Metal tozlarının kaliteleri üretim tekniklerine bağlıdır. Malzemelerin çoğu, özelliklerine uygun bir teknik kullanılarak toz hale getirilebilir. Üretim tekniğinin ekonomikliği en önemli tercih kriteridir. Bir çok üretim tekniği arasından ticari olarak şu teknikler kullanılmaktadır;

1. Mekanik yöntemler,

a) Talaşlı Üretim

b) Ögütme

c) Mekanik Alaşımlama.

2. Kimyasal yöntemler,

3. Elektroliz yöntemi,
4. Atomizasyon yöntemleri.

2.2. Presleme

Günümüzde TM teknolojisiyle metal tozlarını belirli basınçlar altında sıkıştırıp daha sonra da bu sıkıştırılmış kütleleri belirli sıcaklıklarda sinterlemek suretiyle imalatı çok güç olan makine parçaları dahi elde etmek mümkündür. Presleme işlemi tüm presleme sistemleri için aynı mantıkla çalışır. İlk olarak metal tozu rijit kalıp boşluğuna doldurulur. Daha sonra iki veya daha fazla eksenel hareketli alt ve üst zımba vasıtasıyla istenen karmaşıklıkta şekle ve oldukça homojen yoğunluk dağılımına sahip olacak şekilde makine parçaları sıkıştırılır [2]. Tozun plastik özelliklerine göre 1-10 ton/ cm² arasında değişen basınç tatbik edilir. Sinterlenmiş cisimlerin fiziksel özellikleri üzerinde yapılan araştırmalarda ise bazen 30 ton/ cm²'ye kadar ulaşan basınçlar kullanılmıştır [1].

Tozların sıkıştırılması, dışarıdan basit görünmekle birlikte çok parametrelili karmaşık bir işlemdir. Sıkıştırmanın başladığı andaki kalıp iç yüzeyinde oluşan sürtünme, diğer bütün kuvvetlerden daha büyüktür. Fakat kalıbın merkezine doğru yavaş yavaş azalır. Toz ile kalıp yüzeyi arasındaki sürtünme nedeniyle şekillendirme enerjisinde büyük kayıplar meydana gelir. Bunun yanı sıra temas halindeki tanecikler arasında, toz ile zımbalar arasında ve zımbalar ile kalıp yüzeyi arasında sürtünmeler oluşmaktadır. Ayrıca kalıptan çıkarma sırasında parça ile kalıp iç yüzeyi arasındaki sürtünme de önemlidir. Bu nedenlerden dolayı hem şekillendirme hem de kalıptan çıkarmada etkili olacak ve sinterleme işlemini bozmayacak bir yağlama düzenine ihtiyaç vardır.

Yağlayıcı ile karıştırılan metal tozları, üretilecek parçanın sinterleme öncesi son şeklini vermek ve istenen oranda gözeneklilik sağlamak amacıyla üretilecek parça şekline göre hazırlanmış kalıplar içerisinde presle sıkıştırılır. Sıkıştırma için kullanılan kalıp ve maça pimleri tungsten karbürden, alt ve üst zımbalar yüksek kaliteli takım

çeliğinden yapılmalıdır. Üretilecek parçaların kalitesini etki eden önemli faktörlerden biri de işlem sırasında kullanılan presleme teknikleridir.

Presleme işlemlerinde sıkıştırılmamış tozun hacmi, sıkıştırılmış tozun hacminden daha büyüktür. Bu hacim oranı, uygulanan basınçla elde edilen yoğunluğa ve gözenekliliğe bağlıdır ve birçok yapısal parçalar için 2,5/1 ile 3/1 arasındadır.

2.3. Sinterleme

Sinterleme, dayanımı artırma amacı ile toza veya sıkıştırılmış kütleyle esas bileşenin ergime noktası altındaki bir sıcaklıkta uygulanan ısı işlemidir. TM'ndeki önemli işlemlerden biridir.

Tek bileşenli sistemlerde sinterleme sıcaklığı genellikle metalin ergime sıcaklığının $\frac{2}{3}$ veya $\frac{4}{5}$ 'i alınarak tespit edilirken birden fazla bileşenli sistemlerde ergime derecesi düşük olan metalin ergime sıcaklığı üzerinde, ergime sıcaklığı yüksek olan metalin ergime sıcaklığının altında yapılır. Sinterleme süresi, kullanılan malzemeye göre değişir. Sinterleme sıcaklığı yükseldikçe sinterleme süresi kısalmır [3].

Presleme işleminden sonra, küresel şekilli toz parçacıkları noktasal olarak temas halindedir. Sinterleme işlemi sırasında, temas eden parçacıklar arasında kaynaklar oluşur ve bağlar kuvvetlenir. Parçacıklarda önce bir boyun büyümesi ve ilerleyen sinterleme zamanı ile gözeneklerde büzölmeler oluşur. Daha sonra, gözenek kanalları kapanarak kapalı gözenek şekline dönüşür [2].

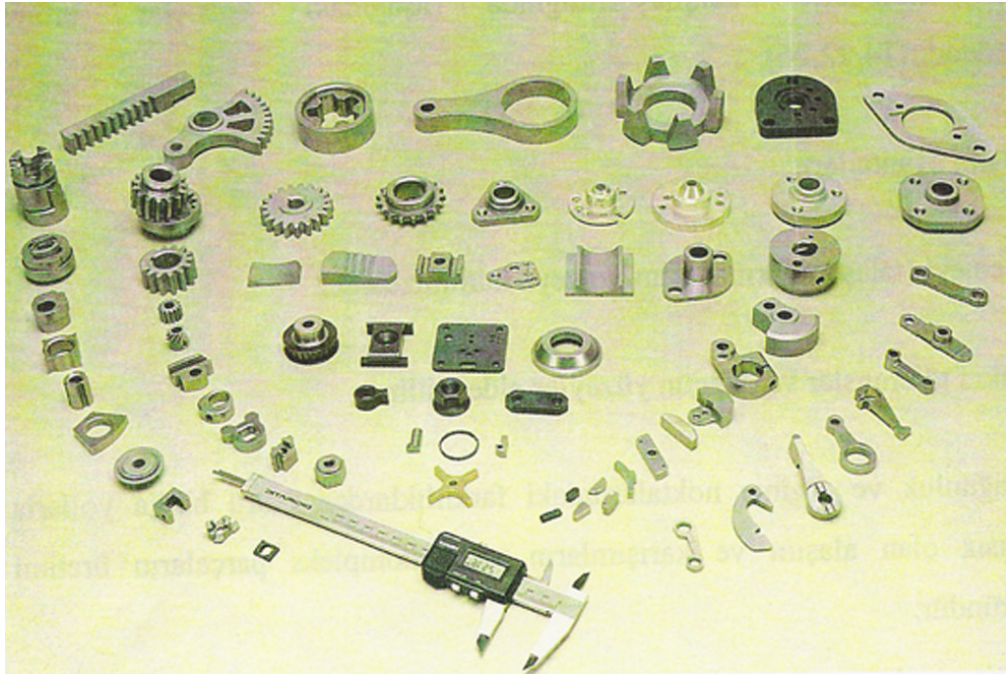
Sinterleme işlemi üç aşamada gerçekleşir. Sıkıştırılmış tozların sinterlenmesinde oluşan boyun yarıçapının, parçacık yarıçapına oranının 0,3'ten az olduğu kısım sinterlemenin ilk aşamasıdır. İkinci aşamada gözenekler ilk aşamaya göre daha düzgün şekilli hale gelir ve birbirine bağlı silindirik bir yapıya sahip olur. Sinterlemenin son aşamasında hareketler çok yavaştır. Bunun nedeni katı-gözenek ara yüzeyinin giderilmesidir.

Sinterleme sırasında kütle ve hacim kaybı olabilir. Kütle kaybına eklenen yağlayıcının yakılması, düşük ergime sıcaklıklı alaşım elemanlarının buharlaşması, toz yüzeyindeki oksit tabakasının indirgenmesi etkili olur. Hacim kaybına ise kütle kaybı ile yoğunlaşma (gözeneklerin metal ile dolması) etki eder.

Sinterleme için gerekli atmosfer preslenmiş parçaların ve fırının oksitlenmesini önlemek, yüzey oksitlerini indirgemek, fırında buharlaşan yağlayıcı gazlarını dışarı atmak ve demir-karbon alaşımlarında olduğu gibi blok parçanın bileşimini kontrol etmek için kullanılır. TM parçası genellikle sinterlemeden sonra kullanıma hazırdır. Ekonomik bakımdan arzu edilmese de bazı sinterleme sonrası işlemlere gerek duyulabilir [4].

3. TOZ METALURJİSİNİN UYGULAMA ALANLARI

Günümüz imalat sektöründe TM'nin uygulama alanları oldukça geniştir. İmalat sanayinde kullanılan TM parçaları büyük ölçüde demir, çelik ve alaşımları, bakır ve alaşımları (prinç, tunç ve nikel, gümüş), alüminyum, paslanmaz çelik, nikel ve kalay esaslı tozlardan elde edilen alaşımlardır [6]. Tungsten lamba teli, diş dolguları, kendinden yağlamalı yataklar, otomotiv güç aktarma dişlileri, zırh delici mermiler, elektrik kontakları ve fırçaları, mıknatıslar, nükleer güç yakıt elemanları, ortopedik protezler, iş makinesi parçaları, yüksek sıcaklık filtreleri, şarj edilebilir piller, boyalar, patlayıcılar, kaynak elektrotları, roket yakıtları, mürekkepler, sert lehim bileşikleri ve katalizörler bu uygulamalara örnek olarak verilebilir. Bunlara ek olarak takım çeliklerinin, sermetlerin, sert metallerin, sürünme elemanlarının ve kesici uçların üretimleri de diğer TM uygulamaları olarak sayılabilir [2]. Otomotiv endüstrisi TM ile üretimi en çok kullanan sektördür. Resim 3.1'de TM ile üretilmiş çeşitli parçalar görülmektedir.



Resim 3.1. Genel olarak kullanılan TM parçaları [7]

4. TOZ METALURJİSİNİN AVANTAJ VE DEZAVANTAJLARI

Avantajları [2],

1. Üretimde malzeme kaybı yoktur veya en aza indirilmiştir
2. Talaşlı işlemler elimine edilmiş veya en aza indirilmiştir.
3. Ergime kayıpları yoktur.
4. Geniş bir çeşitlilikte alaşım sistemleri üretilebilmektedir.
5. Yüksek sertlik ve aşınma direncine sahip malzemeler üretilebilmektedir.
6. Diğer üretim teknikleri ile üretilmesi imkansız veya çok zor olan karmaşık ve özel şekilli parçaların üretimi mümkündür.
7. Kütle üretimlerine ve seri üretimlere uygundur.
8. Hassas toleranslı parça üretiminde uzun süreli ve güvenilir bir performansa sahiptir.
9. Sinterleme işleminden sonra parça kullanıma hazırdır ve ikinci işlemlere genellikle gerek kalmaz.
10. Yakın toleranslar ve düzgün son yüzeyler elde edilir.

Dezavantajları [8],

1. İlk yatırım (takımlar, presler, ve sinterleme ekipmanı) oldukça pahalıdır. Seri üretim yapılmazsa amortisman değerleri yüksektir.
2. Metal tozların maliyeti, ingot halinde üretilen malzemelerden daha pahalıdır.
3. Toleranslar talaşlı işlemlere göre daha kabadır.
4. Tozların kalıp içerisinde akışkanlığı sınırlıdır. Dolayısı ile yapılacak parçanın şekli kısıtlayıcı bir faktör olabilir.

5. SÜPERALAŞIMLAR

5.1. Giriş

Gelişen teknolojiye paralel olarak yüksek sıcaklıklarda çalışabilecek malzemelere duyulan ihtiyaç giderek artmaktadır. Süperalaşımalar temelde bu ihtiyacı karşılamak üzere geliştirilmiş bir malzeme türü olarak karşımıza çıkar. Tanım olarak süperalaşımalar yüksek sıcaklıkta çok uzun süre yapı ve özelliklerini muhafaza eden malzemelerin başarılı uygulamaları olarak ifade edilebilir [9].

Süperalaşımalar; nikel, demir-nikel ve kobalt esaslı süperalaşımalar olarak üç gruba ayrılır. Bunlara ilaveten son zamanlarda demir, krom, alüminyum esaslı türü de geliştirilmiştir. Çizelge 5.1’de görüldüğü gibi genel olarak yüksek sıcaklıkta Ni esaslı süperalaşımalar diğer türlere göre daha iyi mekanik özellikler seriler.

Süperalaşımalar yüksek oranlarda alaşım elementi içeren malzemelerdir. Çizelge 5.1’de bu alaşım elementlerinin neler olduğu ve malzeme üzerindeki etkileri görülmektedir. Süperalaşımaların özellikleri içerdiği alaşım elementleri tarafından belirlenir. Uzun süreli sürünme dayanımları, yüksek sıcaklıkta dengeli, korozyona dayanıklı olmaları ve kullanım ömürleri boyunca çevreyle fazla etkileşime girmemeleri bu malzemelerin önemli özelliklerindendir. Bu özellikler sayesinde enerji sistemleri, gaz türbinleri, jet motorları, ısıl çift koruyucuları, sıcak takımlar, egzost valfleri, zincir kancaları, kalıp malzemeleri vb. malzemelerin imalatında; uzay sanayi, cam sanayi vb. sanayi alanları için kullanılan çeşitli malzemelerin yapımında sıkça kullanılır [10].

Süperalaşımalar elektrik-ısı iletkenlikleri ve ısıl genleşme eğilimleri düşük, sünek malzemelerdir. Zirkonyum ve bor gibi tane sınırı aktif elementleri kullanılarak sürünme ve kırılma mukavemetlerinde artış sağlanabilmektedir [9].

Çizelge 5.1. Bazı tipik süperalaşımların kopma mukavemeti [11]

Malzeme	Alaşım	Mukavemet [N/mm ²]		
		650°C	815°C	980°C
A-286	Fe-Ni	317	55	----
Inconel718	Fe-Ni	593	69	----
Ultimet 700	Ni	701	297	53
Mar-M 247*	Ni	848	421	117
X 40*	Co	338	138	55
S 816	Co	317	124	----

*Döküm Malzeme

Çizelge 5.2. Süperalaşımlara alaşım elementlerinin etkileri ve katılım oranları [12]

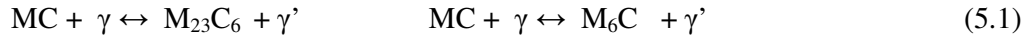
Element	Oran %		Etki
	Fe-Ni ve Ni Esaslı	Co Esaslı	
Cr	5-25	19-30	Oksidasyon ve sıcak korozyon direnci
Mo,W	0-12	0-11	Karbürler, katı ergiyik sertleşmesi
Al	0-6	0-4,5	Çökelme sertleşmesi, oksidasyon direnci
Ti	0-6	0-4	Çökelme sertleşmesi, karbürler
Co	0-20		Korozyon direnci, dayanım
Ni		0-22	Kararlı östenit, sertleşme çöktürücü oluşumu
Nb	0-5	0-4	Karbürler, ergiyik sertleşmesi, çökelme sertleşmesi [Ni, Fe-Ni esaslı]
Ta	0-12	0-9	Karbürler, ergiyik sertleşmesi, oksidasyon direnci

5.2. Mikroyapı ve Oluşan Fazlar

Çoğu Ni esaslı süperalaşımlar östenitik yani yüzey merkezli kübik (YMK) matrisli olup oksit karbür ve yaşlandırma ile meydana gelen çeşitli fazlardan oluşan ikincil faz partikülleri içerir. En çok görülen karbürler; MC, M₂₃C₆, Cr₇C₆ ve M₆C

karbürleridir. Karbürler ayrışma sertleşmesi ile doğrudan veya tane sınırlarının kararlılığını artırarak dolaylı olarak mukavemet sağlar.

Metal Karbürler (MC), katılaşmadan hemen sonra hem tane içlerinde hem de tane sınırlarında oluşur. Termodinamik olarak en dengelisi HfC 'dür. $M_{23}C_6$ karbürleri sürekli olmaması şartıyla mekanik özellikleri olumlu etkiler. Cr_7C_6 tane sınırlarında blok halinde çökelir, kararlı değildir ve kolayca $M_{23}C_6$ 'ya dönüşür. M_6C karbürleri ise $M_{23}C_6$ 'ya benzer mekanik özellikler gösterir. MC karbürleri bileşim, sıcaklık ve zamana bağlı olarak oluşur ve Eşitlik 5.1'deki reaksiyonlarla diğer karbürlere dönüşebilir.



Çoğu süper alaşımlarda döküm, yaşlandırma gibi işlemler sonrasında tane sınırlarında $M_{23}C_6$ karbürleri oluşur. Süreksiz olduğu zaman $M_{23}C_6$ karbürleri, tanelerin çevresinde erken kırılma olmaksızın gerilme gevşemesi için yeterli süneklik sağlarken, tane sınırı kaymasını önleyerek sürünme kırılmasını engellerler. Aksi durumda eğer karbürler tane sınırlarında sürekli bir film halinde çökelirse özellikleri kötüleşir. $M_{23}C_6$ tane sınırı filmlerinin M 252'nin darbe direncini azalttığı ve dövme Waspalloy'da sünekliği ve kırılma ömrünü düşürdüğü görülmüştür[10].

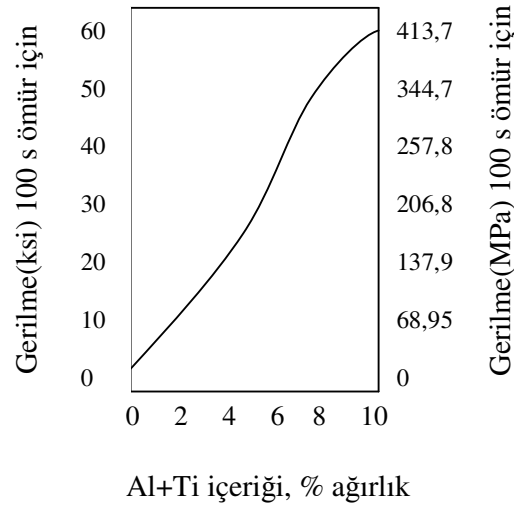
Süperalaşımların güçlendirme mekanizmalarını dörde ayırabiliriz. Bunlar;

1. Homojen dağılımlı oksit ve partiküller
2. İri uzun tane yapısı
3. Tekstür yapısı
4. Yüzey oksit filmi

Süperalaşımların özelliklerini büyük oranda etkileyen fazlar genellikle yaşlandırma sırasında oluşur. Bunların en önemlileri γ' , γ'' , δ ve geçiş fazları olarak sıralanabilir.

5.2.1. γ' fazı

Ni ve Fe-Ni esaslı süperalaşımlarda YMK matris içinde çökelme sertleşmesi ısıtılma işlemiyle γ' fazı çökeltiler [11]. Kimyasal bileşimi $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ şeklindedir ve YMK yapıdadır. Uyumlu halde iken küresel olup uyumluluğun azalması ile yarı uyumlu plakalar halini alır. Mukavemeti artırmasındaki iki önemli faktör çökeltilerin tane boyutu ve kısmi hacmidir. Uyumlu γ' çökeltilerinin boyutu arttıkça mukavemet artarken sıcaklık ve zamana bağımlı olarak oluşan uyumsuz çökeltiler mukavemeti azaltır. Hacim oranı ise alaşımda bulunan Al ve Ti oranına bağlıdır ve bu elementlerin miktarının artması γ' hacim oranını ve mukavemeti artırır (Şekil 5.1).

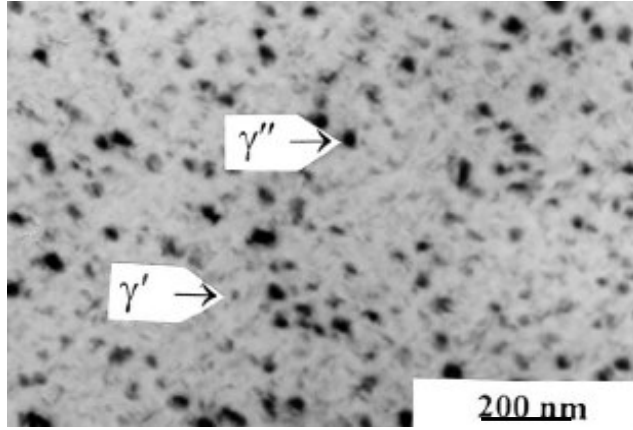


Şekil 5.1. Ni esaslı süperalaşımların 870 °C'deki mukavemetine Al+Ti içeriğinin etkisi [13]

5.2.2. γ'' fazı

γ'' fazı Fe-Ni esaslı süperalaşımlarda görülür. Kimyasal bileşimi (Ni_3Nb) olan faz hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya olup disk şeklindedir. En önemli özelliği kaynak işlemi veya ısıtılma işlemle, ergimeden sonraki orta sıcaklıklarda kolayca oluşmasıdır. Bu davranışı sebebiyle alaşım sünek olmayan fakat mukavemetli bir yapıya ulaşması için kaynaktan sonra yaşlandırılabilir. Inconel 718 alaşımı

γ' oluşumunun ticari olarak kullanıldığı önemli bir örnektir. γ' fazının bulunduğu alaşımlarda γ'' de bulunur fakat γ'' daha üstün mukavemetlendirici özelliğe sahiptir. Resim 5.1'de bu iki fazın bir arada bulunduğu bir TEM mikrofotografı görülmektedir.



Resim 5.1. Sıcak izostatik presleme ile üretilip yaşlandırılmış IN 718'de oluşan γ' ve γ'' fazlarını gösteren TEM mikrofotografı [14]

γ' fazı normal olarak kararlı değildir. Uzun sürede γ' fazına veya δ -Ni₃Nb'ye dönüşür. γ' fazıyla sertleştirilmiş alaşım düşük sıcaklıklarda yüksek çekme mukavemetine ve çok iyi sürünme kırılma özelliklerine sahiptir. Fakat 675 °C'nin üzerinde γ' veya δ fazına (laves fazı) dönüşmesi mukavemette ani düşüşe sebep olur [10].

5.2.3. Geçiş element fazları

Süperalaşımlarla ilgili önemli bir faktör, sertleştirici çökelti fazları (γ' ve γ'') ile doğrudan birleşmiş olmayan, zararlı ikinci derece fazlardır. Fe-Ni esaslı süper alaşımlardan IN 718 , IN 901 ve A-286 bu fazların oluştuğu malzemelere örnek olarak verilebilir. Laves fazı olarak adlandırılan σ ve μ fazları, ısıtma işlemi ile kaba iğneler şeklinde çökelen ortorombik yapıda zararlı fazlardır. σ fazının kimyasal bileşimi (Cr, Mo)_x (Ni, Co)_y şeklindedir. Burada x ve y 1-7 arasında değişebilir [15]. Laves fazları A-286'da özellikleri etkilemese de, IN 718'in oda sıcaklığındaki

akma mukavemetini ve sünekliğini, Co esaslı süperalaşım HA-25'in yine oda sıcaklığındaki sünekliğini şiddetle azaltır. η düzenli hegzagonal yapıda, Ni_3Ti bileşimli bir faz olup ya doğrudan yada γ' fazından dönüşerek oluşur. δ ise ortorombik Ni_3Nb veya γ'' fazı olup HMT yapıda (Ni_3Nb) çökeltileridir [10]. Bazı süperalaşım için fazların solvüs sıcaklıkları ve kimyasal bileşimleri Çizelge 5.3 ve 5.4'te verilmiştir.

Çizelge 5.3. Tipik Fe-Ni esaslı süperalaşımlarda yapıyı kontrol eden fazlar ve solvüs sıcaklıkları [16]

ALAŞIM	FAZ	SOLVÜS SICAKLIĞI [Kararlılık Sınırı] °C
A-286	γ'	855
	η [Ni_3Ti]	915
INCONEL 718	γ''	915
	δ [Ni_3Nb]	995
INCONEL 706	γ' veya γ'	885
	η [Ni_3Ti] ve/veya δ [Ni_3Nb]	955
INCONEL 901	γ'	940
	η [Ni_3Ti]	995

Çizelge 5.4. Fe-Ni esaslı süperalaşımlarda oluşan bazı fazların kimyasal kompozisyonu ve kafes yapıları [18]

Faz	Bileşim	Yapı
γ'	Ni_3 [Al,Ti]	YMK
γ''	Ni_3Nb	Düzenli doldurulmuş HMT
η	Ni_3Ti	HSP
δ	Ni_3Nb	Ortorombik

6. SÜPERALAŞIM ÇEŞİTLERİ

6.1. Kobalt Esaslı Süperalaşımlar

Bu malzeme grubuna kobalt elementini tanıyarak başlamakta yarar vardır. Kobalt periyodik cetvelde nikelin hemen önünde, 4. periyotta bulunan bir geçiş metalidir ve atom numarası 27'dir. Çizelge 6.1'de görüldüğü gibi atomik boyut, ergime noktası ve yoğunluk bakımından nikel çok benzemektedir [11].

Çizelge 6.1. Kobalt ve nikelin bazı fiziksel özelliklerinin mukayesesi [11]

	Atomik çap, Å	Ergimenoktası, °C	Yoğunluk, g/cm ³	Kristal yapı
Kobalt	2,497	1495	8,85	HSP↔YMK (417 °C)
Nikel	2,491	1453	8,90	YMK

Kobalt oda sıcaklığında HSP yapılı olup 417 °C'de YMK yapıya dönüşen bir allotropik metaldir. Krom, nikel, tungsten, karbon ve diğer alaşım elementleri ile alaşımlanarak üretilen karmaşık kobalt esaslı süperalaşımlar, ilk olarak gaz türbin motorlarında kullanılmaya başlandığı 1943'ten beri giderek geliştirilmiştir.

Kobalt esaslı süperalaşımlar, temel bileşen olarak kobalt ve önemli miktarda krom, tungsten ve az miktarda molibden, niyobyum, tantal, titanyum ve duruma göre demir içeren alaşımlardır. Kobalt esaslı süperalaşımlar kullanım alanına göre üç alt gruba ayrılır;

- 650 ila 1150 °C arasında kullanılan alaşımlar,
- 650 °C civarında kullanılan ve MP-35N ve MP-259 bağlayıcı alaşımlar,
- Aşınma dirençli Stellite 6B alaşımlar.

Sıcak işlenmiş bütün alaşımlar yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapıya sahiptir. Fakat MP-35N ve MP-159 alaşımları servis uygulamalarından önce tavsiiye edilen termomekanik işlem süresince hegzagonal yapıdadır.

Haynes alaşımları kobalt esaslı süperalaşımların önemli bir gurubunu oluşturur. Örneğin Haynes 25, yaygın olarak gaz türbin motorlarının sıcaklığa maruz kalan kısımlarında, nükleer reaktör parçalarında ve soğuk çalışma şartlarında kullanılabilen kobalt esaslı bir alaşımdır. Haynes 188 ise özellikle gaz türbinlerindeki yaprak tabaka halindeki parçalar için kullanılan 1100 °C'ye kadar mükemmel oksidasyon dayanımı olan bir malzemedir.

MP35 ve MP159, özellikle sertleştirilmiş olarak kullanılmak üzere tasarlanmıştır ve her iki alaşımda, zor çalışma şartlarında yüksek dayanıma sahiptir. MP-159, 650 °C'lik üst çalışma sınırına sahiptir. Yüksek sıcaklığa ait son grup olan, katı çözelti takviyeli kobalt alaşımlar, Stellite 6B denilen tek bir alaşım içerir. Stellite 6B, buhar türbinlerinde, gaz türbinlerinde, yüksek sıcaklık ve yüksek hızlarda partikül taşıyan tüp sistemlerinde bağlantı parçası olarak yaygın şekilde kullanılmaktadır [15].

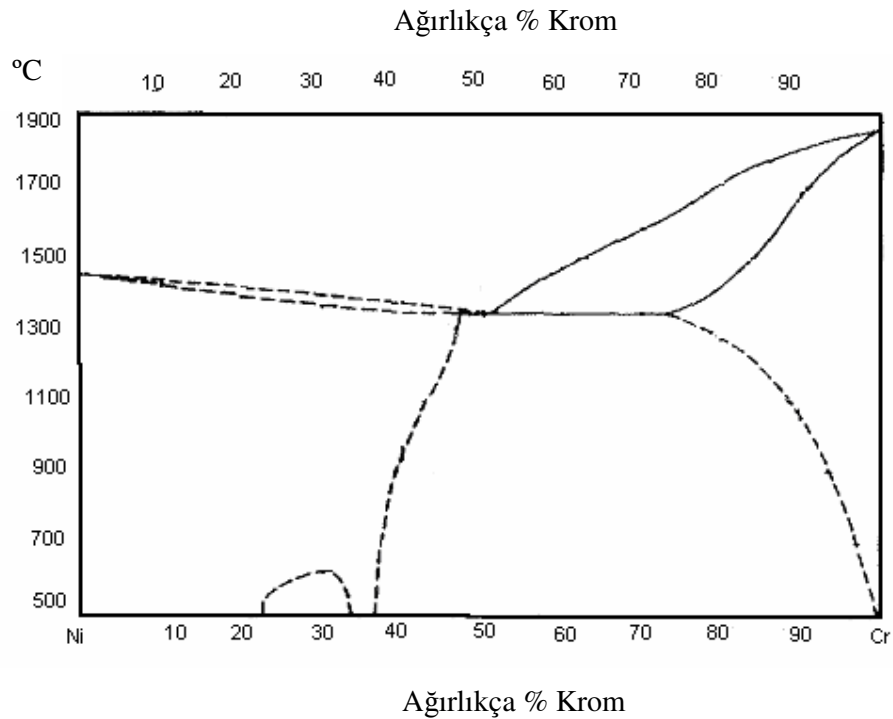
Co esaslı süperalaşımların mukavemetleri katı ergiyik mukavemetlenmesi veya karbürlerle sağlanır. Korozyon dirençleri iyi olmamasına karşın Ni esaslı süperalaşımlardan daha az sıcak korozyona maruz kalırlar. Çok düzgün gerilme kopma, özelliklerine sahiptirler. Bu özellikler alaşımı nispeten düşük gerilmelerde ve yüksek sıcaklıklarda çalışacak uzun ömürlü parçaların yapımı için değerli kılacaktır [10]. Co esaslı süperalaşımların östenitik matrisi çoğunlukla nikel, tungsten, tantal, demir ve molibden gibi reflektör elementler ve yaklaşık %50 Co, yaklaşık %25 Cr'dan meydana gelir [11].

6.2. Nikel Esaslı Süperalaşımlar

Nikel pek çok mühendislik uygulamaları için mükemmel bir yapısal malzemedir. YMK yapıya sahip olması nedeniyle tok ve sünek bir malzeme olup hem çoğu ortam için yüksek ve düşük sıcaklık dayanımı hem de oksidasyon ve korozyon direnci iyidir. Nispeten pahalı bir malzeme olan nikelin bu cazip avantajlarını sağlayabilen çok fazla malzeme çeşidi yoktur. Nikel periyodik cetvelde VIII B grubu ve IV. periyotta bulunur. Atom numarası 28'dir.

Nikel esaslı süperalaşımlar yaygın bir kullanım alanına sahiptir. Örneğin nükleer santraller, buhar jeneratörleri ve reaktör parçaları imalatında sıkça kullanılır. Yine fosil yakıtlı tesisler, ısıtıcı tesisatları, atık sistemleri, gaz depolama üniteleri, sıcaklığa ve korozyona dayanım gerektiren parçalar için yapı malzemesi olarak tercih edilir [19].

Nikel esaslı süperalaşımlar temel alaşım elemanı olarak kobalt, demir, molibden, tungsten ve tantal içerir. Katı ergiyik ve çökelme ile mukavemetlendirilirler. Alüminyum, titanyum ve niyobyum metaller arası bileşik oluşum elementleridir. Ni esaslı süperalaşımların en önemli alaşım elementi Co esaslı süperalaşımlarda olduğu gibi kromdur. Krom, Şekil 6.1'de Ni-Cr faz diyagramında görüldüğü gibi Ni içerisinde yüksek bir katı eriyebilirliğe sahiptir. Nikel esaslı süperalaşımlar yapılarında % 30 kadar Cr ergitebilir [1].



Şekil 6.1. Ni-Cr faz diyagramı [11]

Nikel esaslı süper alaşımların temel mukavemet kazandırma mekanizmaları, katı ergiyik ve çökelme mukavemetlenmesidir. Tane sınırlarının özellikleri büyük oranda bu işlemler tarafından kontrol edilir ve mukavemeti etkiler. Karbürlerin şekli, miktarı ve faz yapıları mukavemet kazandırmada önemli rol oynar [5].

Nikel esaslı süperalaşımlarda matris γ fazından (YMK) oluşur. Ana çökelti fazı γ'' 'dür. Başlıca $M_{23}C_6$ ve MC olmak üzere Cr_7C_6 ve M_6C karbürleri içerirler. γ fazı Cr, Mo, W, Fe, Ti ve Al gibi elementlerin ilavesi ile mukavemetlendirilir. Bu elementler Çizelge 6.2'de görüldüğü gibi atomik çapta nikelden %1-13 farklıdır [11].

Nikel esaslı süper alaşımların yüksek sıcaklık sürünme sınırı, $0,6 T_M$ üzerindeki sıcaklıklarda difüzyona bağlıdır. Yavaş difüzyon elementleri Mo ve W bu alaşımlarda yüksek sıcaklık sürünmesini azaltmak için en faydalı elementlerdir. Ni esaslı süperalaşımlar dövme ve döküm alaşımları olarak ikiye ayrılır. Bu alaşımlar 760-980 °C sıcaklıklara kadar kullanılabilirler [20].

Çizelge 6.2. Nikel esaslı süperalaşımlarda ve elektron boşluk numaralarında alaşım elementleri ve nikel arasında atomik çaplarda fark [11]

	Atomik çapta nikelden fark %	Elektron boşluk no
Nikel	§	0,66
Krom	+3	4,66
Molibden	+12	4,66
Tungsten	+13	4,66
Kobalt	+1	1,71
Demir	+3	2,66
Alüminyum	+6	2,66
Titanyum	+9	6,66
Niobyum	+18	5,66

Elektron boşluk numarası ilk uzun periyodun üçüncü kabuğunda elektron boşluklarının ortalama sayısını temsil eder.

§ Nikelin atomik çapı: 0,2491 nm

6.3. Nikel-Demir Esaslı Süperalaşımlar

Temel olarak yüksek miktarda demir içeren sertlikleri karbürler veya metaller arası bileşiklerle sağlanan bir süperalaşım türüdür. Yapılarında içerdiği alaşım elementine bağlı olarak çökelen fazlar mekanik özelliklerini belirleyen en önemli faktördür. Ni-Fe esaslı süperalaşımlar diğer süperalaşım türlerine göre daha ucuzdur. Çünkü bu alaşımların yapısında yüksek maliyetli nikel yerine demir kullanılmıştır. Buna karşın düşük Ni içeriklerinden dolayı yüksek sıcaklarda Ni esaslı süperalaşımlar kadar kararlı değildir [21].

Ni-Fe esaslı süperalaşımlar paslanmaz çelik teknolojisinin bir uzantısı olup genellikle dövme alaşımlardır. Yapılarında %25-60 Ni, %15-60 Fe içerir. %15-28 Cr yüksek sıcaklık oksidasyon direnci için, %1-6 Mo ise genellikle katı ergiyik mukavemetlenmesi için ilave edilir. Ti, Al ve Nb mukavemetlenme çöktelleri için nikel ile kombine edilir. C, B, Zr, Co ve diğer bazı elementler birçok farklı etkiler için ilave edilir [22].

İlk demir esaslı süperalaşımlar, örneğin %16 Cr, %25 Ni, %6Mo ve demir içeren 16-25-6 alaşımı ve %40 Fe, %20 Ni, %20 Cr, %20 Co ve küçük miktarlarda tungsten ve molibden içeren Multimet gibi demir-nikel-krom-kobalt alaşımları esasen katı çözelti takviyelidir [23].

Ni-Fe esaslı alaşımların bazı ortak özellikleri vardır. Bu özellikler, östenitik matris, katı ergiyik sertleşmesi, alaşım elementlerinin kuvvetlendirici çökteller oluşturmaları (karbürler, borürler, metaller arası yapılar) ve tane sınırları mukavemetlenmesidir.

Yapılarında yüksek oranda Cr ve Mo gibi ferrit kararlılaştırıcı elementler içerdiğinden östenitik matrisi korumak için en az %25 Ni bulundurulmalıdır. Co ve diğer östenit kararlılaştırıcı elementlerin ilavesi ile Ni oranını biraz azaltabilir. Yüksek Ni içerikleri, yüksek sıcaklıklarda kullanılabilirlik, iyileştirilmiş kararlılık ve de yüksek maliyet getirir. Yüksek Fe içeriği maliyeti düşürür ve dövülebilirliği iyileştirir. Ancak bu alaşımların oksidasyon direncini oldukça düşürür.

Ni-Fe süperalaşımlarına ilave edilen bazı katı ergiyik mukavemetlendirici elementler %10-25 Cr, %0-9 Mo, %0-5 Ti, %0-2 Al ve %0-7 Nb'dur. Bunların en faydalı olanı molibdendir. Mo atomik çapta Ni'den %12 büyüktür. Mo, Ni-Fe γ matrisini genişletir, karbürler ve γ'' ne girer.

Krom da γ matrisinin bir katı ergiyik mukavemetlendiricisidir ve γ' ne girer. Bununla beraber başlıca fonksiyonu oksidasyon direnci sağlamaktır. Nb, Ti ve Al östenit matris için biraz katı ergiyik mukavemetlenmesi sağlar ancak Ni-Fe esaslı alaşımlarda başlıca fonksiyonları bu değildir. Küçük miktarda C ve B'da kuvvetli katı ergiyik mukavemetlendiricileridir [11].

Ni-Fe esaslı alaşımlarda en önemli çökelti mukavemetlendiriciler; Ti, Al ve Nb'dur. Çünkü bunlar metallerarası bileşikler oluşturmak için Ni ile kombine olurlar. Bu alaşımlarda bulunan en önemli çökelti fazları γ' , γ'' , η ve δ 'dır.

Ti, Ni-Fe süperalaşımlarında temel γ' oluşturucu element olurken çoğu Ni esaslı süperalaşımlar prenHIP olarak alüminyumca zengin γ' ile mukavemetlendirilir. Nb ise Ni-Fe esaslı süperalaşımlarda temel γ'' oluşturucusudur.

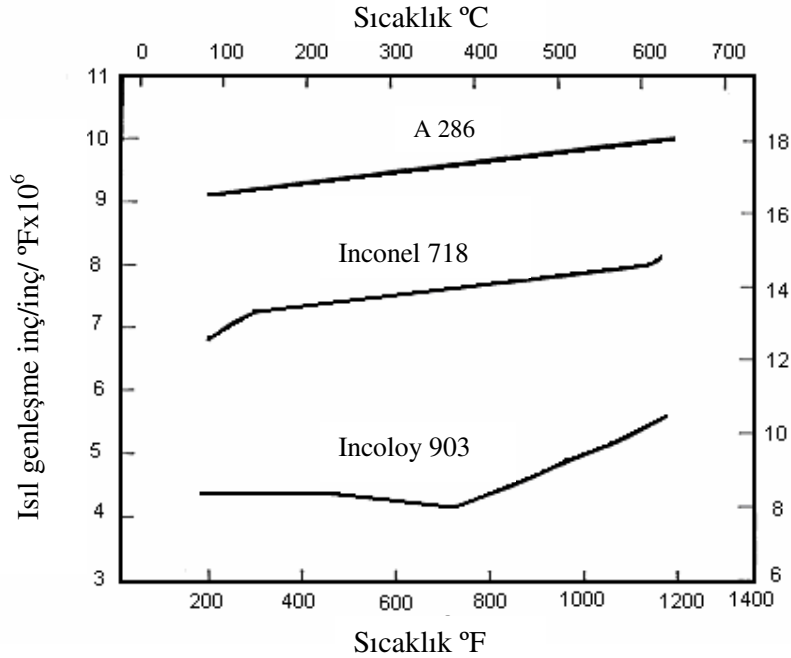
Ni-Fe esaslı süperalaşımlar, kompozisyon ve sertleşme mekanizmaları açısından dört bölüme ayrılırlar. Bunlar aşağıda verilmiştir.

1.Bölüm: YMK γ' sertleşme fazlı bölümüdür ve kendi içinde ikiye ayrılır. Zengin demirli bölüm Tinidur, V-57 ve A-286 gibi alaşımlar olup bu alaşımlarda Ni seviyesi diğerlerine göre düşüktür (ağırlıkça %25-35) ve çökelme sertleşmesi için ağırlıkça %2'den az olmak koşulu ile Ti ilavesi gereklidir. Bu alaşımlar yaklaşık 650 °C'ye kadar iyi özellikler gösterirler. Zengin Ni içeren diğer bölümün özelliği, önemli miktarlarda (ağırlıkça %40'ın üzerinde) Ni içeriği, yüksek düzeyde katı ergiyik mukavemetlendiricileri ve yüksek hacim oranında kuvvetlendirici çökeltilerin bulunmasıdır. Bu bölüm alaşımlarına Inconel 901 ve V-750 örnek olarak verilebilir. Bu alaşımlar iyileştirilmiş mukavemet düzeyleri ve yüksek sıcaklıkta kullanılabilirlikleri açısından yüksek demirli alaşımlara göre daha iyidir. Yüksek

nikelli alaşımlar, diğer Ni esaslı alaşımlara göre gaz türbin motorlarında iyi sonuçlar veren ve düşük maliyeti olan alaşımlardır.

2.Bölüm: Inconel 718 ve 706'nın içinde bulunduğu ikinci bölümdeki alaşımlar yine yüksek nikellidir ve HMT γ' oluşumu ile mukavemetlendirilir. γ' fazının yeni bulunmuş nadir özelliklere sahip olması Fe-Ni esaslı süperalaşımlara büyük değer kazandırır. Bu grup alaşımlar özelliklerini 650 °C'ye kadar eksiksiz korurlar [10].

3.Bölüm: Yakın zamanda geliştirilmiş olan yüksek mukavemetli ve düşük ısı genleşmeli, YMK γ' ile mukavemetlendirilmiş, demirce zengin Fe-Ni-Co esaslı alaşımlardır. Incoloy 903 ve 909 bu bölümde bulunan önemli türlerdendir. Bunlar Cr ve Mo gibi ferrit kararlılaşması sağlayan elementler içermez ve düşük genleşme özelliklerine sahiptirler. Şekil 6.2'de görüldüğü gibi ısı genleşme katsayıları Inconel 718, A 286 gibi alaşımların ancak yarısı kadardır. Bu alaşımlar 650 °C sıcaklığa kadar mükemmel mukavemet değerlerini korurlar. Bununla beraber Cr yokluğu malzemenin oksidasyon direncini düşürür.



Şekil 6.2. γ' Düşük genleşmeli Incoloy 903'e karşı A-286 ve Inconel 718'in genleşme katsayıları [24]

4.Bölüm: 16-25-6, HMN ve CRMD serilerini içeren, karbürler, nitürler ve/veya karbonitrürler ile çökelme sertleşmesi sonucu mukavemetleri yükselmiş olan alaşımlardır. 815 °C sıcaklığa kadar kullanılırlar. Bu bölümde ayrıca çökelme sertleşmesi yapılamayan yada çok az yapılabilen alaşımlar da bulunmaktadır. Bunlara örnek olarak Hastalloy X ve N-155 verilebilir. Bu alaşımlar oksidasyon direncinin çok önemli olduğu 1093 °C'ye kadar uygulamalar için düşük gerilme durumlarında öncelikle kullanılırlar.

7. SÜPERALAŞIMLARIN UYGULAMA ALANLARI VE GELİŞMELER

Süperalaşımlar özellikle uçak, gemi, lokomotif ve enerji santralı gaz türbinlerinde, roketlerde tahrik sisteminde, petrol ve kimya tesislerinin değişik yerlerinde kullanılırlar [24]. Süperalaşımların uygulama alanları Çizelge 7.1'de verilmiştir. Çizelgede görüldüğü gibi bu malzeme grubunun en çok kullanıldığı alan uzay sanayidir.

Çizelge 7.1. Süperalaşımların uygulama alanları [26]

Uygulama alanı		Yüzdesi (%)
Uzay Sanayi	Gaz türbinleri	72
	Yanma odaları	8
Güç üniteleri	Gaz türbinleri	10
	Nükleer	2
	Yakıt	1
Kimyasal		6
Diğer		1

Gaz türbinlerinin kanatları, en çok zorlanan yapı elemanları grubundan sayılır. Meydana gelen akış kuvvetleri sonucunda, 1100 °C'ye kadar sıcaklıklarda 200 MPa kadar boyuna gerilmeleri taşımak zorundadır. Bundan başka, kanatlar işleme esnasında yüksek titreşime maruz kaldıkları için ve ani sıcaklık değişimlerinden dolayı değişken ısıl zorlamayı karşılamaları gerektiğinden, uzun süre dayanımının yanında, ayrıca sünek ve ısıl yorulmaya karşı yeterli dirence de sahip olmalıdır. İlave olarak, sıcak yanma gazları yüksek miktarda oksijen ve diğer korozyon maddeleri içerdiğinden, kanat malzemesinin korozyona karşı da dayanımı yüksek olmalıdır. Yanma kamaralarında mekanik zorlanma önemli ölçüde az olduğunda sıcaklık 1100°C'nin üzerine kadar çıkabilir. Bu amaçla kullanılacak malzemelerde öncelikle korozyon dayanımı ve ikinci planda da iyi kaynak edilebilirlik ve şekil alabilirlik göz önünde tutulur [25].

Demir esaslı süperalaşımlar, yüksek miktarda nikel (%40'a kadar) ve ayrıca alüminyum ve titanyum içerdiklerinden dolayı, çökelmeyle sertleşebilir. Dayanımları, Ni ve Co esaslı olanlara nazaran daha düşüktür. Bu nedenle, daha uzun ömür istendiğinde ve aynı zamanda yüksek mekanik ve ısıl zorlamalarda Ni ve Co esaslı alaşımlar tercih edilir. Uçak tahrik sistemlerinde, bu alaşımların tercih oranı yakın zamanda %50 değerine kadar ulaşmaktadır.

Türbin kanat malzemesi olarak, Co esaslı süperalaşımlar nispeten daha düşük gerilme zorlanmalarına uygundur. Bundan dolayı, dönen parçalarda daha az tercih edilir fakat korozyona, yorulmaya dayanımının yüksek oluşu, daha iyi dökülebilmesi ve iyi kaynak edilebilirliği için kanat yönlendirici malzeme olarak kullanılabilir [26].

Ni esaslı süperalaşımlarda yönlendirilmiş katılaşmayla ötektik yapının oluşturulması, üstün üretim teknolojisi gerektirdiğinden ve uzun süreli dayanımda çok az iyileşme sağladığından dolayı endüstriyel olarak pek kullanılmaz [25].

Süperalaşımların geleceği ile ilgili araştırmalar hem malzeme özelliklerinin geliştirilmesi hem de üretim işlemlerinin geliştirilmesi yönünde giderek artan bir ivme ile devam etmektedir. Bu konularda elde edilen her yeni gelişme gelecekte süperalaşımlardan daha büyük beklentilere yol açmakta, ancak yine de süperalaşımlara özellikle fiyat açısından alternatif oluşturacak yeni malzeme arayışlarına devam edilmektedir.

Malzeme özelliklerinin geliştirilmesi konusundaki ilerlemeler aşağıdaki gibi sıralanabilir;

1. Yeni alaşımların geliştirilmesi,
2. Kobalt oranının artırımı sayesinde daha yüksek sıcaklıklarda daha üstün özellikler sağlanması,
3. Kaplama yapımı ve kaplama alaşımı geliştirilmesi ile korozyon dayanımının artırılması,

4. Alaşım elementi olarak renyum kullanımı ile sũrũnme dayanımının maksimize edilmesi,
5. Oksitlenme direnci için kontrollũ olarak Hf, La ve Y kullanılarak kaplamasız alaşımlar geliştirilmesi,
6. n alaşımlama ile malzeme ũretim imkanlarının arttırılması.

ũretim işlemi konusundaki ilerlemeler ise:

1. Çok yũksek vakum seviyelerine çıkararak fazlasıyla temiz metal ũretimi,
2. Katkı ve eser elementlerinin kontrolũ,
3. Yeni işlemlerin geliştirilmesi (hızlı katılaşma, yönlendirilmiş katılaşma vb.),
4. İzotermal dövme ve bunun sonucu olarak homojen tane boyutu sağlanması,
5. HIP kullanılarak ince taneli tũrbin kanatları yapımı,
6. İki veya daha çok sayıda hibrit parçacıklarının difũzyon bağı yapmasının sağlanması [27].

8. SÜPERALAŞIMLARIN ÜRETİM İŞLEMLERİ

Süperalaşımların yaygın kullanımı, üretim yöntemlerinin çeşitliliğini de beraberinde getirmiştir. Bunun sonucu olarak ergitme yönteminden TM'ne kadar bir çok metotla alaşımların üretimi yapılmaktadır [27]. Bazı reaktif elementlerin süperalaşımlara eklenme yollarının bulunmasının dışında “Proses Çağı” denilen 1980’li yıllarda sadece ergitme işlemleri kontrol altında tutularak, alaşım değişikliği veya ısıl işlemle herhangi bir modifikasyon değişikliği olmaksızın çok daha üstün özellikler gösteren malzemeler elde etmek mümkün olmuştur [28].

8.1. Ergitme

Süperalaşımlara uygulanan özel ergitme yöntemleri, mümkün olan en temiz ve en homojen yapıyı elde etmek için geliştirilmiştir. Özellikle Inconel 718 için yapılan geliştirme çalışmaları, kısa ömürlü yorulma mukavemetine büyük ölçüde ihtiyaç duyulan türbin ve kompresör diski uygulamaları üzerine yoğunlaştırılmıştır. Kısa ömürlü yorulma mukavemeti, Çizelge 8.1’de belirtilen kalıntı ve ayrışma gibi iç hataların sayısına bağlıdır. Oluşan beyaz noktalar üzerindeki çalışmalar son yıllarda yoğunlaşmıştır. Bu hataların vakumlu arkla yeniden ergitme (VAYE) işleminin bir sonucu olduğu ortaya çıkmıştır. Ayrıca yine bu çalışmalar elektrocürufle yeniden ergitme (ECYE) yönteminin problemi çözdiğünü ve daha küçük inklüzyonlar elde edildiğini göstermiştir. Dolayısıyla ECYE düşük çevrimli kısa ömürlü yorulma avantajı sağlamaktadır. Çizelge 8.2’de vakum indüksiyon ergitmesi (VİNER), VAYE ve ECYE'nin birlikte kullanımları ile sağlanan avantajlar gösterilmektedir.

Fe-Ni esaslı süperalaşımlara, paslanmaz çelikler gibi atmosfere açık ergitme yöntemleri uygulanabilir. Bununla beraber bu alaşımların çoğunda VİNER gerekir. VİNER kullanımı ile, Ti ve Al düzeyleri iyi kontrol altında tutularak arayer gazları (O_2 , N_2) ve cüruf oluşumu minimize edilir [29].

Çizelge 8.1. Inconel 718 alaşımında oluşabilen hatalar, hataları oluşturan elementler ve bu hataların tespit edilme yöntemleri [30]

HATA TİPİ	BİLEŞİMİ	İNCELEME TEKNİĞİ
Beyaz noktalar	Düşük Nb ve Ti	Makro dağlama ve ultrasonik test
Benekler	Yüksek Nb ve Ti	Makro dağlama ve ultrasonik test
Boşluklar	—	Makro dağlama ve ultrasonik test
Karbürler ve karbür demetleri	Al, Ca	Kısa ömürlü yorulma deneyi
Nitrürler	Mg, Al, N	Kısa ömürlü yorulma deneyi
Kalıntılar (nitrürler, oksitler)	Al, Ca, Mg, O, N	Kısa ömürlü yorulma deneyi

Çizelge 8.2. Fe-Ni Esaslı süperalaşımlar için ergitme üretim işlemleri [31]

İŞLEM	AMAÇ
VİNER/ECYE	Reaktif elementlerin kontrolü, beyaz noktaların giderilmesi, temiz yapı sağlamak
VİNER/ECYE/VAYE	En temiz yapı, beyaz noktaları en aza indirmek
VİNER/VAYE (Düşük C+N)	Karbür ve nitrürleri en aza indirmek, kümelenme ve iğnemsî yapıları gidermek

Fe-Ni esaslı süperalaşımların ilk ergitilmesinde genellikle VİNER işlemi uygulanır. Eğer malzeme hassas dökümle üretilecek ise bu, tek ergitme yöntemi olabilir. Bununla beraber, malzeme dövme ile şekillendirilecek, örneğin, sıcak şekil verilecek büyük bir gaz türbini parçası gibi yüksek mukavemetli bir süperalaşım ise, ikincil yeniden ergitme işlemi gerekir. VİNER ingotları genellikle alaşım elementleri segregasyonlar oluşturmuş, kaba ve homojen olmayan tane boyutlu bir şekildedir. Döküm için yeniden ergitilecek birincil malzemelerin üretiminde problem olmamasına rağmen, bu faktörler Inconel 718, Incoloy 901, Waspalloy, Astroloy gibi dövme alaşımların sıcak şekillendirilmelerini sınırlandırır. Bu problemler VİNER'den sonra VAYE ve ECYE'nin kullanımı ile çözümlenir. Yüksek γ 'hacim oranına (V_k) sahip süperalaşımlarda VİNER/VAYE veya VİNER/ECYE işlemleri bile ingot yapısını sonraki sıcak işlemler için uygun bir hale getiremez. Bu tip Fe-Ni

esaslı süperalaşımlar TM teknikleri ile üretilir. Vakumlu çift ark elektrotlu yeniden ergitme gibi ingot ergitme teknolojisindeki yeni gelişmeler, böyle yüksek mukavemetli alaşımları yeterli rafinasyona ulaştırabilmektedir. Böylece ekstrüzyon ve dövme yapılabilen ingotlar elde edilir.

Ni ve Fe-Ni esaslı süperalaşımların özelliklerini geliştirmek ve kalıntı düzeylerini azaltmak için; elektron bombardımanlı yeniden ergitme (EBYE) rafinasyon yöntemi olarak anılan alternatif bir işlem geliştirilmiştir. EBYE, dövme veya döküm için ön malzeme üretimine imkan sağlar. EBYE, argon oksijen gaz arıtması ve vakum ark çift elektrotlu yeniden ergitme gibi geliştirilmiş ikincil ergitme teknikleri, Fe-Ni esaslı süperalaşımların üretiminde ekonomiklik gösteren geniş kullanımlı uygulamalardır [10].

8.2. Dövme ve Haddeleme

Süperalaşımların plastik şekillendirilmesinde başlıca yöntemler; ekstrüzyon, ekstrüzyon-dövme ve ekstrüzyon-haddelemedir. Bu işlemlerin yapılabilirliği alaşım içeriğinin ve ingot yapısının doğrudan doğruya fonksiyonudur. Ekstrüzyon veya haddeleme işlemleri ardından homojenleştirme ısıtma işlemi yapılır. Ekstrüzyon işlemi, izotermal süperplastik dövme işleminin uygulanabilmesinde uygun tane büyüklüğünü oluşturmak için de kullanılır. Her tip alaşım bütün tekniklerle ekonomik olarak şekillendirilemez. Ni ve Fe-Ni esaslı süperalaşımlara en çok uygulanan işlem dövme olup genellikle şahmerdan veya presle şekillendirme yapılır. Yöntem olarak, dövme, devamlı düşen bir sıcaklık altında uygulanır. Çünkü işlenen parça ön ısıtma fırınından alınıp daha düşük sıcaklıktaki kalıba aktarılmaktadır. Son yıllarda kalıbı ve işlenen parçayı ısıtarak veya yalıtarak aynı sıcaklığı korumak suretiyle izotermal dövme uygulanmaktadır.

Ekstrüzyon ve haddeleme ile genelde tavlanarak homojen tane boyutlu son ürün elde edilir. Buna rağmen yüksek sıcaklık uygulaması olmayan bazı süperalaşımlar soğuk işlemle şekillendirilebilir. Dövme işlemleri iki değişik yaklaşımdan birine göre uygulanır. Birinci yaklaşım; eğer fiyat önemliyse, istenen mekanik özellikleri

sağlayacak tavlama ve en ucuz vasıtalarla, en uygun geometrik şekillerde üretim yapılmasıdır. İkinci yaklaşım ise; malzeme içindeki mikro yapı amaç edinilir. Bu ise termomekanik işlemlerle elde edilir.

Çizelge 8.3’de bazı Fe-Ni esaslı süperalaşımların dövülebilirlik oranları ve uygun dövme sıcaklıkları verilmiştir. Bu çizelgeden hareketle süperalaşımlar için uygun dövme sıcaklığının 1000-1100 °C aralığında olduğu söylenebilir. Kompozisyon, süperalaşımların dövülebilirliğini etkileyen önemli bir faktördür. Örneğin dövme esnasında çatlama, kükürt gibi zararlı elementlerden oluşmaktadır. Bu durumda Mg veya Ce gibi elementler katılıp kükürt elementi bağlanarak dövülebilirlik geliştirilebilir. Nitrür ve karbonitrürler çeşitli çökeltirler oluşturarak (δ gibi) özelliklerin kötüleşmesine veya dövme-sırasında çatlamaya sebep olur.

Çizelge 8.3. Bazı Fe-Ni esaslı süperalaşımların dövülebilirlik durumları [32]

Alaşımlar	Dövme Sıcaklığı (°C)	Dövülebilirlik
A-286	1065	Çok iyi
Hastelloy X	1095	Çok iyi
Inconel 901	1095	İyi-Çok iyi
Inconel 718	1065	Çok iyi

8.3. Toz Metalurjisi

TM tekniği süperalaşım üretiminde geniş olarak kullanılmaktadır. Örneğin yüksek kaliteli olması gereken uçak motoru parçaları ön alaşımlı süperalaşım tozlarından izotermal dövme ve sıcak izostatik presleme yöntemleri ile üretilmektedir [23]. Inconel 100 gibi yüksek mukavemetli gaz türbin diski alaşımlarının klasik yöntemlerle üretilmesi güçtür ve pratik değildir. Bu yüzden TM ile üretilirler. Tozların üretiminde atmosfer olarak soygaz kullanılır ve tozların birleştirilmesi için ekstrüzyon veya sıcak izostatik presleme (HIP) uygulanır. HIP metodu ile, son işlemeye veya daha sonraki dövmeye uygun parça üretilir. Ektrüzyon yapılmış veya HIP kütükleri, son işlem için genellikle izotermal olarak dövülür.

Toz teknikleri aynı zamanda türbin alaşımları yapmak içinde kullanılır. Maksimum özellikleri elde etmek için mekanik alaşımlama önde gelen tekniktir. Hızlı katılaşma teknolojisi (HKT), yüksek alaşımlı (çok yüksek $V_k \gamma'$) süperalaşımların üretilmesi için uygulanmakta olup ileri gaz türbini parçalarının üretimi de bu yöntemle gerçekleşebilmektedir. HKT alaşımları, yönlü dökülmüş alaşımlar gibi kazanç sağlar. Yönlü yeniden kristalleşme, esas yükleme eksenine paralel ve uzamış taneler ile çok kristalli tane yönlenmesi üretiminde kullanılır [10].

8.4. Hassas Döküm

Hassas dökümle imal edilen parçalar son ölçülerine çok yakın olarak oluşturulur. Bunlar genellikle birkaç kilogramın altındaki ağırlıklardadır. Fakat çok daha büyük parçaların hassas dökümü de yapılabilmektedir. Büyük parçaların hassas dökümünde en ekonomik alaşım Inconel 718'dir. Son yıllarda maça malzemeleri ve döküm kalıp tasarımı ile tane boyutu ve kalıntı kontrolündeki gelişmeler döküm kalitesini yükseltmiştir. Döküm içerisinde oluşan gözenek, kalın kesitli parçalarda ve bazı yüksek $V_k \gamma'$ alaşımlarından yapılmış küçük parçalarda problem olur.

Yönlendirilmiş katılaşma ile döküm tekniği, genellikle benimsenen bir üretim tekniğidir. Katılaşma çevrimi sırasında, fırında tek eksenli ısı akışı ile kolonsal tane yapıları üretilir. Kolonsal tane büyümesinin bir uzantısı da, uçak gaz türbin hava engellerinin tek kristal üretim teknolojisidir. Tane sınırlarının kaldırılması ve alaşım kompozisyonun ayarlanması mukavemeti yükselten bir işlemdir [29].

8.5. Kaynak İşlemi

Birçok Fe-Ni esaslı süperalaşım, $Ni_3(Al, Ti)$ birincil gama (γ'), güçlendirici mekanizması sebebi ile, çözündürme ısıtıl işlemi yapılarak kaynak edilir. Kaynak öncesi özel ısıtıl işlemler bazı alaşımlar için uygulanır. Ni esaslı süperalaşımlar maksimum mukavemetlerini, yaşlandırma sertleşmesi çökeltileri olan $Ni_3(Al, Ti)$ birincil gama (γ') fazından elde eder. γ' fazının çökmesi çok hızlıdır ve kaynak süresince deformasyon yaşlanması çatlamlarına sebep olabilir. Nb ilavesi

deformasyon çatlamasının önlenmesinde bir yöntemdir. Bu ilave, yaşlanma sertleşmesi yapan (Ni_3Nb) γ' 'fazını oluşturur ve bu faz sınırlı miktarda $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ γ' fazı ile birlikte olduğunda, deformasyon yaşlanması çatlaması olmaksızın mukavemet artışı meydana gelir [33].

Fe-Ni esaslı alaşımlarda, özellikle Inconel 718'de, Nb katıldığında kaynakla ilgili mikro çatlaklarda tane büyüklüğünün etkisi konusunda yapılan deneysel çalışmalar ve teori uyum göstermektedir. Deneyler büyük tanelerin mikro çatlaklara olan zıt etkilerini kanıtlamaktadır.

Kaynak sırasında ITAB'daki mikro çatlak eğilimi, kaynak sırasında ITAB'da taneler arasında oluşan bir sıvı faza bağlı olduğu artık çok iyi anlaşılmıştır. Taneler arası sıvı, zararlı bir şekilde dağılmadığı sürece kendi kendine bir sıcak çatlama eğilimi oluşturmaz [34].

Ni ve Fe-Ni esaslı süperalaşımlar tungsten inert gaz (TIG) kaynağı, elektron ışın kaynağı (EIK) ve lazer teknikleri ile kaynak edilirler. Dolgu metali kullanıldığında genellikle daha düşük dayanım elde edilir. Bu durumda daha sünek ve sıcak yırtılmanın en aza indiği östenitik alaşımlar kullanılır. Bazen esas metal bileşimi dolgu malzemesi olarak kullanılır. Düşük $V_k \gamma' (<0,35)$ dövme alaşımlarda genel olarak kaynak sınırlıdır. Yüksek $V_k \gamma'$ döküm alaşımlarında dolgu metali gerektiğinde başarılı kaynak yapılamaz. Bununla beraber EB kaynağı bu tip alaşımlara uygulanabilir. Düşük $V_k \gamma'$ alaşımlara ise sürtünme kaynağı başarılı şekilde uygulanabilir.

Yukarıdaki ergitme kaynağı tekniklerine ilaveten bu alaşımlar sac halinde ise direnç kaynağı yapılabilir. Bu alaşımlardan diğer parçalar için sert lehimleme difüzyon kaynağı ve sıvı faz geçiş kaynağı (SGK) uygulanabilir. Sert lehimler süneklik açısından kaynaktan daha fazla sınırlıdır. Fe-Ni esaslı süperalaşımların difüzyon kaynağı sürekli uygulama bulamamıştır. SGK ise çok yararlı bulunmuş ve uçak gaz türbin parçalarında çoğunlukla kullanılmaktadır. SGK'nin ayırt edici özelliği, sert lehimleme gibi düşük sıcaklıklarda yapılmasına rağmen kuvvetli birleştirici

özelliğidir. Bağlama sıcaklığında oluşan difüzyon, ana metale benzer bir yapıya yol açarak, ana metalle çok yakın özelliklere sahip olur [29].

9. SÜPERALAŞIMLARDA ÜRETİM HATALARI

Süperalaşımlardaki hatalar çoğu alaşım sistemlerindeki hatalardan çok daha farklıdır. Hatalar mikro/makro yapısal olarak ortaya çıkabilir ve alaşım performansının düşmesinde önemli rol oynar. Hatalar; oksitler, karbürler, nitrürler, borürler, beyaz noktalar, homojen olmayan tane boyutu şeklinde sıralanabilir.

Oksitlerin çoğu Al_2O_3 , MgO , SiO_2 gibi dengeli oksitlerden oluşan parçacıklar veya kümeleşme şeklinde ortaya çıkar. Bazı çok karmaşık oksitlere de rastlanabilir. Tüm bu metalik olmayan kalıntıların kaynağı hammaddeler ve ergitme girdileridir.

Karbon, bor ve azotça zengin sıvı metal dendritik katılaşma sırasında örneğin; TiC , TiN , $Ti(C,N)$ gibi faz oluşturmaya eğilimlidir. Homojenizasyon ile bunlardan bazılarını çözeltiye almak mümkünse de Cb ve Ta karbürlerini çözeltiye almak oldukça zordur [28].

Beyaz noktalar, alaşımın belirli bir bölgesinin sertleşmesini sağlayan elementlerce fakirleşmesinden kaynaklanır ve makroyapısal bir hatadır. Yüksek ergime noktasına sahip, çözünürlüğü zayıf bir elementin sıvı metal içine düşerek çözünmeden hapsedilmesi nedeniyle oluşur. Kümeleşme, oksitler ve cürufarla birlikte oluşmuşsa kirli beyaz bir görünüm ortaya çıkar. Oksit bazlı ve 1,2 mm'den büyük beyaz noktalar ultrasonik yöntemlerle tespit edilebilir .

Homojen olmayan tane boyutu, soğutma şartları ve katılaşma düzeninin bozulmasıyla dentritik segregasyonlar ortaya çıkar. Ayrıca ingot içindeki kimyasal farklılık homojen olmayan tane boyutuna neden olur. Genelde pek fazla dikkate alınmayan bu hata mekanik özelliklerin düşmesine doğrudan etki eder [26].

10. INCONEL 718

Inconel 718 alaşıımı yüksek mukavemetli ve korozyon dirençli yaklaşık -250 ila 650 °C arasında kullanılabilen nikel–demir esaslı bir süperalaşımdır. Sünekliği az olup, dövme halde 1430 MPa’ya kadar çıkan mukavemete, oda sıcaklığında % 21 uzamaya, 870 °C’de 340 MPa mukavemete %8 uzamaya sahiptir [16]. Alaşımın kolay ve ekonomik üretiminin iyi çekme, yorulma, sürünme ve kopma dayanımı ile birleşmesi onun geniş bir uygulama aralığında kullanımı ile sonuçlanır [12]. En çok kullanılan süper alaşımlardan biridir, uçak motoru parçaları için uygun olduğu yaklaşık 30 yıl önce anlaşılmıştır [35]. Başlıca kullanım alanları olarak gaz türbinleri, roket motorları, uzay gemileri, nükleer reaktörler, pompalar, takımlar, tanklar sayılabilir [12,13]. Büyük oranda nikel, demir ve krom içeren alaşımın kimyasal bileşimi Çizelge 10.1’de görülmektedir.

Çizelge 10.1. Kimyasal kompozisyon limitleri ^a, % [12]

Nikel (artı kobalt)	50,00-55,00
Krom	17,00-21,00
Demir	Balans
Niobyum[artı tantalyum]	4,75-5,50
Molibden	2,80-3,30
Titanyum	0,65-1,15
Alüminyum	0,20-0,80
Kobalt	maks.1.00
Karbon	maks. 0.08
Mangan	maks. 0,35
Silisyum	maks. 0,35
Fosfor	maks. 0,015
Sülfür	maks.0,015
Bor	maks.0,06
Bakır	maks.0,30

^a AMS standartlarına göre

Yaşlandırma ile sertleştirilebilen alaşımdan karmaşık şekilli parçalar kolayca üretilebilir. Üstün kaynak karakteristiğine, özellikle kaynak sonrası çatlama direncine sahiptir. Genellikle ingot halinde üretilir ve çubuk, levha biçimlerinde ve motor blokları gibi büyük parçaların dökümünde kullanılır. Çeşitli ergitme ve döküm teknikleri bu alaşım için geliştirilmiştir fakat makro segregasyon, çil yapısı, laves fazı ve büyük dağılım oranlı beyaz lekeler ergitmeden kaynaklanır. Böyle segregasyonların giderilmesi zaman kaybettirir ve pahalıdır. Daha iyi ve homojen bir alaşım geliştirmek için 718 alaşımının üretiminde TM yöntemi tercih edilir. Ancak TM ile büyük boyutlu malzemelerin üretimi zordur [14, 15].

Saf demirden biraz daha yoğun Inconel 718 malzemeye ait fiziksel özellikler Çizelge 10.2’de görülmektedir.

Çizelge 10.2. Fiziksel sabitler [13]

Yoğunluk (g/cm ³)	8,97
Ergime Aralığı (°C)	1260-1336
<u>Curie Sıcaklığı (°C)</u>	
Tavlanmış Malzeme	-196
Tavlanmış ve Yaşlandırılmış Malzeme	-112
Genleşme Katsayısı 21-93 °C µm/ m. °C	13,0
Termal Yayılma W/ m. °C	11,4
Elektrik Direnci µΩ.m	1,25

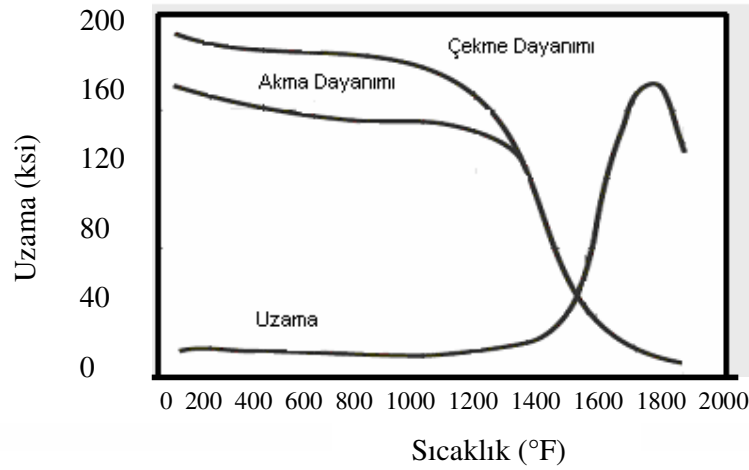
Inconel 718 alaşımı geniş bir sıcaklık aralığında üstün nitelikli oksidasyon ve korozyon direncini mükemmel mekanik özelliklerle birleştirir. Bu özelliklerden dolayı üstün performans gerektiren değişken çevresel durumlarda bir çok bağlama elemanı uygulamaları için kullanılabilir [12].

10.1. Isıl İşlem ve Mekanik Özellikler

Inconel 718 alaşımının en önemli mukavemetlendirme mekanizması çökelme sertleşmesidir. Bu amaçla malzemeye çözündürme, su verme ve yaşlandırmadan oluşan üç basamaklı işlem uygulanarak metal matriste ikinci fazların çökmesi sağlanır. Çökelme ile oluşan en önemli faz HMT yapıya sahip γ' (Ni_3Nb)'dir. Bazı alüminyum veya titanyum atomları niobyumun yerini alabilir. Bu durumda ise YMK yapı γ' [$\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$] çökeltileri oluşur [11].

Inconel 718 alaşımına genellikle iki tür ısıl işlem uygulanır;

1) Yaklaşık 925-1010 °C'de çözündürme, ardından genellikle suda hızla oda sıcaklığına soğutma ~720 °C'de 8 saat yaşlandırma, ~620 °C'ye fırında soğutma, 620 °C'de toplam yaşlandırma zamanı 18 saat için tutma sonra havada soğutma [4-AMS 5596]. İşlemin ~650 °C'ye kadar dayanımın hemen hemen hiç düşmemesini sağladığı Şekil 10.1'de görülmektedir.



Şekil 10.1. Sıcak haddelenmiş ve 1 no'lu işleme uygun yaşlandırılmış çubuk malzemenin mekanik özelliklerinin sıcaklıkla değişimi [12]

~925-1010 °C’de çözündürme ve yaşlandırma işlemi 718 alaşımı için kopma ömrü, çentik kopma ömrü ve kopma sünekliğinin kombinasyonunu sağlayan optimum ısı işlemidir. Oda sıcaklığında en yüksek çekme ve akma dayanımı sağlayan da bu ısı işlemidir. Ayrıca ince tane yapısı geliştirmesi sayesinde en yüksek yorulma dayanımı sağlar.

2) Yaklaşık 1035-1065 °C’de çözündürme, ardından genellikle suda hızla oda sıcaklığına soğutma, ~ 760 °C’de 10 saat yaşlandırma, ~650 °C’ye fırında soğutma, 650 °C’de toplam yaşlandırma zamanı 20 saat için tutma sonra havada soğutma.

Yaklaşık 1035-1065 °C’de çözündürme ve yaşlandırma işlemi çekme uygulamaları için tercih edilen işlemdir. Çünkü kalın kesitlerin darbe mukavemeti ve düşük sıcaklıkta çentik çekme mukavemeti için en iyi enine sünekliği sağlar. Bununla birlikte bu işlem gerilme kopmasına neden olan çentik etkisi gösterir. Çizelge 10.3’te farklı çözündürme sıcaklıklarının alaşımının çekme ve sürünme dayanımları üzerindeki etkileri görülmektedir [12].

Çizelge 10.3. Isıl işlemin bir fonksiyonu olarak IN 718’in özellikleri [36]

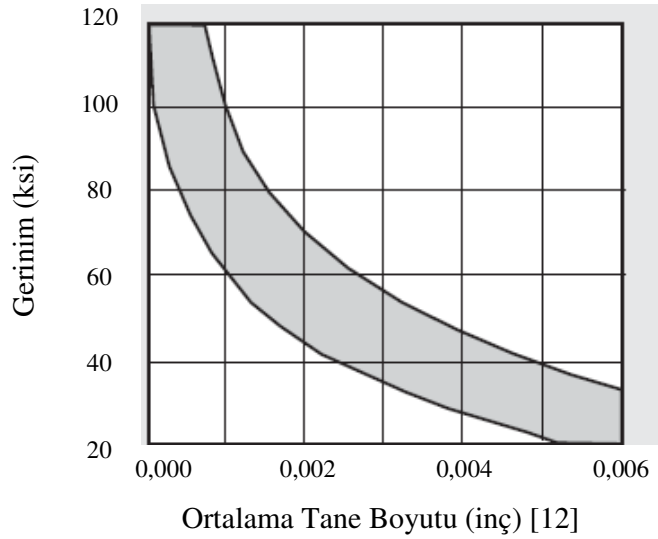
	ÇEKME (Oda Sıcaklığında)				SÜRÜNME (GerilmeKırılması ^a)		
Çözündürme İşlemi ^b	σ_{akma} N/mm ²	σ_{maks} N/mm ²	ϵ %	Kesit Daralması %	Ömür [s]	ϵ %	Kesit Daralması %
Direkt Yaşl.	2,99	3,43	19	34	95	24	31
940 °C, 1s, HS	2,79	3,29	18	34	194	11	16
955°C, 1s, HS	2,74	3,19	20	38	122	14	19
970°C, 1s, HS	2,57	3,16	23	41	218	13	15
980°C, 1s, HS	2,63	3,16	24	43	200	6	10
1010°C, 1s, HS	2,67	3,13	22	46	270	6	12
1040°C, 1s, HS	2,62	3,07	25	48	225	2	8

^a 650 °C 100 ksi

^b Bütün yaşlandırmalar: 720 °C’den, 55 °C/dak hızla 620 °C’ye ısıtma, bu sıcaklıkta 8 saat bekletme, havada soğutma

10.2. Yorulma Özellikleri

Inconel 718 alaşımı için yorulma dayanımı öncelikle önemli ise dövme tavlama ve yaşlandırma yerine sadece tavlanarak kullanılabilir, yaşlandırılmasına gerek yoktur. Çünkü yaşlandırma yorulma dayanımını önemsiz bir şekilde yükseltir. Tane boyutu yüksek yorulma dayanımının sağlanması için temel faktördür ve tavlanmış ve yaşlandırılmış bir plaka için etkileri Şekil 10.2’de ve Çizelge 10.4’te görülmektedir. Düşük sıcaklıkta ısıtıl işlem uygulaması ince tane boyutu sağlar.



Şekil 10.2. Düşük sıcaklıkta tavlanmış ve yaşlandırılmış plakanın yorulma dayanımı üzerine tane boyutunun etkisi [12]

Çizelge 10.4. Tane büyüklüğünün, Incoloy 901 ve Inconel 718’de 455 °C sıcaklıkta yorulma özelliklerine etkisi [35]

ALAŞIM	TANE BÜYÜKLÜĞÜ	YORULMA DAYANIMI $N/mm^2(10^7 \text{ çevrim})$	YORULMA ORANI
Inconel 901	ASTM 5	0,99	0,42
	ASTM 12	1,41	0,55
Inconel 718	ASTM 5	1,24	0,45
	ASTM 12	1,78	0,59

10.3. Kaynak Özellikleri

Ni ve Fe-Ni esaslı süperalaşımlar; MAG, TIG, lazer, elektron ışın kaynağı teknikleri ile kaynak edilir. İlave metal kullanıldığında, genellikle daha fazla zayıflama olur. Bu durumda daha sünek ve sıcak yırtılmanın en aza indiği östenitik alaşımlar kullanılır. Bazen de esas metal bileşimi ilave metal olarak kullanılır.

Yukarıdaki ergitme kaynağı tekniklerine ilaveten bu alaşımlar sac halinde ise direnç kaynağı yapılabilirler. Ayrıca, sert lehimleme ve difüzyon kaynağı da uygulanabilir.

IN 718, endüstriyel uygulamalarda dezavantajlarına rağmen genellikle dolgu malzemesi kullanılarak kaynatılır ve kaynaktan sonra ısıtıl işlem görür. Kaynak sonrası gerilme çatlamlarına karşı direnç ve kaynak kabiliyeti açısından çok iyi bir süperalaşımdır[34]. Çünkü IN 718, sertleştirici faz γ' 'nedeniyle kendine has kaynak özelliğine sahip tek süperalaşımdır. Alaşım çözündürme ısıtıl işlemi yapılmış durumda kaynak edilir ve kaynak sonrası gerilim giderme ve yaşlandırma işlemi, γ' 'çökeltisine sebep olur. γ'' , düşük sıcaklıklarda γ' 'den daha yavaş çöker ve böylece kaynak gerginliği dağılmış olur, kaynak metali ile ITAB daha uyumlu duruma gelir. [29]. Kaynak sırasında yüksek zorlanmalı durumlarda, ergime bölgesinde sıcak çatlamlara rastlanabilir [34].

718 alaşımının yaşlandırma işlemine yavaş tepki vermesi arada gerilme giderme tavlama yapmaksızın direkt yaşlandırma ve kaynağa imkan sağlar. Ek yerlerinin % 100'e yakın verimlilikleri yapılan testlerle belirlenmiştir [12].

10.4. Korozyon Direnci

IN 718 alaşımı bir çok ortamda mükemmel korozyon direncine sahiptir. Bu direnç diğer Ni-Cr alaşımlarına benzer bileşimlerinin bir fonksiyonudur. Nikel çoğu organik ve inorganik içinde, kuvvetli oksitleyicilerde ve asidik ortamlarda korozyon direncine katkıda bulunur. Klor iyonlarının oluşturduğu gerilmeli korozyon çatlakları

ile mücadele için de faydalıdır. Krom, oksitleyici ortam ve sülfür bileşenlerinin saldırılarına dayanma yeteneği kazandırır. Molibdenin çoğu ortamda aralık korozyonuna direnç sağladığı bilinir.

10.5. Üretim Bilgileri

IN 718 alaşımının ısıtılmasında kullanılan yakıtlar oldukça az sülfür içermelidir. Dövme veya tavlama için fırın atmosferi % 2 CO içeriği ile bir miktar indirgenecektir. İndirgeyici atmosferde ısıtıldığı zaman malzeme yüzeyinden ince, yapışkan yeşil-siyah oksit filmi ayrılır. Oksitleyici atmosferde kaldırılması çok zor olan kalın siyah tabaka oluşur.

Mukavemetli olmasından dolayı Inconel 718 alaşımı sıcak şekillendirme süresince deformasyona çoğu malzemeden fazla dirençlidir. Çeşitli sıcaklıklarda 718 alaşımı ile diğer bazı malzemelerin sıcak şekillendirme bilgileri Çizelge 10.5'te görülmektedir.

Çizelge 10.5. Çubuk malzemede %20 kesit daralması için gerekli basınç [12]

Malzeme	Basınç, ksi			
	Sıcak şekillendirme sıcaklığı, °F			
	1800	1900	2000	2100
Dövme Çelik[1020]	22,4	18,3	14,3	10,3
302 Tip Paslanmaz Çelik	27,8	24,3	21,4	18,0
INCONEL 600 Alaşımı	40,8	34,6	28,3	22,3
INCONEL X-750 Alaşımı	48,6	43,3	38,4	33,3
INCONEL 718 Alaşımı	63,3	55,8	48,3	41,0

Sıcak şekillendirme yaklaşık 900-1120 °C sıcaklık aralığında uygulanır. Son aşamada metal giderek azalan sıcaklıkta homojen bir şekilde işlenip, yaklaşık 900-950 °C aralığında biraz daraltma ile işlem bitirilmelidir. Bu prosedür malzeme tavlandığı ve yaşlandırıldığı zaman gerilme kopma uygulamalarında çentik sünekliği

sağlamak için gereklidir. İşlem sırasında parçanın bir kısmı bile 900 °C'nin altına inerse yeniden ısıtılmalıdır.

Alaşımın soğuk şekillendirilmesi paslanmaz çelik ve çelikler için kullanılan standart prosedürlerle yapılır. Inconel 718 alaşımının üretimi için önemli bir yöntem TM'dir. Yöntem döküm ile üretimden kaynaklanan bir çok dezavantajı ortadan kaldırmaktadır.

10.6. İşlenebilirliği

IN 718 alaşımı kolayca işlenebilir fakat malzemenin yüksek mukavemeti ve çalışma sertleşmesi özellikleri nedeniyle uygun takım seçimi, kullanımı ve tasarımında ve operasyon hızları ve soğutucu kullanımında dikkatli olunmalıdır.

Alaşım yaşlandırma ile sertleştirilmiş durumda işlendiğinde biraz daha iyi yüzeyler, talaş kırıcı takımlar üzerinde daha iyi talaş hareketi olacaktır. Bununla beraber tavllanmış malzeme kullanımı daha kolay işleme ve daha uzun takım ömrü sağlar.

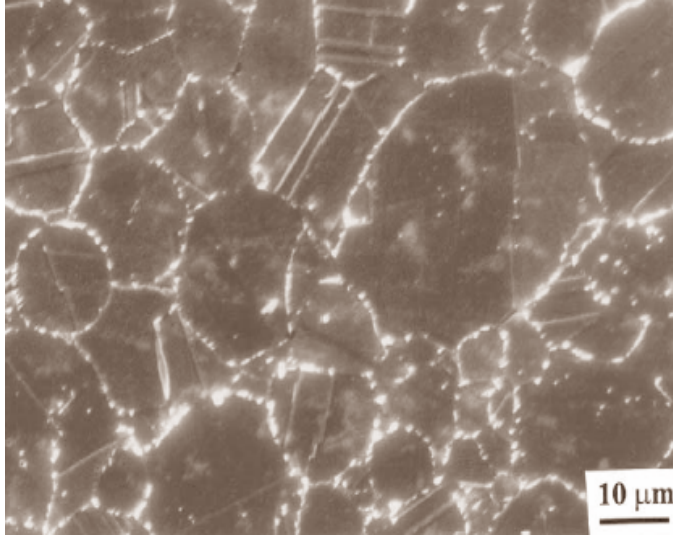
11. IN 718 ALAŞIMININ TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ

Çoğunlukla uzay sanayi veya jet motoru bağlayıcıları, dirsekler veya bağlama parçaları gibi küçük parçalar süperalaşım çubuk veya dökümlerden üretilir. Fakat daha önce bahsedildiği gibi ergitme ve döküm teknikleri IN 718 malzeme yapısında segregasyon, çil yapı, laves fazı ve büyük dağılımlı beyaz lekeler gibi yapı hatalarına sebep olmaktadır. Bu tür hataların giderilmesi ise zaman kaybına yol açmaktadır ve ekonomik değildir [16]. Yine ingot malzemeden üretilen dövme ürünler istenilen mekanik özellikleri tamamen sağlayamaz. Temelde bu nedenlerden dolayı 718 alaşımından üretilecek malzemelerde TM uygulamaları önem kazanmıştır. 718 alaşımının TM ile üretimi ile ilgili çok çeşitli yöntemler kullanılmaktadır. Bunlardan birisi de sıcak izostatik preslemedir (HIP). HIP özellikle nikel esaslı süperalaşımlar gibi yüksek sıcaklık malzemeleri ve alaşımlı çeliklerin küresel şekilli ön alaşımlanmış tozlarını izotropik özellikte ve teorik yoğunluğa yakın yaklaşık son şeklinde parçalar halinde birleştirmek için kullanılan çok güçlü TM tekniklerinden biridir. Karmaşık şekilli parçaların üretimi için HIP yöntemi ile yaklaşım, artık malzeme olmadığından ve dövmeye gerek kalmadığından çekici bir maliyet azalması sağlar [14]. HIP yöntemi ile standart yöntemlerle üretilen 718 malzemelere yakın, hatta daha yüksek dayanım değerleri elde edilebilir. Bu durum Çizelge 11.1’de görülmektedir.

Çizelge 11.1. Inconel 718 alaşımının oda sıcaklığında çekme özellikleri [14]

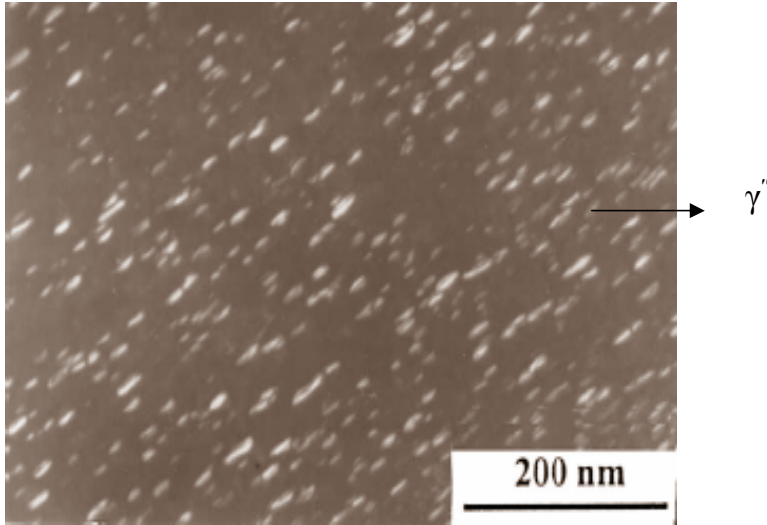
Malzeme Durumu	Sıcaklık °C	σ_0 (MPa)	σ_c (MPa)	% ϵ	% Ψ
HIP’lenmiş	25	993	1334	19,4	22,0
HIP+Çözündürülmüş	25	480	975	38	48,6
HIP+Çöz.+Yaşl.	25	1260	1413	8,6	16,0
Dövme Malzeme	25	1035-1167	1275-1400	12-21	15

Çizelge 11.1’den anlaşılabacağı gibi çözündürme işlemi ile alaşım elementlerinin çözünmesi sonucunda dayanım büyük ölçüde düşmektedir. Resim 11.1’de alaşımın çözündürülmüş haldeki mikroyapısı görülmektedir.



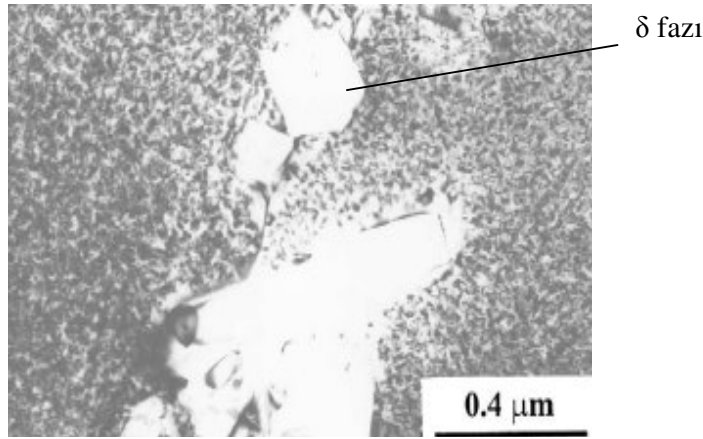
Resim 11.1. 980 °C’de 1 saat çözündürülmüş HIP ile üretilmiş Inconel 718 süperalaşımının mikroyapısı [14]

Yaşlandırma sonucunda dayanım büyük oranda artmaktadır (Çizelge 10.1). Bu artışın nedeni yaşlandırma ile oluşan uyumlu γ' ve γ'' çökeltileridir. Resim 11.2’de γ'' çökeltilerini gösteren TEM fotoğrafı görülmektedir.



Resim 11.2. HIP ile üretilmiş Inconel 718 malzemede oluşan γ'' fazını gösteren TEM mikrofotografı [14]

HIP ile üretilen 718’de 650 °C’de akma ve çekme dayanımı dövme malzemeye yakınen % uzama değeri çok düşük çıkmakta hatta 25 °C’deki değerinden bile daha düşük (%3) olmaktadır (Çizelge 11.2). Bu düşüşün nedeni disk şekilli γ -Ni₃Nb fazının kabalaşarak γ ’veya δ ’ya dönüşmesidir. Bu nedenle 718 alaşımının uygulamaları 650 °C ile sınırlıdır [14]. Resim 11.3’de Inconel 718’de oluşan δ fazı görülmektedir.



Resim 11.3. 718 alaşımında oluşan δ fazını gösteren TEM fotoğrafı [14]

Çizelge 11.2. 718 alaşımının 650 °C’deki çekme özellikleri [14]

Uygulanan İşlem	Sıcaklık (°C)	σ_0 (MPa)	σ_{ϕ} (MPa)	%Uzama	%Kesit Daralması
HIP	650	907	1028	3,0	6,0
HIP+Çöz.+Yaşl.	650	1018	1140	3,0	7,7
Dövme Malzeme	650	860-1000	1000-1200	12-19	15

Inconel 718 alaşımının TM ile üretildiği bir diğer teknik Toz Enjeksiyon Kalıplama’dır (TEK). Çizelge 11.3’te alaşımın TEK ile üretiminde kullanılabilecek bazı bağlayıcı kompozisyonları ve yükleme oranları görülmektedir.

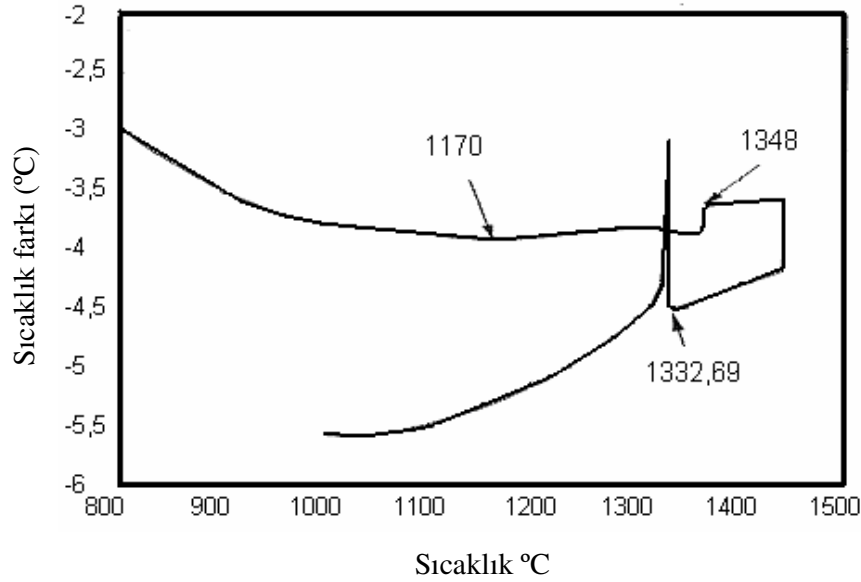
Çizelge 11.3. IN 718 tozu için bağlayıcı kompozisyonu ve kritik katı yükleme[16]

Bağlayıcı Kompozisyonu	Kritik Yükleme
Parafin balmumu / polipropilen / stearik asit	71
Palmiye yağı / polietilen / stearik asit	70
Parafin balmumu / polipropilen / çinkostearat	73
Polietilen glikol / asetal / polivinilbütteral	68

718 alaşımının TEK işlemi başarı ile yapılabilen fakat sinterleme işlemi zor olmaktadır. Hidrojen atmosferinde çalışılması durumunda sinterlemede oluşan gözeneklerden dolayı yüksek yoğunluk sağlanamazken vakum atmosferinde bu sorun giderilmektedir. 1260 °C’de vakum atmosferinde ısıtılıp bu sıcaklıkta 2 saat tutularak sinterlenen malzemeden iyi mekanik özellikler (931 MPa akma, 1190 MPa çekme dayanımı, %7 uzama) elde edilir. Bu mukavemet değerleri dövme alaşımların %90’ı kadardır. Sinterleme süresinin arttırılması ile yoğunluk değerinin % 98’in üzerine çıkarılabilmektedir.

Şekil 11.1’de TEK ile üretilmiş Inconel 718 alaşımının TA Instruments SON 2960 Simultaneous TGA/DTA (Thermal Gravimetric Analysis/ Differential Thermal Analysis) cihazından alınan sinterleme sonuçları görülmektedir [16]. DTA eğrisinde ~1170 °C’de görülen az miktardaki düşüş γ /laves ötektik faz dönüşümünü gösterir. ~1348 °C malzemenin likidüsüdür. Katılaşmada ise likidüs daha düşük bir sıcaklıkta ~1333 °C’de gerçekleşmektedir. IN 718 için solidüs ~1300 °C olmaktadır ve ısıtma esnasında biraz daha yüksek olabilir [16].

Inconel 718 alaşımının üretimi için uygun diğer yöntemler Hızlı Prototipleme (HP) teknikleridir. HP teknikleri hızlı pazarlama mekanizmasıyla endüstride kayda değer ilgi meydana getirir. Direk Metal Lazer Sinterleme (DMLS) ve üç boyutlu baskı (3DP) toz malzemeden direk olarak metal parçalar ve prototip takımlar üretimi için kapasitesi olan iki yeni HP yöntemidir [17].

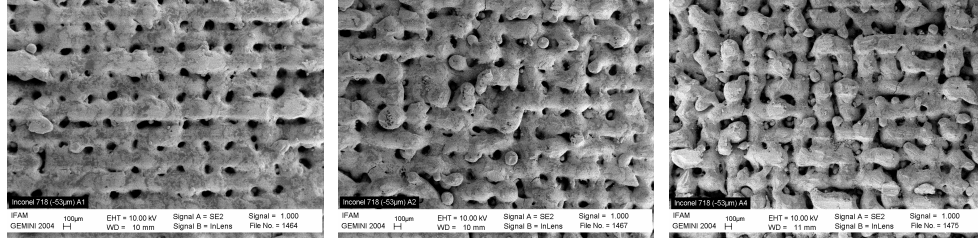


Şekil 11.1. 8 µm IN 718 tozu için diferansiyel termal analiz sonucu (sıcaklık farkı saf alüminyum oksit numune ile kıyaslanarak gösterilmiştir) [16]

Lazer sinterleme yönteminde lazer enerjisi kullanılarak toz malzemeler bağlanıp üç boyutlu katı malzemeler haline getirilir. Yöntem; plastikler, termoplastikler, metaller ve seramikler gibi farklı sistemler için kullanılabilir [17].

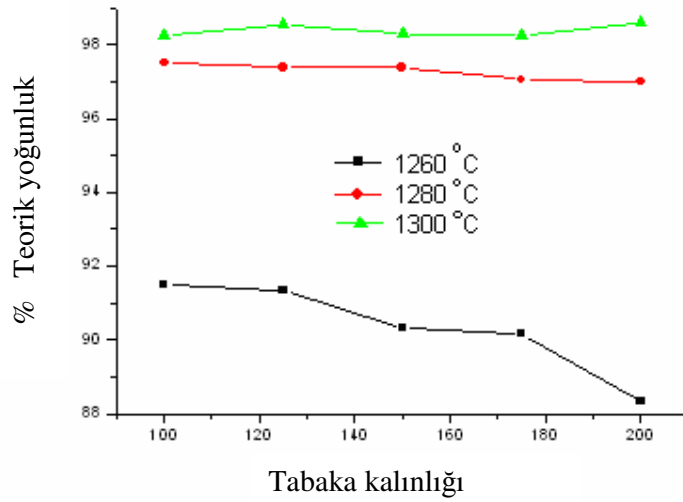
3DP, bilgisayar modellerinden direk olarak üç boyutlu parçaları hızla üretmek için kullanılan bir yöntemdir. Bir katı nesne, sıra halinde iki boyutlu tabakaların katman katman üretimi ile meydana getirilir. İnce bir tabaka halinde serilen toz malzemedeki tozların bir bağlayıcı malzeme kullanarak seçici olarak birleştirilmesiyle şekillendirme yapılır.

Resim 11.4’de farklı tarama hızlarında lazer sinterleme uygulanmış Inconel 718 malzemelere ait mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. Fotoğraflara bakıldığında IN 718 için artan tarama hızıyla yoğunluğun azaldığı açıkça bellidir.



(a) (b) (c)
Resim 11.4. Lazer sinterlenmiş IN 718 tozlarının yüzey morfolojisi üzerinde lazer tarama hızının etkisini gösteren SEM mikrofotografı
(a) 75 mm/sn, (b) 100mm/sn, (c) 150mm/sn [17]

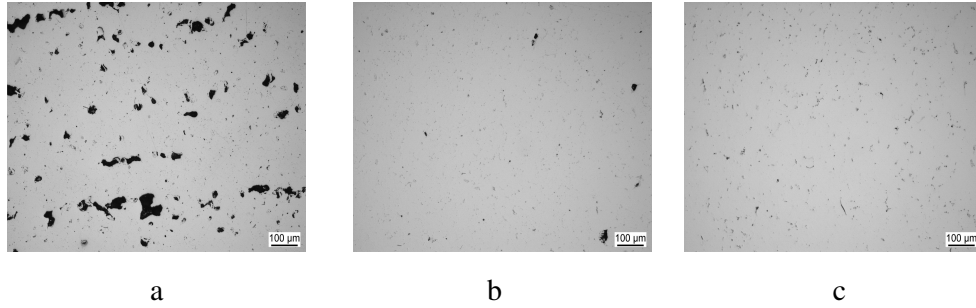
Şekil 11.2’de 80 °C’de 2 saat ön ısıtılmış tozlardan 3DP yöntemiyle üretilmiş, 1260, 1280 ve 1300 °C’de 4 saat vakum atmosferinde sinterlenmiş IN 718 parçaların yoğunluğundaki değişim görülmektedir. 1300 °C’de yoğunluk % 98’in üzerine çıkmaktadır. Tabaka kalınlığı bu sıcaklık değerinde yoğunluğu fazla etkilememekte, 1260 °C’de ise tabaka kalınlığındaki artış yoğunlukta büyük düşüslere neden olmaktadır [17].



Şekil 11.2. 3DP ile üretilen IN 718 parçaların yoğunluğu üzerinde sinterleme sıcaklıklarının etkileri [17]

Resim 11.5’de ise farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş 125 µm tabaka kalınlığında üretilmiş ve yüzeyi parlatılmış IN 718 numunelerin mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. 1260 °C’de görülen gözenekler 1280 ve 1300 °C’de azalmaktadır. Bu

durum malzemenin 1260 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda sinterlenmesi gerektiğini gösterir. 3DP yöntemi, lazer sinterlemeye göre Ni esaslı süperalaşım üretimine daha uygundur. Lazer sinterlemeyle %91'den fazla teorik yoğunluğun sağlanması zordur. Ancak ikinci sinterlemeyle yoğunluk %98'in üzerine çıkılabilir. 3DP parçaları için 1300 °C'de sinterleme ile yaklaşık %99 sinterleme yoğunluğu başarılmıştır. Bu sonuç ilerdeki çalışmalar için fazlasıyla ümit vericidir [17].



Resim 11.5. 125 µm tabaka kalınlığından 3DP yöntemi ile üretilen IN 718 yapısı[17]

(a)1260 °C

(b)1280 °C

(c)1300 °C

12. INCONEL 718 ALAŞIMININ YAŞLANDIRILMASI

Bir Ni-Fe-Cr süperalaşımı olan IN 718 iyi mekanik özellikleri ve yüksek sıcaklıklarda (~650 °C) yapısal kararlılığı sayesinde gaz türbinleri ve benzeri uygulamalarda yaygın olarak kullanılır [18].

Bu alaşım temelde iki yolla mukavemetlendirilir;

- Çözündürme ve çökelme sertleşmesi
- Soğuk işlem ve çökelme sertleşmesi [12]

IN 718 alaşımı için en önemli mukavemetlendirme mekanizması, daha önce ısıtıl işlem ve mekanik özellikler bölümünde uygulanış yöntemleri ve etkileri anlatılan çökelme sertleşmesidir.

718 alaşımının mukavemetlendirici fazı yarı kararlı, HMT yapılı, Ni_3Nb kimyasal bileşimine sahip γ' 'fazıdır. Bu faz uzun disk şeklindedir ve $\{111\}$ matris düzlemine paralel uzanır. Kristal yapılı γ' 'çökeltileri ve γ fazı arasındaki ilişkiler Eşitlik 12.1'deki gibidir;

$$[001] \gamma'' \parallel \{001\} \gamma \text{ ve } \langle 100 \rangle \gamma'' \parallel \langle 100 \rangle \gamma \quad (12.1)$$

Bu konuda uzmanlar γ matris ile uyumlu olan, ince dağılımıyla hemen hemen küresel görünen az miktarda oluşan $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ kimyasal bileşimindeki γ' 'fazını da (yüzey merkezli kübik-YMK yapılı) Inconel 718 alaşımında oluşan önemli bir faz olarak gösterir. γ' fazının rolü de mukavemetlendirmektir fakat etkisi γ' 'fazından daha azdır. Bazı kaynaklara göre alaşımında γ' 'hacim oranı γ' 'fazının 4 katı, bazılarında göre ise iki katıdır [15, 19].

İdeal yaşlandırma hızlarında γ' 'genellikle yüksek bir yaşlandırma sıcaklığında biçimlenirken (720°C), γ' 'daha düşük sıcaklıklarda (620 °C) oluşur. Fazların her ikisi de yarı kararlıdır ve genellikle 650°C'den daha yüksek sıcaklıklarda γ' 'çok hızlı kabalaşarak γ' veya ortorombik δ (Ni_3Nb) fazına dönüşür [14]. Bu dönüşüm alaşımın

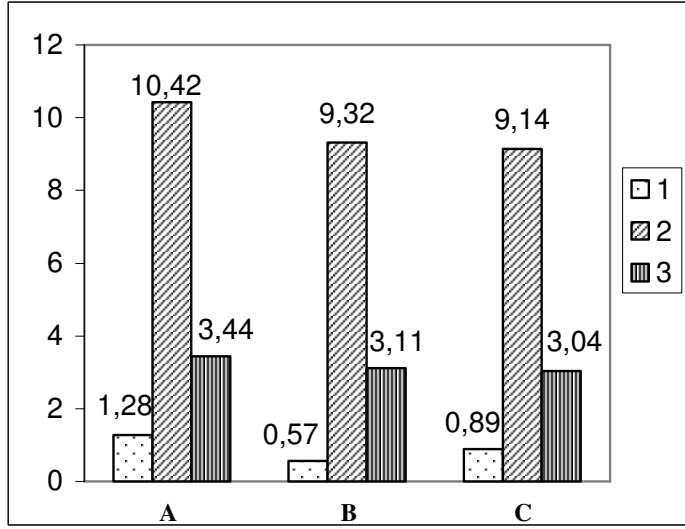
aşırı yaşlanmasına ve biraz gevrekleşmesine neden olur. Sonuçta alaşım mukavemetini kaybeder, bu yüzden uygulamaları 650 °C ile sınırlıdır [14].

Alaşımın (Al+Ti)/Ni oranı 0,66 olduğunda mukavemetlendirici γ' ve γ' fazları 550-660 °C sıcaklık aralığında uzun yaşlandırma zamanında meydana gelirken, 700-900°C sıcaklık aralığında kısa süreli yaşlandırmada oluşurlar. Bu oran 0,8'den fazla olduğunda, γ' fazı çökeltisinin γ 'den önce oluşur.

Ayrıca 700-800 °C'de uzun süreli yaşlandırma durumunda δ fazının oluşur. Eğer 900-1000°C'de işlem uygulanırsa δ fazı başlıca faz olur. γ' ve γ' fazlarının davranışlarının aksine δ , süneklik üzerinde faydalı bir etkiye sahiptir. δ fazı ile kıyaslandığında, yarı kararlı γ' ve γ' fazlarının erken oluşumu, γ/γ' ve γ/γ' ara yüzeyindeki kafes parametresi farkının γ/δ ara yüzeyinden daha az olmasına maledilir [19].

İstenilen özelliklere bağlı olarak IN 718 alaşımı için; standart yaşlandırma, yüksek mukavemet yaşlandırması ve çifte yaşlandırma olmak üzere üç yaşlandırma işlemi vardır ve bunlardan en önemlisi çifte yaşlandırmadır.

Şekil 12.1'de IN 718 alaşımına uygulanan 3 farklı çift kademeli yaşlandırma işlemi ile elde edilen çökelti oranları görülmektedir. Bunlar içerisinde en ideal olanı B yöntemidir. Çünkü bu yöntemde IN 718 alaşımı için en yüksek γ' ve γ' faz içeriği ve en düşük δ fazı içeriği sağlanmıştır. Bu durum, alaşımı maksimum mukavemet değerlerine ulaştırır [18].



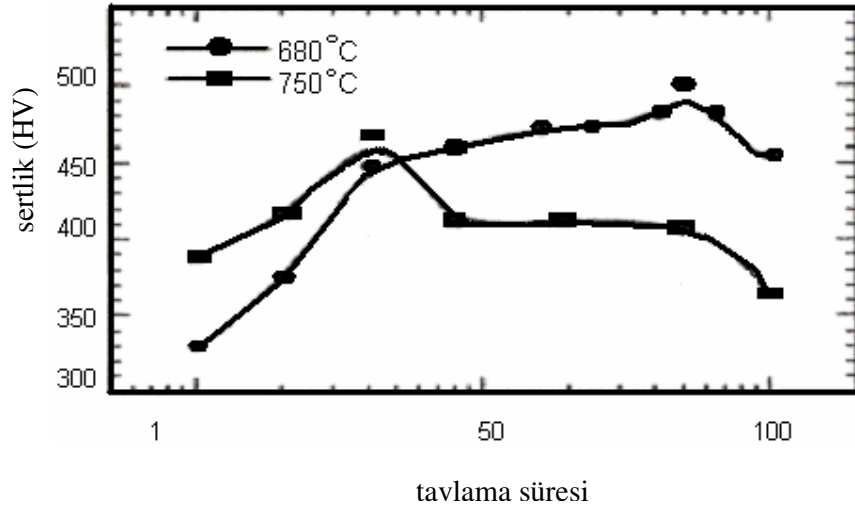
Şekil 12.1. γ' , γ'' , δ fazlarının yüzde ağırlık oranları ve çift yaşlandırma işlemi arasındaki ilişki 1- δ fazı, 2- γ'' fazı, 3- γ' fazı [18]

- A. 750°C, 8 saat bekletme, 55°C/dak hızla 650°C'ye soğutma, bu sıcaklıkta 8 saat bekletme, havada soğutma
- B. 750°C, 8 saat bekletme, 55°C/dak hızla 620°C'ye soğutma, bu sıcaklıkta 8 saat bekletme, havada soğutma
- C. 690°C, 8 saat bekletme, 55°C/dak hızla 620°C'ye soğutma, bu sıcaklıkta 8 saat bekletme, havada soğutma

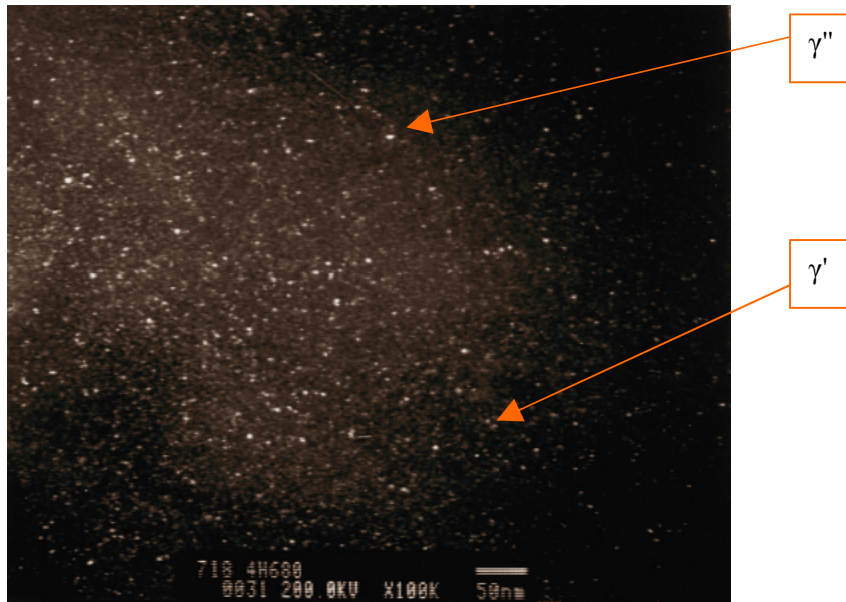
12.1. Yaşlandırma Süresinin Etkileri

IN 718 alaşımı için yaşlandırma süresi, yaşlandırma işleminde sıcaklıktan sonra ikinci önemli parametredir. Aşırı yaşlanmayı engellemek için bu iki parametre arasındaki oran iyi ayarlanmalıdır. Örneğin, yaşlandırma sıcaklığı yüksekse yaşlandırma süresi kısa tutulmalı, değilse yaşlandırma süresi uzun tutulmalıdır. Aksi halde aşırı yaşlanmaya bağlı olarak mukavemet düşer veya maksimum mukavemet değerlerine ulaşamaz. Şekil 12.2'de 680 ve 750 °C sıcaklıklarda 1-50 ve 100 saat yaşlandırılmış IN 718 için sertlikte meydana gelen değişimler görülmektedir. 680 °C'de zamanın ilerlemesiyle çökeltilerin hacim oranı artmakta ve sertlik hızla 500 HV'e çıkmaktadır. 750 °C'de ise difüzyon hızı daha yüksektir, sertlik hızla 465 HV'e kadar çıkar fakat çökeltilerin kabalaşması nedeniyle hızla azalarak su verilmiş durumdan daha aşağı düşer. Resim 12.1'de 680 °C'de 4 saat yaşlandırılmış yapıda oluşan çökeltiler görülmektedir. Buradaki küçük küresel şekilli parçacıklar mukavemeti sağlayan baskın faz olan γ' , daha az sayıdaki uzun ve büyük olan faz

ise γ'' çökeltileridir. Yaklaşık 100 saatte mukavemetteki düşüş δ fazı partiküllerinin kabalaşması ve hacim oranının artmasına maledilir.



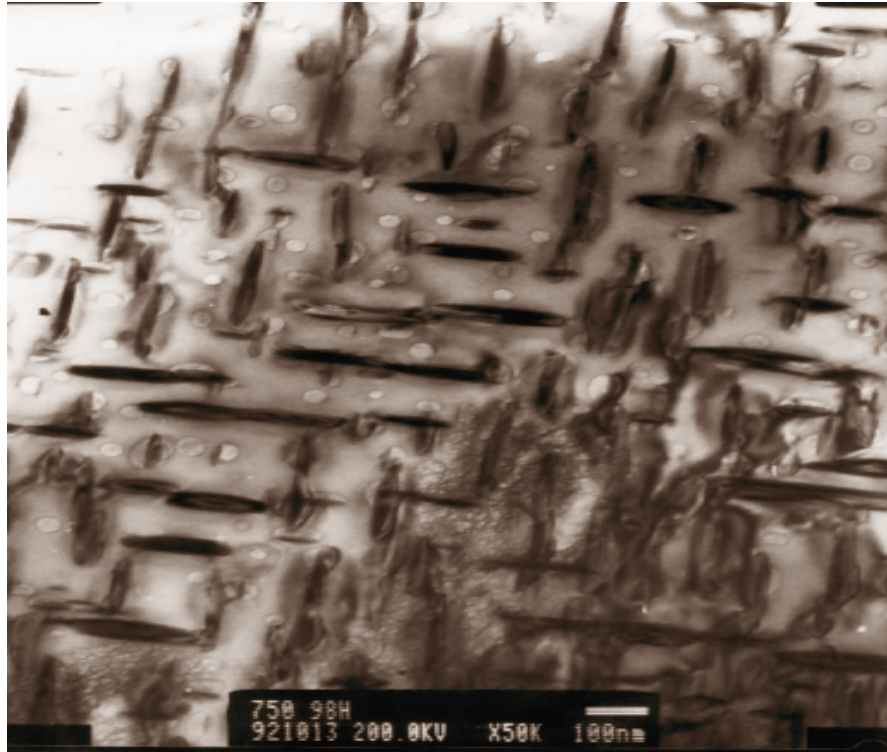
Şekil 12.2. 680 °C ve 750 °C için tavlama süresine bağlı olarak sertlikteki değişim [19]



Resim 12.1. 680°C'de 4 saat yaşlandırılmış malzemedan alınan karanlık bölge mikrofotografı [19]

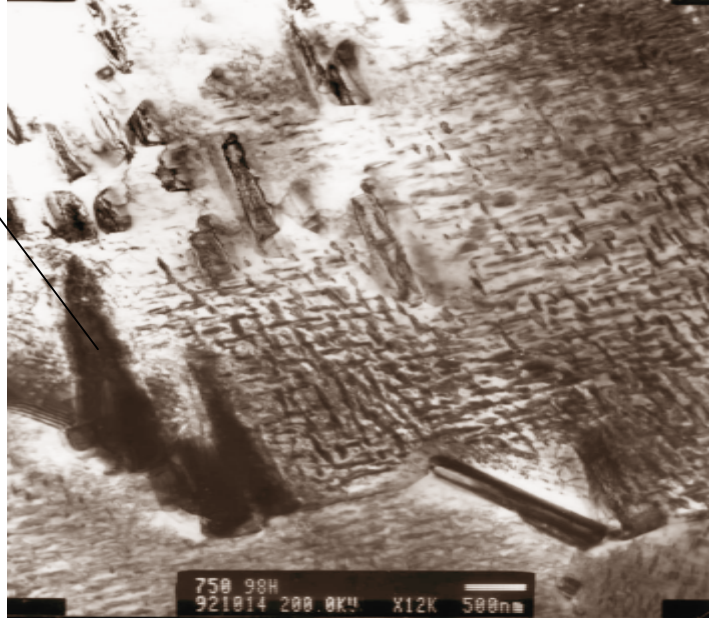
Şekil 12.2’de görüldüğü gibi, 750 °C’de 4 saat yaşlandırmada γ' fazı çökmesi ile sertlik hızla artar. 4 saatlik yaşlandırma esnasında ortalama 30 nm olan γ' plakaları 50 saatlik yaşlandırma süresince büyüyerek 80 nm’ye ulaşır. Sertlik değerinde meydana gelen düşüş bu büyümeden yani γ' partiküllerinin kabalaşmasından kaynaklanmaktadır.

750 °C’de 100 s yaşlandırmada γ' çökeltileri hala ince plaka şeklindedir. Ortalama boyutu 120 nm’ye kadar çıkan γ' çökeltilerinin hacim oranı ise azalır ve bu fazın yerini δ çökeltisi almaya başlar. Bu durum Resim 12.2 ve Resim 12.3’te görülmektedir. Resim 12.3 dikkatli incelendiğinde tane sınırlarında oluşan δ çökeltilerinin γ' çökeltilerinin yerini alarak tane içine doğru ilerlediği görülmektedir [19].



Resim 12.2. 750 °C’de 100 saat yaşlandırmada oluşan γ'' fazını gösteren TEM mikrofotografı [19]

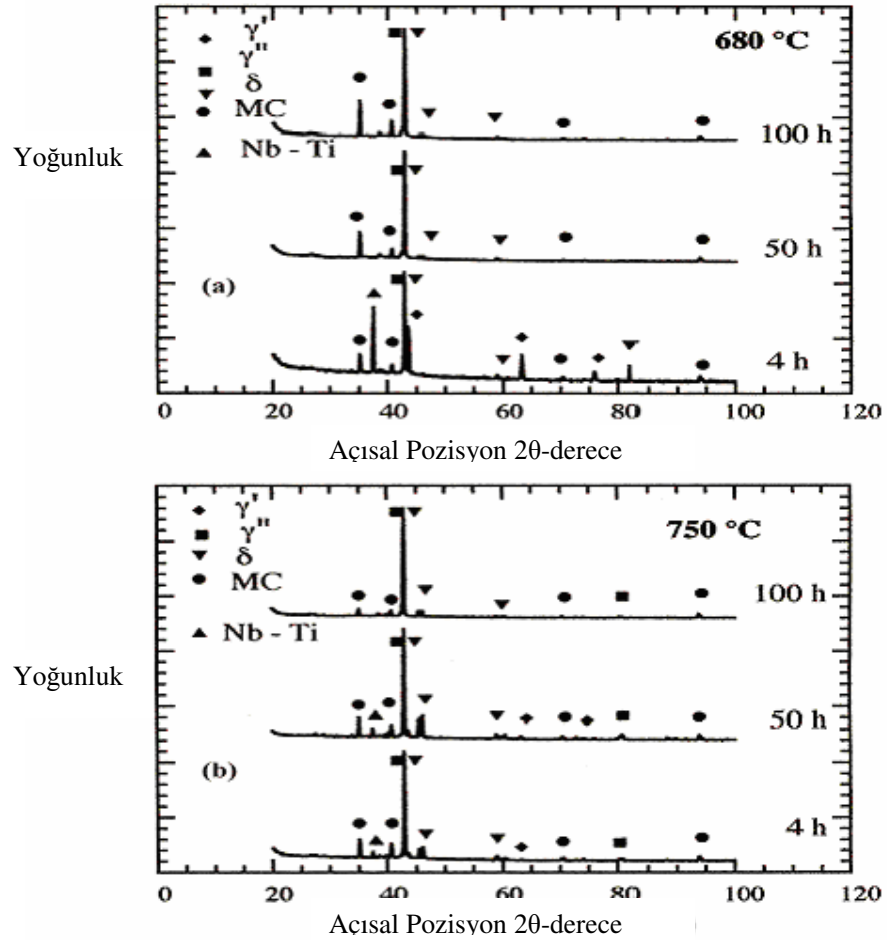
δ partikülünün
tane içine
doğru
büyümesi



Resim 12.3. 750 °C’de 100 saat yaşlandırmada azalan γ' partiküllerinin aksine hacim oranı giderek artan δ partiküllerini gösteren TEM mikrofotoğrafı [19]

δ fazı hacim oranı artan yaşlandırma sıcaklığı ve zamanı ile artar. Bu yüzden, sertlik değerindeki azalmanın ilk olarak hızla kabalaşan ve kısmen çözünen γ' fazına, ikinci olarak artan δ fazı hacim oranına bağlı olduğu sonucuna ulaşılır.

Şekil 12.3’de 680 ve 750 °C sıcaklıklarda farklı yaşlandırma sürelerine bağlı olarak oluşan fazların dağılımını gösteren bir X ışını grafiği görülmektedir. Grafiğe göre yapıda γ' , γ ve δ fazlarına ilaveten bir de MC karbürleri oluşmaktadır. Bu karbürleri oluşturan en önemli iki element Nb ve Ti’dir ve bu karbürler mukavemeti artırıcı etki gösterir [19].



Şekil 12.3. (a) 680 °C ve (b) 750 °C’de farklı sürelerde tavlanan numuneler için X ışını kırınım değerleri [19]

13. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada yüksek sıcaklıklarda kullanılan bir süperalaşım olan Inconel 718'in TM yöntemi ile üretimi gerçekleştirilmiştir. Çalışmada farklı presleme basınçlarında, farklı sinterleme sıcaklıklarında ve farklı sinterleme atmosferlerinde alaşımın üretilebilirliği araştırılmış ve oluşan mikroyapılar incelenerek mekanik özellikler tespit edilmiştir.

13.1. Kullanılan Toz ve Özellikleri

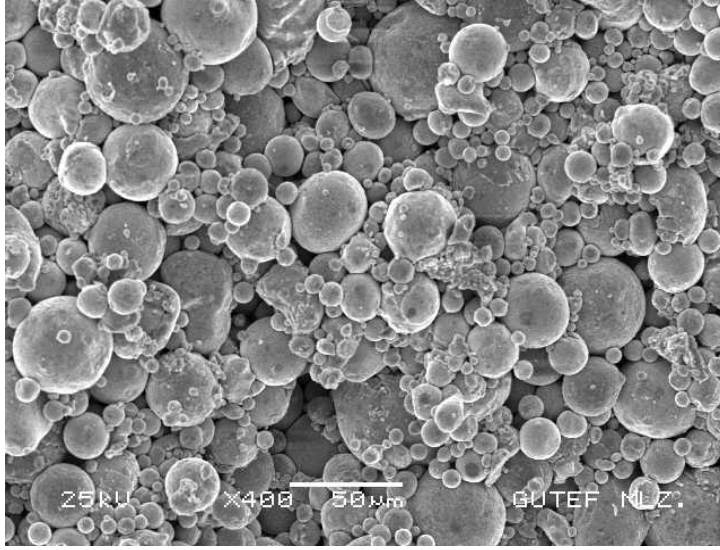
Çalışmalarda Starck GmbH firmasından temin edilen ön alaşımlanmış, gaz atomizasyonu yolu ile üretilmiş maksimum 53 µm boyuta ve Çizelge 13.1'deki kimyasal bileşime sahip toz kullanılmıştır. Toz morfolojisi ise Resim 13.1'de verilmiştir.

Çizelge 13.1. Kullanılan Inconel 718 tozunun kimyasal bileşimi (%)

Nikel	50-55
Krom	17-21
Demir	kalan
Niobyum	4,75-5,5
Molibden	2,8-3,3
Titanyum	0,65-1,15
Mangan	0,35
Diğer elementler	0,2-0,8Al, 0,3Cu, 0,08C, 0,015P, 0,015S, 0,006B

13.2. Pilot Çalışmalar

Pilot çalışmalar için 10 mm çapında ve 10 mm yüksekliğinde silindirik numuneler preslenerek sinterlenmiştir. Sinterleme sonrası numunelerin yoğunluk ve sertlik değerleri ölçülmüş, SEM, dijital mikroskop ve optik mikroskopta mikroyapıları incelenmiş ve EDAX cihazında kimyasal analizleri yapılmıştır.



Resim 13.1. Inconel 718 toz morfolojisi

13.3. Tozların Preslenmesi

Presleme işlemleri, 10x10 ebatlarında mikroyapı numuneleri ve 6,35 x 12,7 x 31,7 ebatlarında çapraz kırılma numuneleri elde edilecek şekilde kalıplar kullanmak suretiyle tek yönlü hidrolik preslerde yapılmıştır. İşlem sırasında oluşacak sürtünmeleri azaltmak için kalıp iç yüzeylerine etil alkol + çinko stearat çözeltisi sürülmüştür. Presleme işlemleri Gazi Üniversitesi Metal ve Yapı Eğitimi laboratuvarlarında yapılmış olup presleme hızı 1,5 mm/dak – 10 mm/dak arasında değiştirilerek uygun presleme hızları ve presleme basıncı 250-1250 MPa arasında değiştirilerek uygun presleme basınçları bulunmaya çalışılmıştır. Presleme işlemleri bağlayıcı kullanarak veya kullanmadan yapılmıştır.

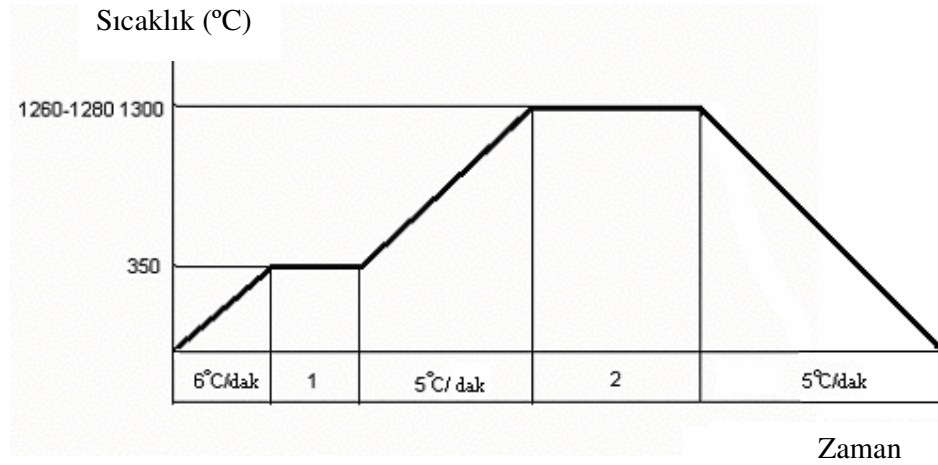
13.4. Preslemede Kullanılan Bağlayıcılar

Bağlayıcı kullanılmadan yapılan çalışmalarda farklı presleme basınçları denenmesine rağmen numunelerin istenilen şekilde kalıptan çıkarılması sağlanamamıştır. Bu nedenle bağlayıcı kullanımına karar verilmiştir. Bağlayıcı kullanılarak yapılan çalışmalarda PEG (polietilen) glikol 1500, parafin-balmumu-

stearik asit karışımı ve akresol bağlayıcı olarak kullanılmış ve bunlar ideal bağlayıcı oranının belirlenmesi için toz malzemeye farklı oranlarda katılmıştır.

13.4.1. PEG (Polietilen Glikol) kullanılarak yapılan çalışmalar

PEG daha önce TM yöntemi ile süperalaşım üretimi üzerine yapılan çalışmalarda bağlayıcı olarak kullanılmıştır [37]. Bu çalışmada kullanılan PEG, SONMAK firmasından alınmıştır. Yapılan çalışmalarda PEG etil alkol içerisinde çözülerek toz malzemeye % 1-1,5-1,7 ve 2 oranlarında katılmış ve elde edilen toz-bağlayıcı karışımları 250-1250 MPa arasında değişen çeşitli basınçlarda preslenmiştir. Presleme ile elde edilen tabletler Şekil 13.1’de görülen sinterleme sıcaklığı-zaman grafiğine uygun olarak sinterlenmiştir. Sinterleme esnasında bağlayıcının yapıdan uzaklaştırılması için 350 °C’de 1 saat beklenmiştir. Sinterleme sonrası numunelerin yoğunlukları ve sertlikleri ölçülmüş ve mikroyapıları incelenmiştir.



Şekil 13.1. Sinterleme sıcaklığı-zaman grafiği

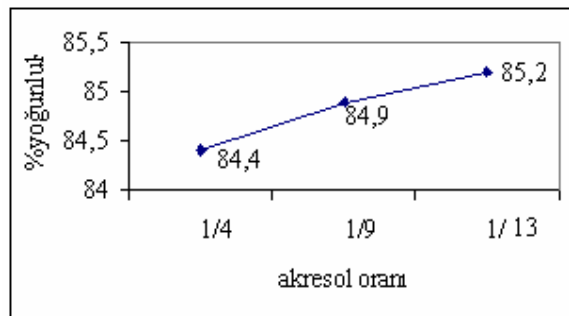
13.4.2. Parafin - polietilen - stearik asit kullanılarak yapılan çalışmalar

Parafin, polietilen, stearik asit karışımı daha önce yapılan toz enjeksiyon kalıplama çalışmalarında bağlayıcı olarak kullanılmıştır [16]. Bu çalışmada ise hem bu karışım hem de yalnızca polietilen bağlayıcı olarak kullanılmıştır. Karışım %60 parafin, %35 polietilen ve %5 stearik asidin turbo karıştırıcıda 1 saat süreyle

kariştırılmasıyla oluşturulmuştur. Bağlayıcılar toz malzemeye ağırlıkça %2 oranında katılarak 250-1250 MPa arasında değişen çeşitli başınçlarda preslenmiştir. Preslenen numunelere 300 ve 500 °C’de 1 saat bağlayıcı giderme, 1300 °C’de ise 2 saat sinterleme uygulanmıştır. Elde edilen numunelerin resimleri çekilmiş ve yoğunlukları ölçölmüştür.

13.4.3. Akresol kullanılarak yapılan çalışmalar

Deneyisel çalışmanın bu aşamasında akresol, bağlayıcı olarak kullanılmıştır. Plot çalışmalar için toz malzemeye 1/5, 1/9, 1/13 ve 1/15 oranlarında akresol katılarak 500 MPa başınçta presleme yapılmış ve ideal akresol oranı bulunmaya çalışılmıştır. 1/15 oranında akresol katılarak preslenen numuneler bağlayıcı oranının yetersizliğinden dolayı dağılmıştır. Diğer akresol oranlarında preslenen numuneler kalıptan tam çıkmamasına karşın yeterli boyutta olan parçalar 1300 °C’de sinterlenmiş, bağlayıcıyı yapıdan uzaklaştırmak için 80 ve 350 °C’de 1 saat beklenmiştir. Sinterleme sonrası numunelerin yoğunlukları ölçölmüş ve elde edilen değerler şekil 13.2’de verilmiştir. En iyi yoğunluk değeri 1/13 oranında elde edildiğinden akresolle yapılan çalışmalarda bu oranda akresol bağlayıcı olarak kullanılmıştır.



şekil 13.2. Akresol bağlayıcı kullanılarak 500 MPa başınçta preslenip 1300 °C’de sinterlenmiş numunelerde akresol oranına bağlı olarak yoğunluk değişimi

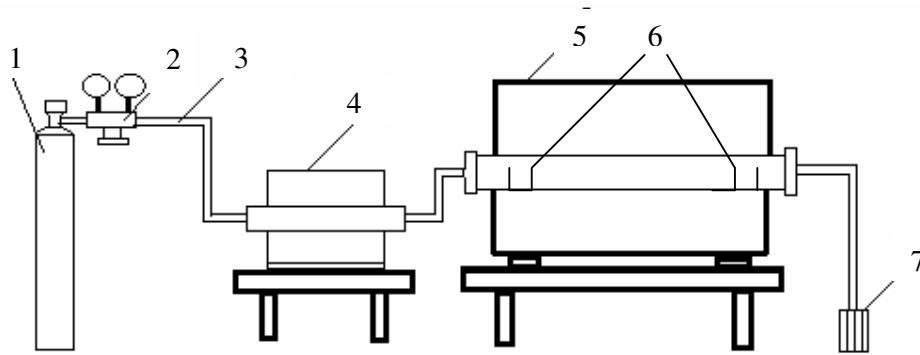
13.5. Tozların Sinterlenmesi

Sinterleme işlemleri önce G.Ü. Metal Eğitimi Bölümü laboratuvarlarındaki Protherm ve SFL marka yatay tüplü fırınlarda, 1260, 1280 ve 1300 °C sıcaklıklarda; 2, 4 ve 8 saat beklenerek, koruyucu gaz atmosferi (argon gazı) veya vakum atmosferinde yapılmıştır.

13.6. Kullanılan Fırın Atmosferleri

13.6.1. Koruyucu gaz atmosferi kullanılarak yapılan sinterleme çalışmaları

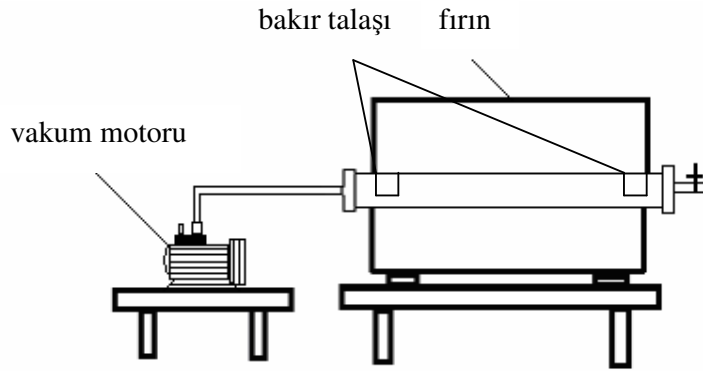
Koruyucu gaz ile yapılan çalışmalarda %99,9 saflıkta argon gazı kullanılmış olup gazın saflığının artırılabilmesi ve içerisindeki nem ve oksijenin alınabilmesi için sisteme içerisinde bakır talaşı bulunan 500 °C'ye ayarlı ikinci bir fırın adapte edilmiştir. Şekil 12.3'te sinterleme çalışmasının yapıldığı fırın düzeneğinin şematik resmi görülmektedir. Ayrıca bu çalışmalarda, oksitlenmeyi engelleyip daha iyi verim alabilmek için sinterleme fırınının uç kısımlarına Şekil 13.3'de 6 numara ile gösterildiği gibi bakır talaşı yerleştirilmiştir.



Şekil 13.3. Sinterlemede kullanılan fırın düzeneği; 1. Gaz tüpü, 2. Manometre, 3. Gaz hortumları 4. Gaz kurutucu fırın, 5. Sinterleme fırını, 6. Bakır talaşı, 7. Gaz çıkış kontrol kabı

13.6.2. Fırına vakum motoru ilave edilerek yapılan sinterleme çalışmaları

Bu çalışmalarda fırın tüpünün bir ucuna vakum motoru bağlanıp diğer ucu kapatılmıştır. Sızdırmazlığın temini için hortum bağlantı bölgeleri ve fırının kapak ağızları sıvı conta ile sıvanmıştır. Numunelerin oksitlenme riskini azaltabilmek için fırın tüpü içerisine bir miktar bakır talaşı yerleştirilmiştir. Şekil 13.4’de vakum motoru bağlanmış fırın düzeneğinin şematik resmi görülmektedir.

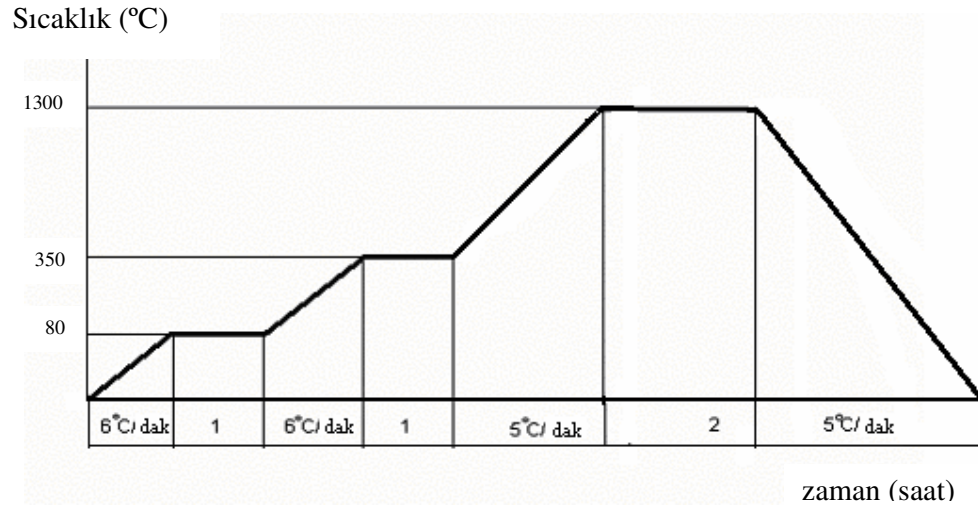


Şekil 13.4. Vakum motoru bağlanmış fırın düzeneği

13.6.3. Vakumlu fırında yapılan sinterleme çalışmaları

Koruyucu gaz atmosferinde ve ilave vakum motoru ile sağlanan vakum atmosferinde istenilen sonuçlar alınamamıştır. Bu nedenle vakum atmosferli fırında sinterleme işleminin yapılmasına karar verilmiştir. Sinterleme çalışmaları Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Karabük Teknik Eğitim Fakültesi’nde bulunan Thermal Technology GmbH Hoch Temperature Ofen Systeme marka fırında yapılmıştır. Bu çalışmalar Şekil 13.5’deki sıcaklık-zaman grafiğine göre, aşağıdaki işlem basamakları uygulanarak gerçekleştirilmiştir;

1. fırının argon gazı ile temizlenmesi
2. vakum ile fırındaki argon ve havanın alınması
3. sisteme tekrar 20 dak süre ile argon verilmesi
4. 10^{-3} mb kaba vakum yapılması
5. turbo moleküler pompa ile 10^{-5} mb hassas vakum uygulaması



Şekil 13.5. Vakumlu fırında çalışılan sıcaklık-zaman grafiği

13.7. Yoğunluk Ölçümleri

Sinterlenmiş numunelerin yoğunlukları Resim 13.2’de görülen 1/10000 gram hassasiyete sahip Sartorius marka dijital terazi kullanılarak, Arşimet prensibi ile aşağıdaki aşamalar takip edilerek Eşitlik 13.1’e göre hesaplanmıştır.

- Numunenin havadaki ağırlığının ölçümü (W)
- Dara alma
- Su içinde ağırlık ölçümü (G)
- Suyun sıcaklık katsayısının belirlenmesi (Rho)
- Malzemenin yoğunluğu (g)
- Yüzde yoğunluk (%g)

$$\%g = \frac{W / G}{g} \times Rho \times 100 \quad (13.1)$$



Resim 13.2. Dijital terazi (yoğunluk ölçüm kiti ile birlikte)

13.7. Sertlik Ölçümleri

Numune sertlikleri G.Ü. Metal Eğitimi Bölümü, Malzeme laboratuvarındaki Instron Wolpet marka sertlik ölçme cihazında, Vickers cinsinden ölçülmüştür.

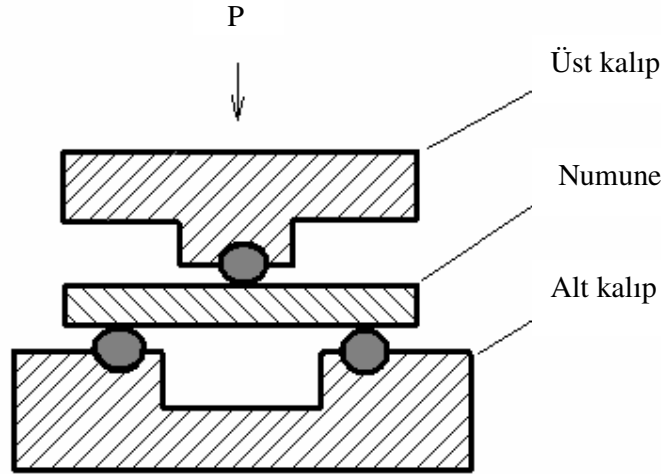
13.8. Çapraz Kırma Deneyi

Çapraz kırma deneyi G.Ü. Yapı Eğitimi Bölümü'nde bulunan Ele Autotest 250 marka hidrolik preste 0,040 mm/dk pres ilerleme hızında yapılmıştır. Şekil 13.6'da çapraz kırma deneyinde kullanılan deney düzeneğinin şematik resmi görülmektedir. Deneylerde çapraz kırma dayanımı, TS 4222 EN ISO 3325 standartlarına uygun olarak Eşitlik 13.2 kullanılarak hesaplanmıştır;

$$\text{Çapraz Kırma Dayanımı} = \frac{3Pl}{2bh^2} \text{ (MPa)} \quad (13.2)$$

Bu formülde;

- P : Numune kırıldığı andaki yük (N)
 l : Destekler arası uzaklık ($25,4 \pm 0,3$ mm)
 b : Numune genişliği (12,7 mm)
 h : Numune yüksekliği (6,35 mm)



Şekil 13.6. Çapraz kırma aparatı kesit görünüşünün şematik gösterimi

13.9. Yaşlandırma İşlemleri

Numunelerin yaşlandırılması, Inconel 718 süperalaşımı için kullanılan standart yaşlandırma işlemine uygun olarak (AMS 5596), Gazi Üniversitesi, Metal Eğitimi Bölümü, Ekstraktif Metalurji Eğitimi laboratuvarındaki SFL marka dikey tüplü fırında yapılmıştır.

Uygulanan yaşlandırma işlemi: Yaşlandırma işlemi için numunelere önce 980 °C’de 1 saat çözündürme işlemi uygulanarak suda hızla oda sıcaklığına soğutulmuştur. Daha sonra numuneler 720 °C’ye ısıtılarak bu sıcaklıkta 8 saat bekletilmiş ve fırında 620 °C’ye soğutulmuş, bu sıcaklıkta 10 saat bekletme sonrası durgun havada soğumaya bırakılmıştır [4].

13.10. Metalografik İncelemeler

Metalografik incelemelerde numuneler testere veya elmas diskli kesme cihazı ile kesilerek (boyutları küçük olan numuneler epoksi reçineye soğuk gömme yapıldıktan sonra), 80'den 1200 meshe kadar zımparalardan geçirilmiş, 1µm elmas pasta ile parlatılmış ve %50 HCl, %10 HNO₃, %2 HF ve %38 saf sudan oluşan çözeltide dağlanmışır. Dağlama süresi yaklaşık 30 saniye olarak uygulanmıştır. Mikroyapı incelemeleri Gazi Üniversitesi, Metal Eğitimi laboratuvarlarında bulunan optik mikroskop, Leica dfc 320 marka dijital mikroskop ve Jeol 6060 lv marka SEM cihazları kullanılarak yapılmıştır.

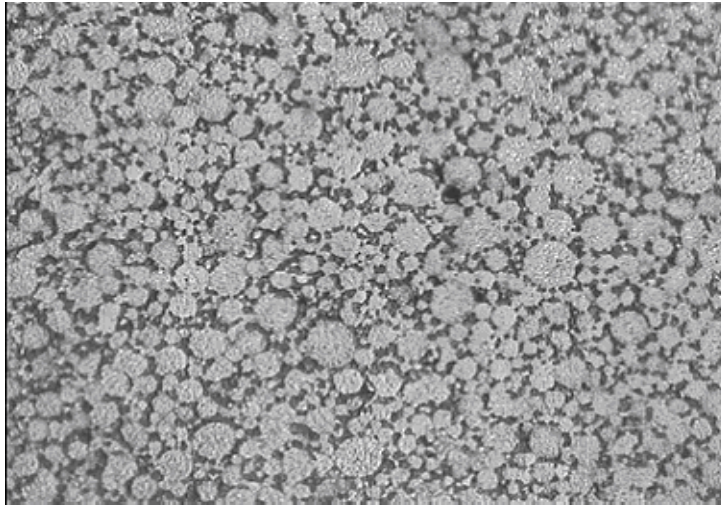
14. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

14.1. Bağlayıcı Kullanılmadan Yapılan Çalışmalar

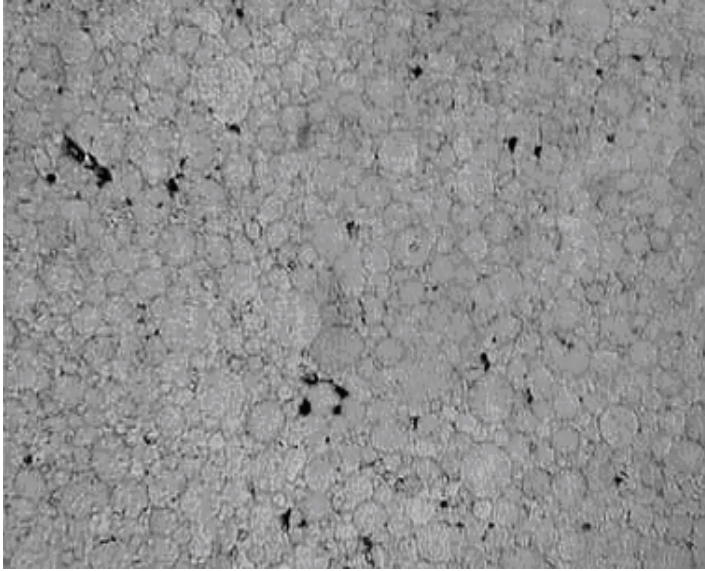
Bağlayıcı kullanılmadan yapılan çalışmalarda farklı presleme basınçları denenmesine karşın numunelerin kalıptan istenilen şekilde çıkarılması sağlanamamıştır. Bu nedenle daha sonraki çalışmalarda çeşitli bağlayıcılar kullanılmıştır.

14.2. Bağlayıcı Olarak PEG (Polietilen Glikol) 1500 Kullanılarak Yapılan Çalışmalar

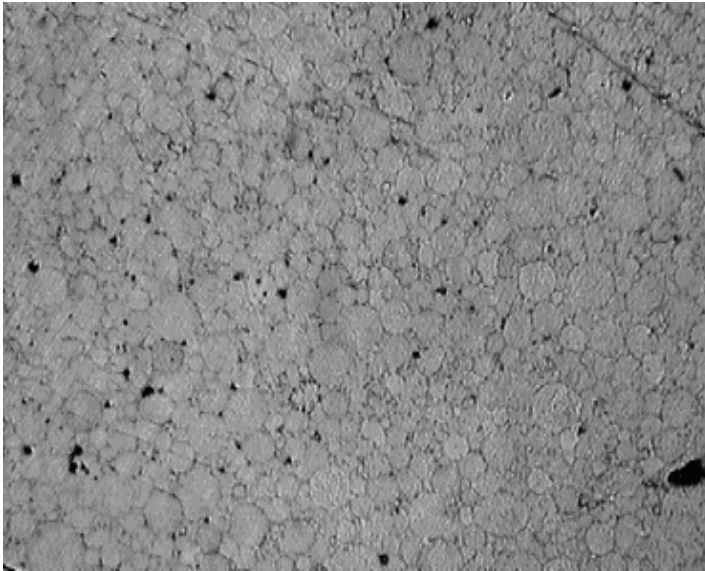
Bu çalışmalarda önce PEG 1500 bağlayıcı, toz malzemeye %1,7 oranında katılmış ve 500 MPa basınçta preslenmiştir. Presleme sonrası numuneler kalıptan katmanlı halde çıkmıştır. Bu katmanlardan sinterlemeye yeterli boyutta olanlar sinterlemeye tabi tutulmuştur. Argon atmosferinde 1260-1280 ve 1300 °C sıcaklıklarda 2 saat sinterlemeye tabi tutulan numunelerden sırası ile Resim 14.1, 14.2 ve 14.3 elde edilmiştir.



Resim 14.1. Etil alkolde çözülmüş PEG bağlayıcı kullanılarak 500 MPa basınçta preslenmiş, 1260°C'de sinterlenmiş IN 718 numuneye ait optik mikroskop resmi, x100



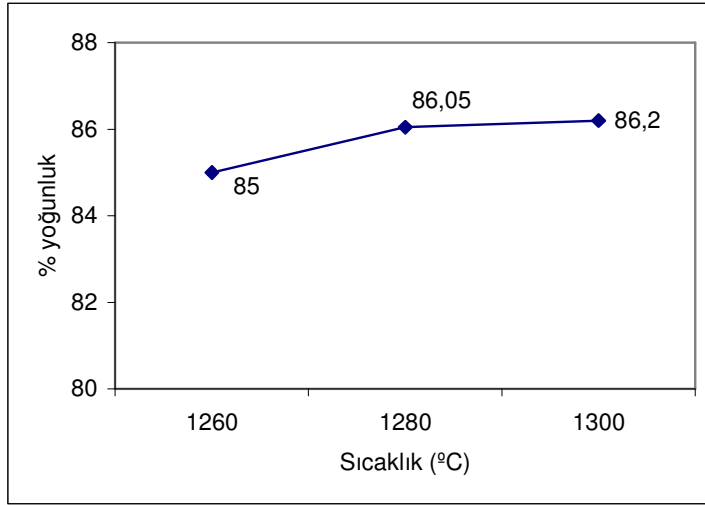
Resim 14.2. Etil alkolde çözülmüş PEG bağlayıcı kullanılarak 500 MPa basınçta preslenmiş, 1280°C’de sinterlenmiş IN 718 numuneye ait optik mikroskop resmi, x100



Resim14.3. Etil alkolde çözülmüş PEG bağlayıcı kullanılarak 500 MPa basınçta preslenmiş, 1300°C’de sinterlenmiş IN 718 numuneye ait optik mikroskop resmi, x100

Sinterleme sonrası Arşimet prensibi ile numunelerin yoğunlukları ölçülmüş olup elde edilen yoğunluk değerlerinin sinterleme sıcaklığı ile değişimi Şekil 14.1’de

verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi en yüksek yoğunluğa 1300 °C’de ulaşıldığından daha sonraki çalışmalarda bu sıcaklık sinterleme sıcaklığı olarak kullanılmıştır. Bu durum Resim 14.1, 14.2 ve 14.3’teki mikroyapı resimlerinden de anlaşılmaktadır. Özellikle 1260 °C’de yeterli yoğunluğa ulaşılmadığı açıkça görülmektedir. TM ile Inconel 718 süperalaşımı üretimi üzerine daha önce yapılan çalışmalarda da benzer sonuçlar tespit edilmiştir [17].



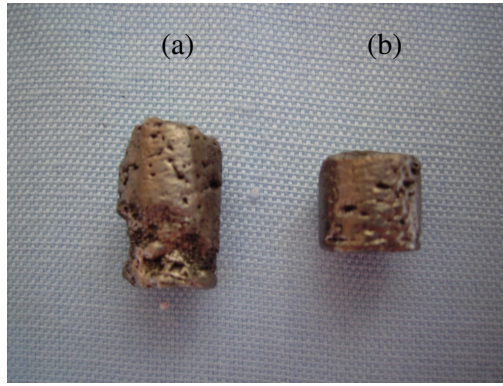
Şekil 14.1. Etil alkolde çözünmüş PEG bağlayıcı kullanılarak 500 MPa basınçta preslenmiş ve 1260-1280 ve 1300 °C’de sinterlenmiş numuneler için yoğunluğun sinterleme sıcaklığı ile değişimi

Kalıptan numuneleri istenilen şekilde çıkarabilmek için presleme basınçları değiştirilmiş (250 MPa’ dan 1250 MPa’ya kadar çeşitli basınçlar), daha dengeli ve homojen basınç uygulamak için hızı ayarlanabilen preste çalışılmış, bağlayıcı oranı %1, %1,5 ve %2 olarak ayarlanıp tekrar presleme yapılmış ancak istenilen şekilde blok numuneler elde edilememiştir. Bu nedenle başka bağlayıcılarla çalışılmasına karar verilmiştir.

14.3. Parafin-Polietilen-Stearik Asit’ten Oluşan Bağlayıcı Kullanımı

Çalışmaların bu kısmında bağlayıcı olarak hem polietilen tek başına, hem de %60 parafin, %35 polietilen, %5 stearik asit karışımı şeklinde kullanılmıştır. Bağlayıcılar

toz malzemeye % 2 oranında katılarak preslenip argon gazı atmosferinde 1300 °C’de sinterlenmiştir. Resim 14.4’te görüldüğü gibi sinterleme sonrası numunelerde gözle görülebilen büyüklükte gözenekli bir yapı oluşmuştur. Yapılan ölçümlerde yoğunluğun %65’i geçmediği belirlenmiştir. Bunun üzerine aynı bağlayıcılar %1 ve %1,5 oralarında katılarak tekrar numuneler preslenip sinterleme yapılmış fakat yoğunlukta iyileşme sağlanamamıştır. Bu bağlayıcılardan istenilen verimin alınamaması üzerine bağlayıcı değiştirilmesine karar verilmiştir.

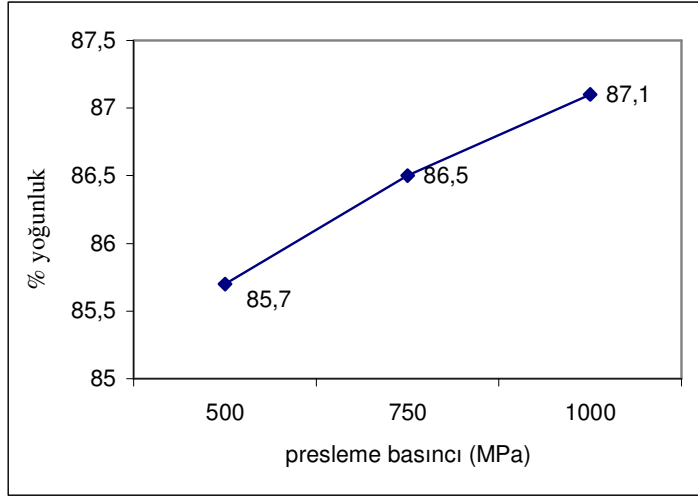


Resim 14.4.1300 °C’de sinterlenen numuneler

- (a) bağlayıcı olarak parafin + polietilen + stearik asit kullanılan numune,
 (b) bağlayıcı olarak polietilen kullanılan numune

14.4. Akresolle Yapılan Çalışmalar

Bu çalışmalarda önce farklı oranlarda akresol toz malzemeye katılarak 500 MPa basınçta preslenmiş, 1300 °C’de argon gazı atmosferinde sinterlenmiştir. Sinterleme sonrası yapılan yoğunluk ölçümleri ile en yüksek yoğunluğa 1/13 bağlayıcı oranında ulaşıldığı belirlenmiştir (%85,2 yoğunluk, Bkz. Şekil 13.2). Yoğunluk değerinin artırılabilmesi için 1/13 oranında akresol kullanılarak presleme basıncı artırılmış ve sırasıyla 750, 1000 ve 1250 MPa basınçlar kullanılmıştır. 1250 MPa basınç kalıpta hasara neden olduğundan bu basınç değerinde numune üretilenmemiştir. Presleme sonrası numuneler 1300 °C’de 2 saat sinterlenmiş ve yoğunlukları ölçülmüştür. 1000 MPa basınçta daha yüksek yoğunluk elde edildiğinden (%87,1) sonraki çalışmalarda bu basınç değeri kullanılmıştır (Şekil 14.2).

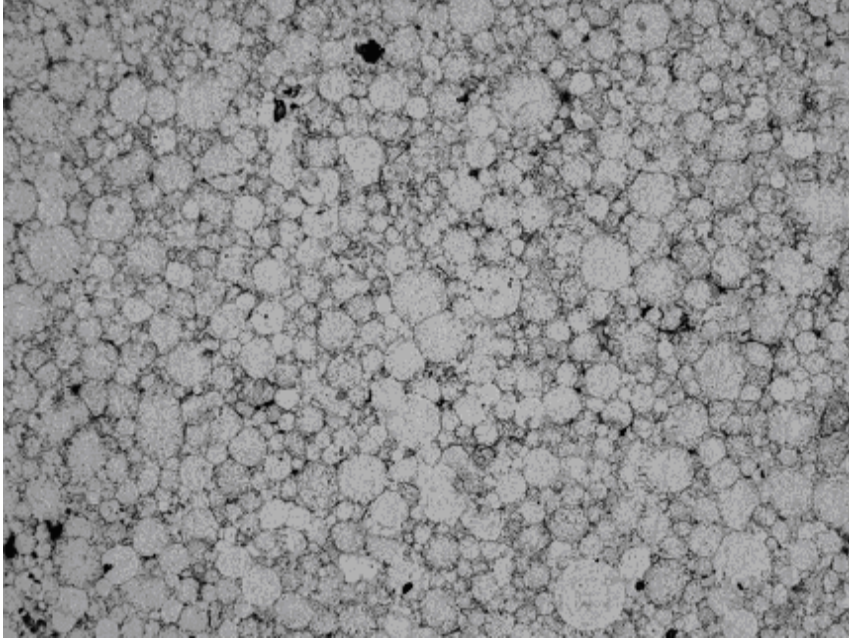


Şekil 14.2. 1/13 akresol kullanılarak 1300 °C’de sinterlenmiş numunelerde presleme basıncı ile sinterleme sonrası yoğunluğun değişimi

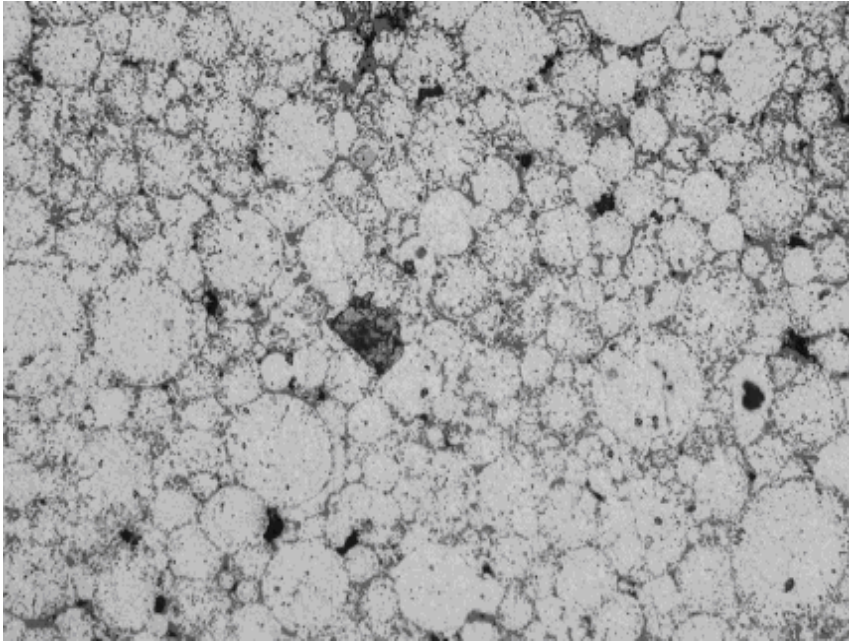
Numunelerin kalıptan sağlam çıkarılması için presleme ve numuneyi kalıptan çıkarma hızları artırılmıştır. İlerleme hızı 1,5 mm/dak’dan 10 mm/dak’ya kadar kademe kademe artırılmış ve presleme hızının yükselmesiyle özellikle 5mm/dak civarında numunelerin kalıp şekline uygun olarak çıkarılması sağlanabilmektedir. Bu ana kadar belirlenen parametreler kullanılarak (1/13 oranında akresol, 1000 MPa presleme basıncı, 1300 °C sinterleme sıcaklığı) yeniden numuneler üretilmiş ve elde edilen numuneler yoğunluk ve sertlik ölçümlerine, metalografik incelemeye, yaşlandırmaya ve çapraz kırma deneyi uygulamalarına tabi tutulmuştur. Çalışmalar sonunda Çizelge 14.1’deki yoğunluk ve sertlik değerleri ve optik mikroskopta yapılan incelemelerle Resim 14.5-14.7’deki mikroyapı resimleri elde edilmiştir.

Çizelge 14.1. Numunelere ait yoğunluk ve sertlik değerleri

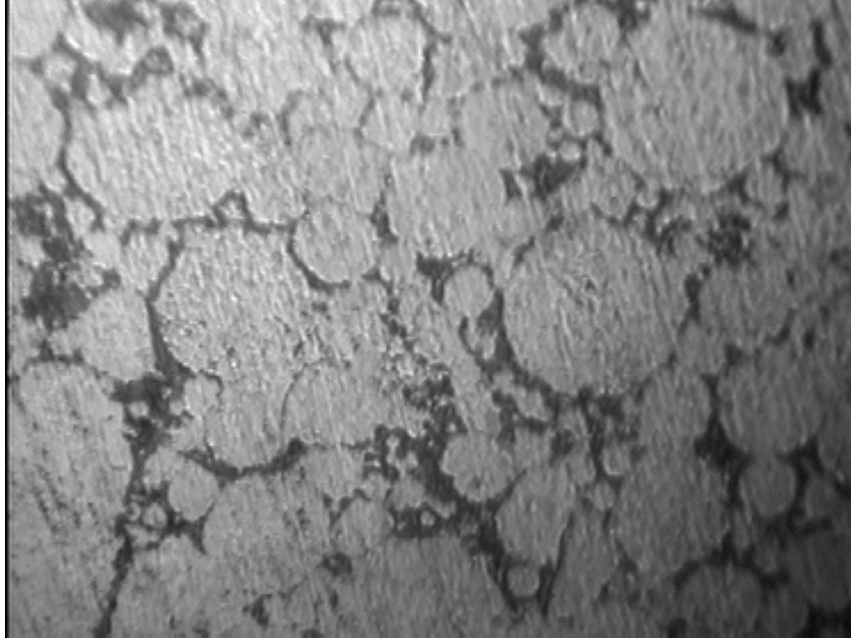
Ortalama Yoğunluk (%)	87,1
Ortalama Sertlik (HV)	210



Resim 14.5. 1/13 akresol kullanılarak 1300 °C'de sinterlenmiş numune yapısı,
x100



Resim 14.6. 1/13 akresol kullanılarak 1300 °C'de sinterlenmiş numune yapısı,
x 200



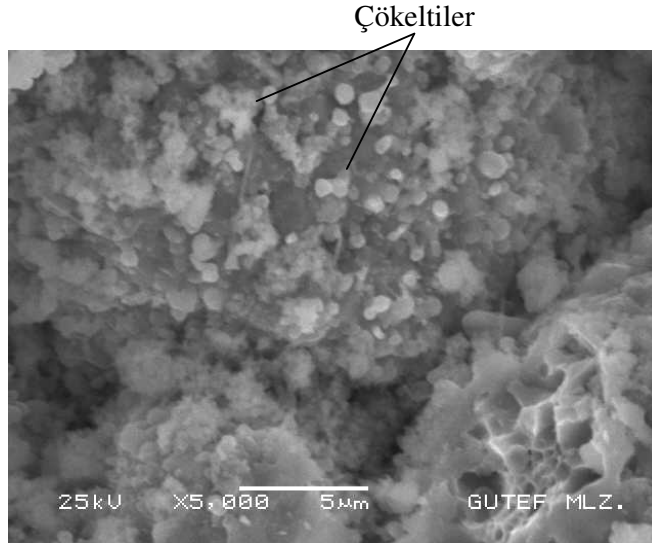
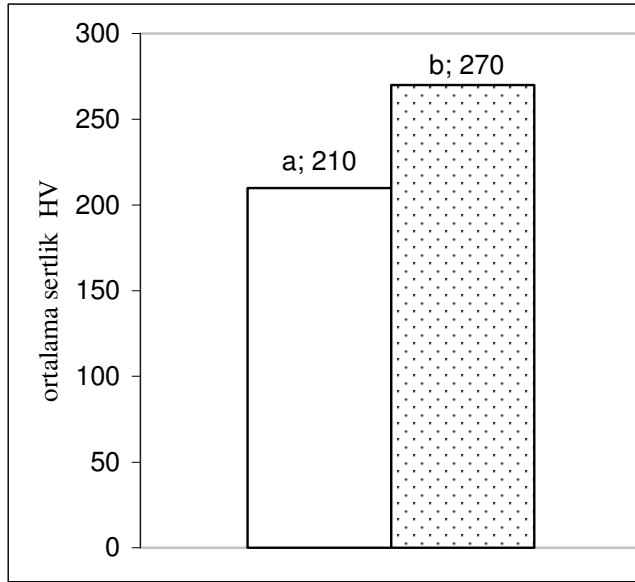
Resim 14.7. 1/13 akresol kullanılarak 1300 °C’de sinterlenmiş numune yapısı, x 400

Resim 14.5, 14.6 ve 14.7’de tane yapılarının yaklaşık eş eksenli ve üç boyutlu düşünüldüğünde küresel olduğu görülmektedir. Yapı incelendiğinde bazı bölgelerde (özellikle tanelerin ara bölgelerinde) gözeneklerin oluştuğu dikkat çekmektedir.

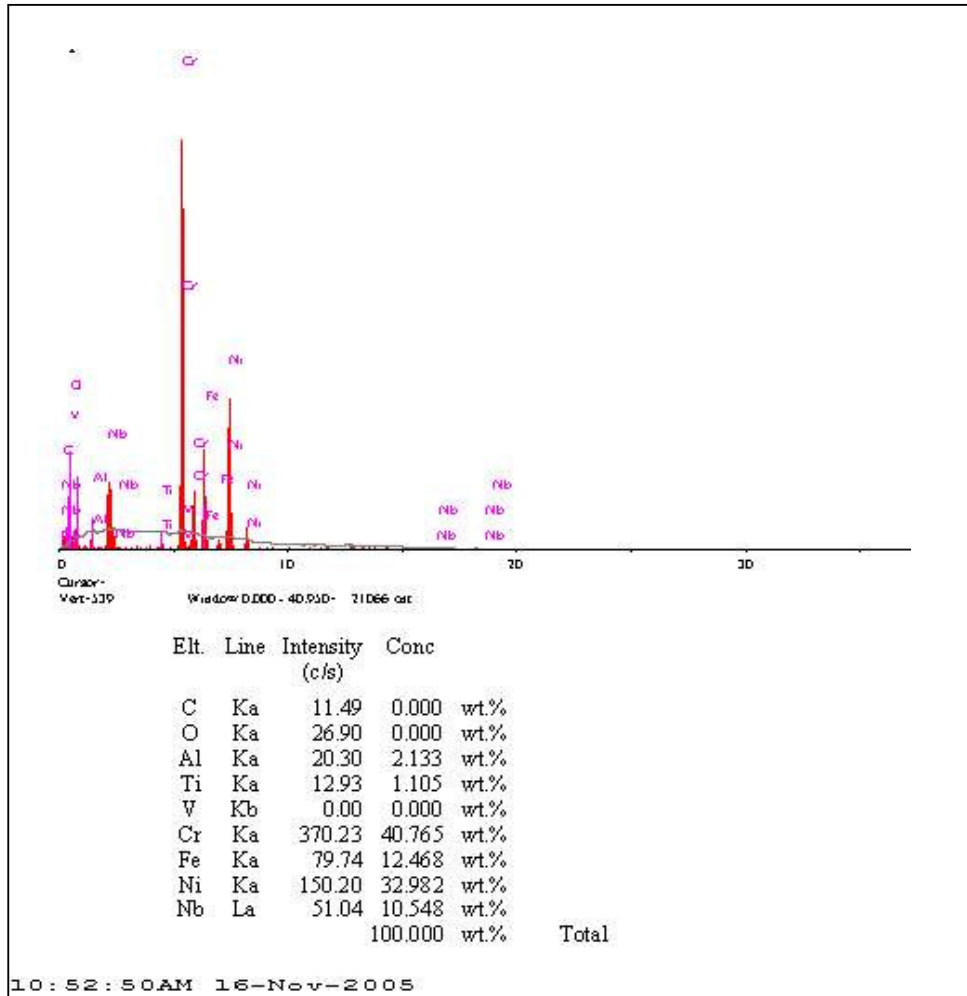
14.4.1. Yaşlandırma işlemleri

Sinterlenen numunelere 980 °C’de 1 saat çözündürme, suda hızla soğutma, 720 °C’de 8 saat bekletme, 620 °C’ye fırında soğutma, 620 °C’de 10 saat bekletme, havada soğutma şeklinde yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Yaşlandırma sonrası yapılan sertlik ölçümleri ile sertliğin arttığı görülmüştür. Yaşlandırmadan önce ortalama 210 HV sertliğe sahip olan numunelerin yaşlandırma sonrası ortalama sertlikleri 270 HV’e çıkmıştır (Çizelge 14.2). Sertlikteki artışın yaşlandırma ile γ' ve γ'' çökeltilerinin oluşması ile sağlandığı düşünülmektedir. Benzer durum daha önce Inconel 718 alaşımının yaşlandırılması üzerine yapılan çalışmalarda da tespit edilmiştir [19]. Resim 14.8’de yaşlandırma ile oluşan çökeltileri gösteren bir SEM resmi, Şekil 14.3’de ise çökeltilerden alınan EDAX grafiği görülmektedir.

Çizelge 14.2. Yaşlandırma ile sertliğin değişimi (a) yaşlandırmadan önceki, (b) yaşlandırmadan sonraki ortalama sertlik (HV)



Resim 14.8. Yaşlandırılmış numuneye ait SEM resmi

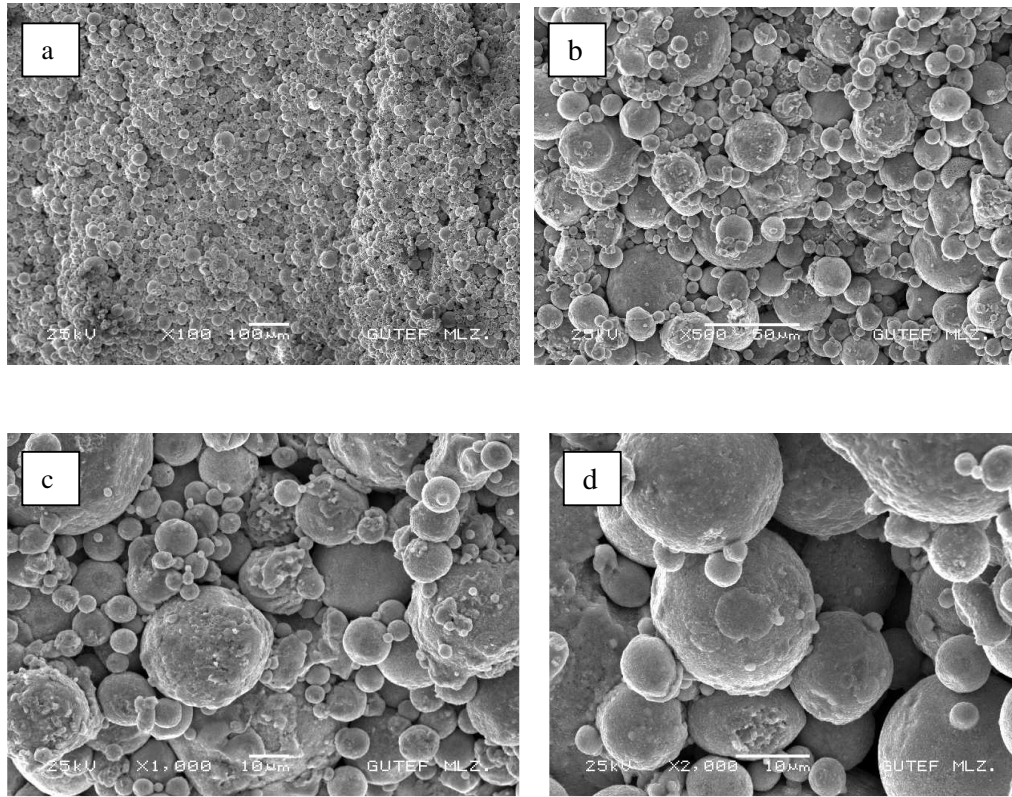


Şekil 14.3. Yaşlandırılmış numunede oluşan çökeltiden alınan EDAX grafiği

Numunede oluşan çökeltiden alınan Şekil 14.3'deki EDAX sonuçlarında Nb yoğunluğu ile Ni yoğunluğu arasındaki oranın yaklaşık 1/3 olduğu görülmektedir. Bu oran, yaşlandırma ile Inconel 718'de oluşan ve sertliği artıran temel faz olan Ni_3Nb 'nin oluştuğunu gösterir. Buradan hareketle Çizelge 14.2'de görülen yaşlandırılmış malzemedeki sertlik artışının Ni_3Nb çökeltilerinden kaynaklandığı tahmin edilmektedir.

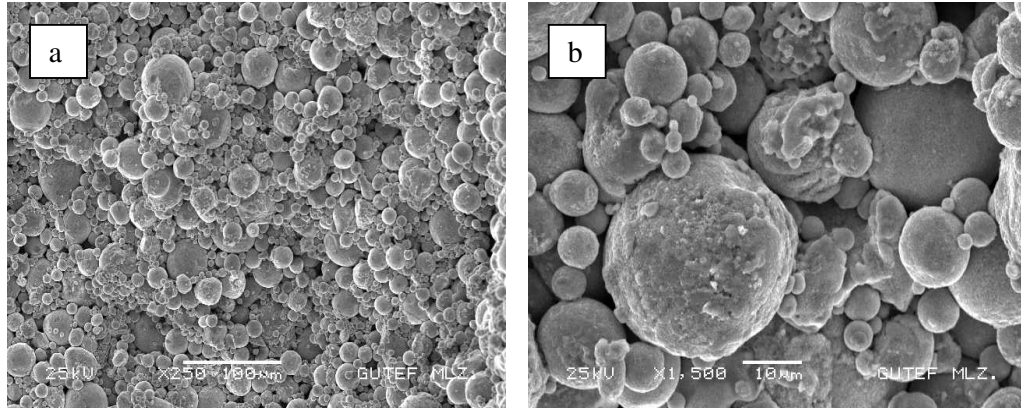
14.4.2. Çapraz kırma deneyi uygulamaları

Akresol bağlayıcı kullanılarak argon atmosferinde sinterlenen numunelere uygulanan çapraz kırma deneyi sonucunda dayanım değerleri çok düşük çıkmıştır ($<20\text{MPa}$). Dayanımının neden düşük olduğunun anlaşılması için numunelerin kırık yüzey SEM incelemesinin yapılmasına karar verilmiştir. SEM incelemeleri sonucunda Resim 14.9 elde edilmiştir.

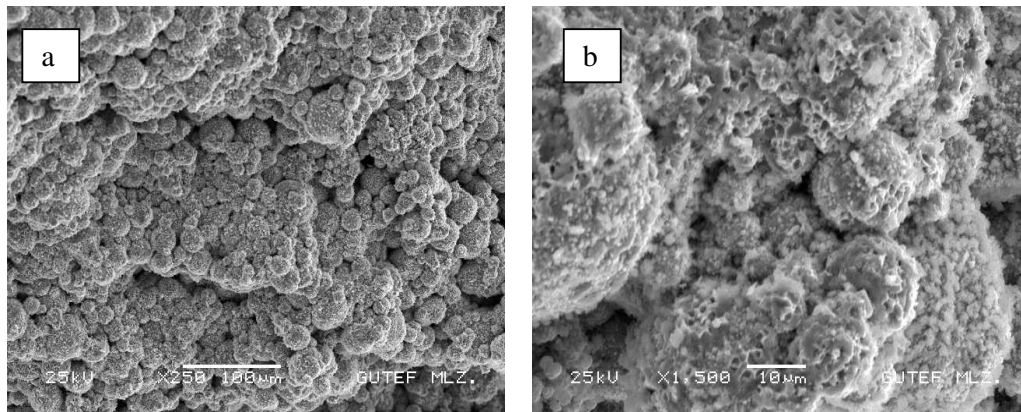


Resim 14.9. Çapraz kırma deneyi uygulanan numunelerin kırık yüzeyinden alınan SEM resimleri, a) x100, b) x500, c) x1000, d) x2000

Yapılan SEM incelemesinde numunelerde iyi bir sinterleme olmadığı, parçaların birbirlerine ancak çok küçük boyunlaşmalarla birleştiği görülmüştür. Bunun sonucu olarak çapraz kırma değerleri çok düşük çıkmıştır. Bunun üzerine diğer metalografik incelemeye tabi tutulan numuneler de kırılarak kırık yüzeylerin SEM incelemesi yapılmıştır. Resim 14.10 ve 14.11’de görüldüğü gibi onlarda da aynı durumla karşılaşmıştır.



Resim 14.10. Metalografik incelemesi yapılan numunelere ait kırık yüzey SEM resimleri,a) x250, b) x1500



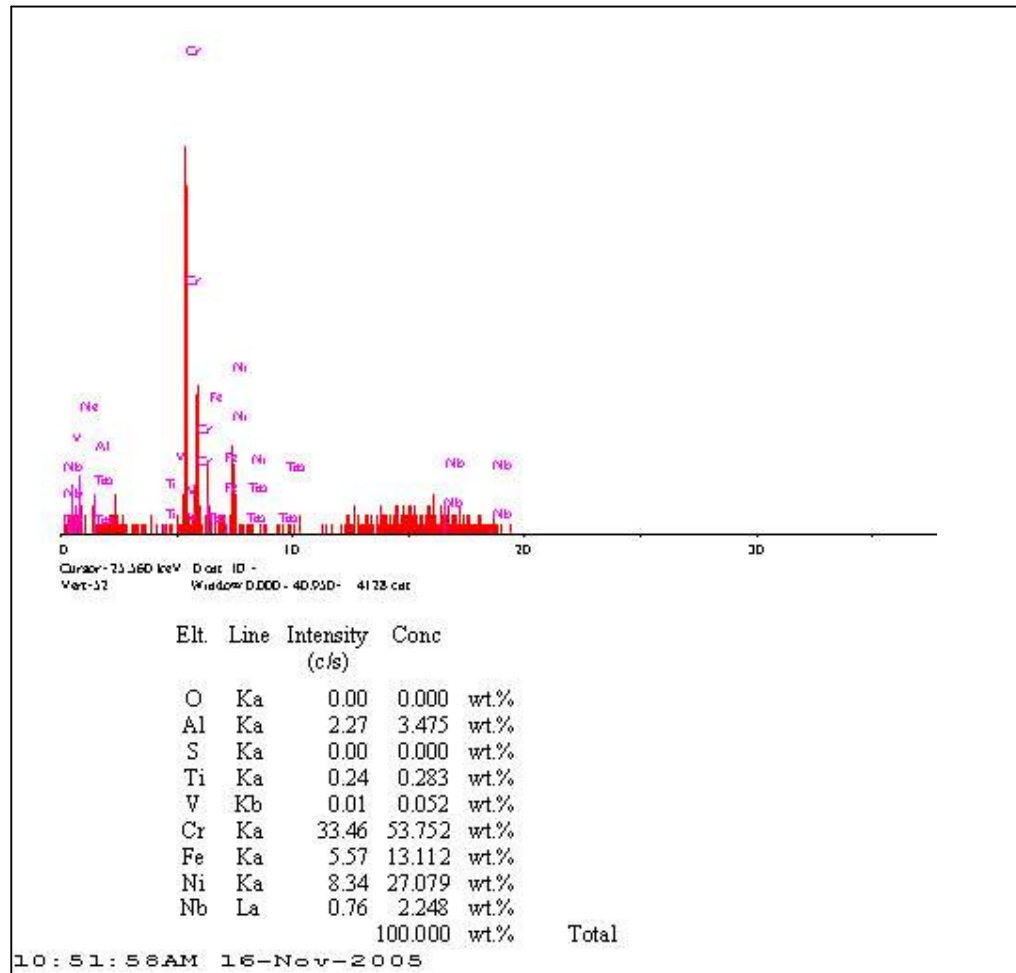
Resim 14.11. Yaşlandırılmış numunelerden alınan kırık yüzey SEM resimleri a) x250, b) x1500

Sinterlemenin istenilen şekilde olmaması, sinterleme esnasında tozların oksitlenmiş olabileceğini veya bağlayıcının sinterleme öncesinde uygun şekilde yapıdan ayrılmamış olması ihtimalini ortaya koymuştur. Bunun üzerine numunelerin EDAX incelemesinin yapılmasına karar verilmiştir.

Şekil 14.4'deki EDAX grafiğine bakıldığında üretilen numunenin % 53 civarında krom elementi içerdiği görülmektedir. Oysa malzemenin normal kompozisyonundaki krom oranı %19'dur (Çizelge13.1). Bu nedenle EDAX cihazının krom olarak tespit ettiği yapının numunelerin yüzeyinde yeterli koruma

sağlanamadığı için oluşmuş Cr_2O_3 filmi olduğu, dolayısıyla numunenin oksitlendiği ve bu yüzden sinterlemenin sağlanamadığı düşünülmektedir.

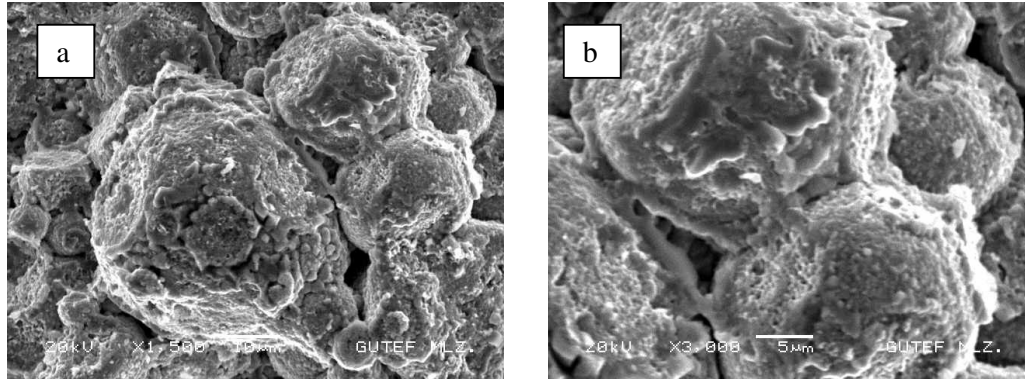
Buraya kadar yapılan çalışmalar sonucunda mevcut koruyucu gaz ile, gaz kurutucu fırın kullanılmasına rağmen yeterli saflık sağlanamadığından sinterlemenin başarılamayacağı anlaşılmış ve vakum atmosferinde çalışmaların devam etmesine karar verilmiştir.



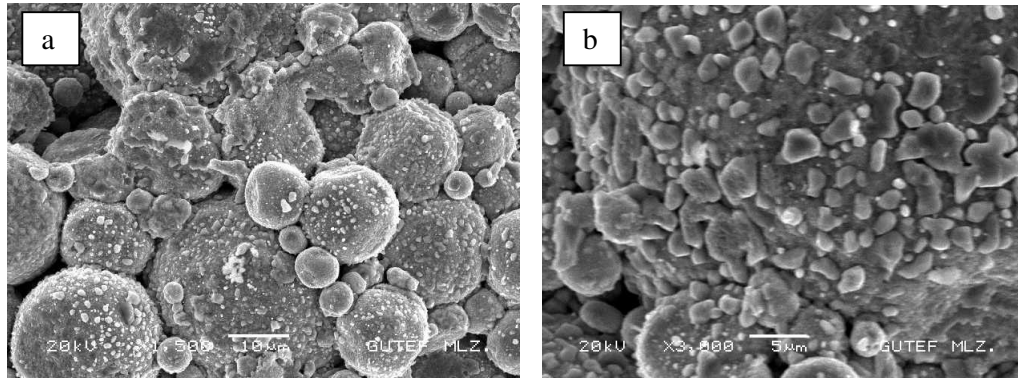
Şekil 14.4. Akresol bağlayıcı kullanılan, argon atmosferinde sinterlenen numuneye ait EDAX grafiği

14.4.3. Dışarıdan vakumlanan fırında elde edilen sonuçlar

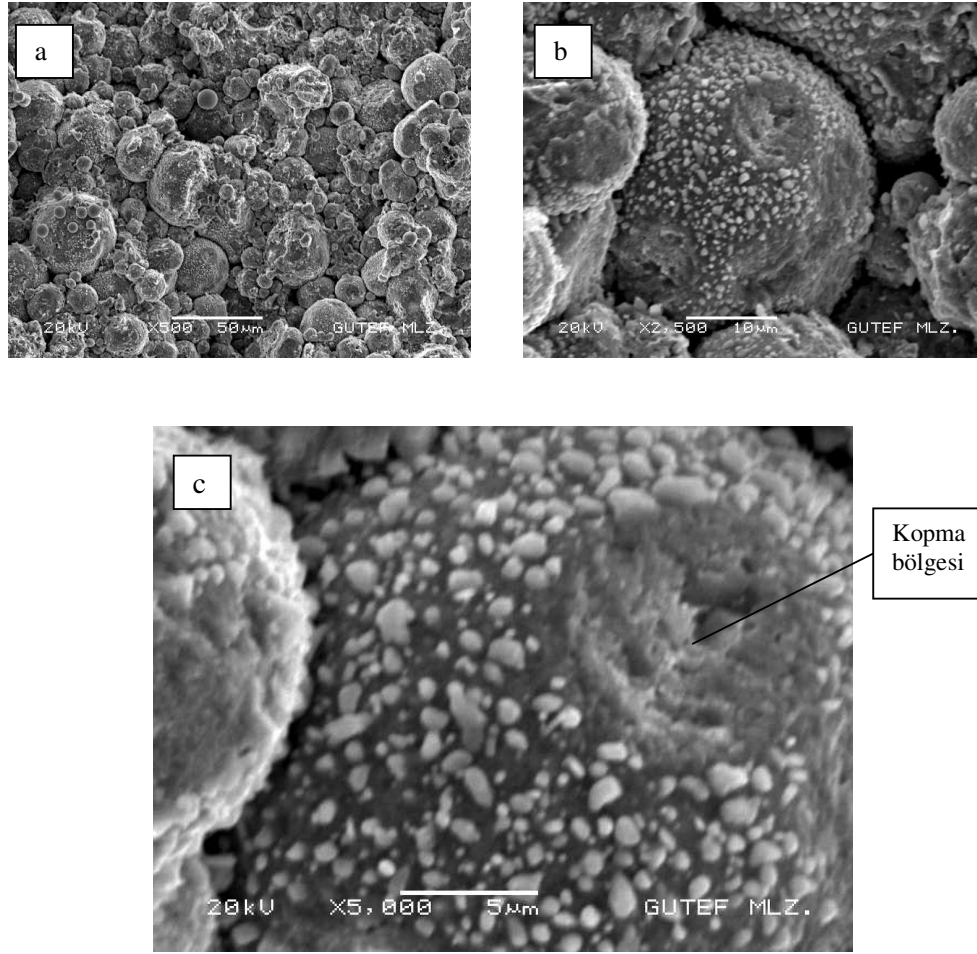
Oksitlenmeyi engellemek için fırına “Deneysel Çalışmalar” kısmında Şekil 13.2’de verildiği gibi ilave bir vakum motoru bağlanıp sinterleme süresi 4 ve 8 saate çıkarılarak yeniden sinterleme yapılmıştır. Sinterlenen numunelerin ortalama yoğunluğu %87,1 olarak ölçülmüştür. Üretilen numuneler kırılarak SEM cihazı ile yapıları incelenmiş ve Resim14.12, 14.13 ve 14.14 elde edilmiştir.



Resim 14.12. Dışarıdan vakumlanan fırında 4 saat sinterlenmiş numunelere ait SEM Resimleri, a) x1500, b) x3000



Resim 14.13. Dışarıdan vakumlanan fırında 8 saat sinterlenmiş numunelere ait SEM resimleri, a) x1500, b) x3000



Resim 14.14. Dışarıdan sağlanan vakum atmosferinde sinterlenen numunelerin kırık yüzey SEM resimleri, a) x500, b) x2500, c) x5000

Oluşturulan vakum ortamında sinterlenen numunelerden alınan Resim 14.12, Resim 14.13 ve Resim 14.14'deki kırık yüzey SEM resimleri incelendiğinde sinterlemenin tam anlamıyla sağlanamadığı görülmektedir. Fakat bu resimler argon atmosferinde sinterlenen numunelerin kırık yüzeylerinden alınan Resim 14.9'daki SEM resimleri ile karşılaştırıldığında oluşturulan vakum atmosferinin daha iyi sinterleme sağlandığı dikkat çekmektedir. Özellikle Resim 14.14.b ve 14.14.c'de görüldüğü gibi toz taneleri arasında kopma bölgeleri oluşmuştur. Oluşan kopma bölgeleri bu kısımlarda boyun vermeler meydana geldiğini göstermektedir. Buradan hareketle iyi bir vakum atmosferi sağlanabilirse sinterlemenin de sağlanabileceği sonucuna varılmış ve orijinal vakum atmosferine sahip bir fırında çalışılmasına karar verilmiştir.

14.4.4. Vakumlu fırında yapılan çalışmalar

Çalışmanın bu aşamasında daha önce belirlenen parametrelerle akresol bağlayıcı kullanılarak mikroyapı numuneleri ve çapraz kırma deney numuneleri yeniden hazırlanmıştır. Sinterleme işlemi 10^{-5} milibarlık hassas vakum atmosferinde, 80 °C ve 350 °C’de birer saat bağlayıcı giderme için beklenerek ve 1300 °C’de 2 saat sinterleme uygulanarak gerçekleştirilmiştir.

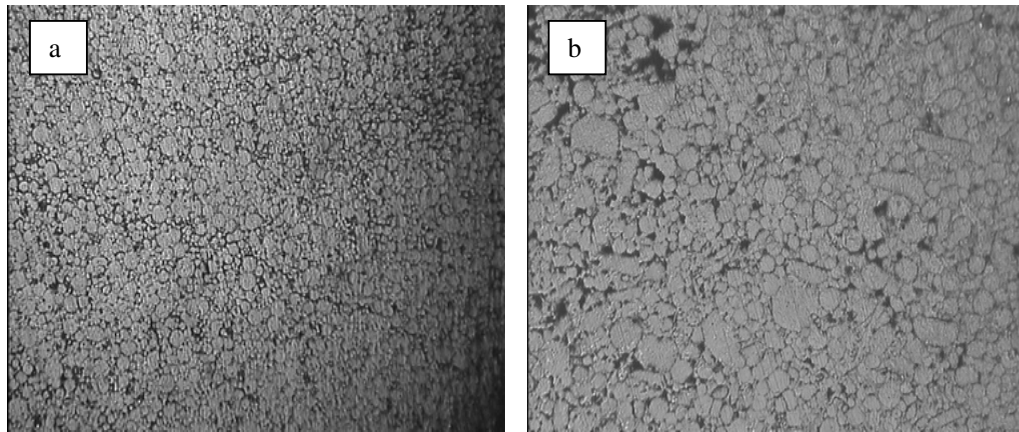
Sinterleme işlemi sonunda numunelerin yoğunlukları ölçülmüş ve ortalama yoğunluk %87,3 olarak bulunmuştur. Yoğunluğun düşük çıkmasının nedeninin preslemede oluşan, Resim14.18’deki SEM resminde görülen kademeleşmeler olduğu tahmin edilmektedir. Ayrıca numunelerin yapılarında az da olsa gözenek mevcuttur. Resim 14.20.b’de oluşan gözeneklerin bir örneği görülmektedir. Bu resmin gözenek dışında kalan kısımlarında ise çok iyi bir sinterleme sağlandığı görüntüsü dikkat çekmektedir.

Yoğunluk ölçümünün ardından mikroyapı numuneleri metalografik incelemeye, çapraz kırma numuneleri ise çapraz kırma testine tabi tutulmuş olup Resim 14.15 ve 14.16’daki optik mikroskop, Resim 14.17’deki dijital mikroskop ve Resim 14.18 – Resim 14.23’deki SEM resimleri elde edilmiştir. Mikroyapı resimlerine bakıldığında yaklaşık eş eksenli tane yapısı elde edildiği görülmektedir (Resim 14.15-Resim 14.17). Bu tane yapısı bir çok uygulama için istenen önemli bir özelliktir. Örneğin bu tane yapısı, tane sınırı enerjisini ve gerilimini azaltır, boşlukları en iyi dolduracak paketlemeyi sağlar ve malzemelere daha izotropik mekanik özellikler kazandırır [9].

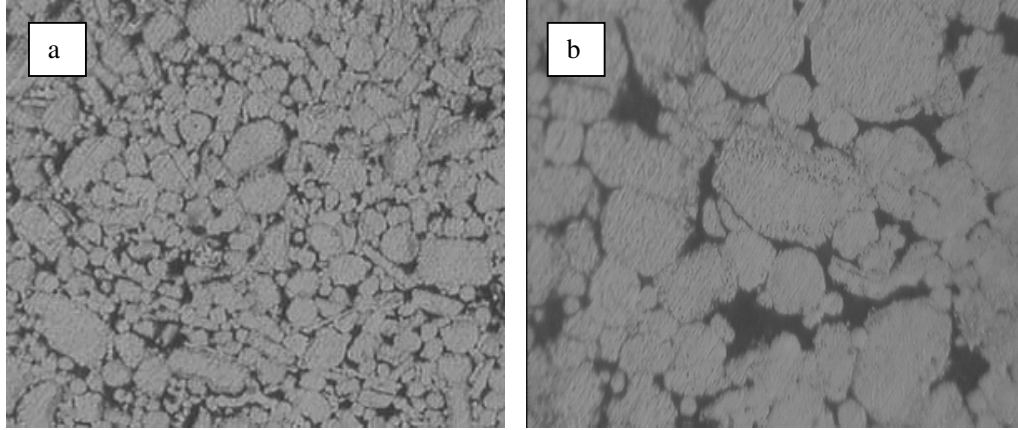
Resim 14.17’deki dijital mikroskop resimleri incelendiğinde sinterlenen numunelerin yapısında bir miktar bağlayıcı kaldığı görülmektedir. Koruyucu gaz atmosferinde sinterlenen numunelerden alınan mikroyapı resimlerinde bu kadar fazla bağlayıcı kalıntısına rastlanmamıştı (Bkz Resim 14.5, 14.6 ,14.7). Bu nedenle TM ile Inconel 718 süperalaşımı üretiminde vakumlu fırında sinterlemede bağlayıcı uçurmanın, koruyucu gaz atmosferinde sinterlemeye göre daha zor olduğu söylenebilir. Elde edilen sonuçlar, vakumlu fırında sinterleme işleminde bağlayıcı

uçurma işleminin önceden başka bir fırında yapılıp, bağlayıcı yapıdan tamamen uzaklaştırıldıktan sonra sinterleme işlemine geçilmesi gerektiğini göstermektedir.

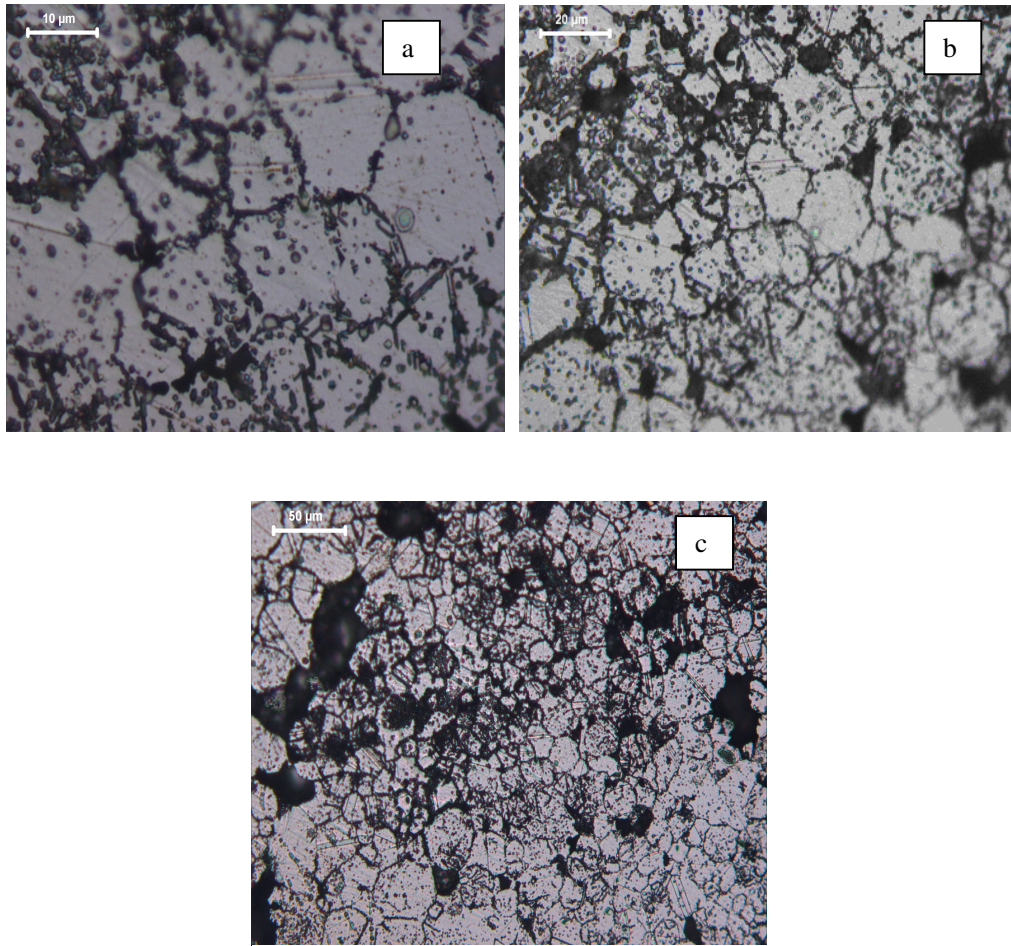
Çapraz kırma işlemine tabi tutulan numunelerin kırık yüzeylerinden alınan SEM resimlerine bakıldığında sinterlemenin başarılı olduğu görülmektedir (Resim 14.18-Resim14.23). Numunelerin kırık yüzeylerinde oluşan kopma bölgeleri Resim 14.19’da verilmiştir. Bu kopma bölgelerinin SEM resmi, argon atmosferinde sinterlenen numunelerin kırık yüzeylerinden alınan Resim 14.9’daki SEM resimleri ile karşılaştırıldığında iki sinterleme atmosferinin sinterleme üzerindeki etkileri daha iyi anlaşılmaktadır. Zira argon atmosferinde sinterlenen numunelerde hemen hemen hiç kopma bölgesi oluşmazken vakum ortamında sinterlenen numunelerde çok büyük kopma bölgeleri oluşmuştur. Ayrıca vakum ortamında sinterlenen numunelerin toz taneleri arasında neredeyse hiç boşluk kalmayacak şekilde birleşme sağlandığı Resim14.20.a ve 14.21’de açıkça görülmektedir. Böyle bir birleşme argon atmosferinde yapılan çalışmalarda elde edilememiştir. Buradan hareketle TM ile Inconel 718 alaşımının üretiminde, vakum atmosferinin yüksek saflıktaki argon atmosferine nazaran çok daha iyi sonuçlar verdiği söylenebilir.



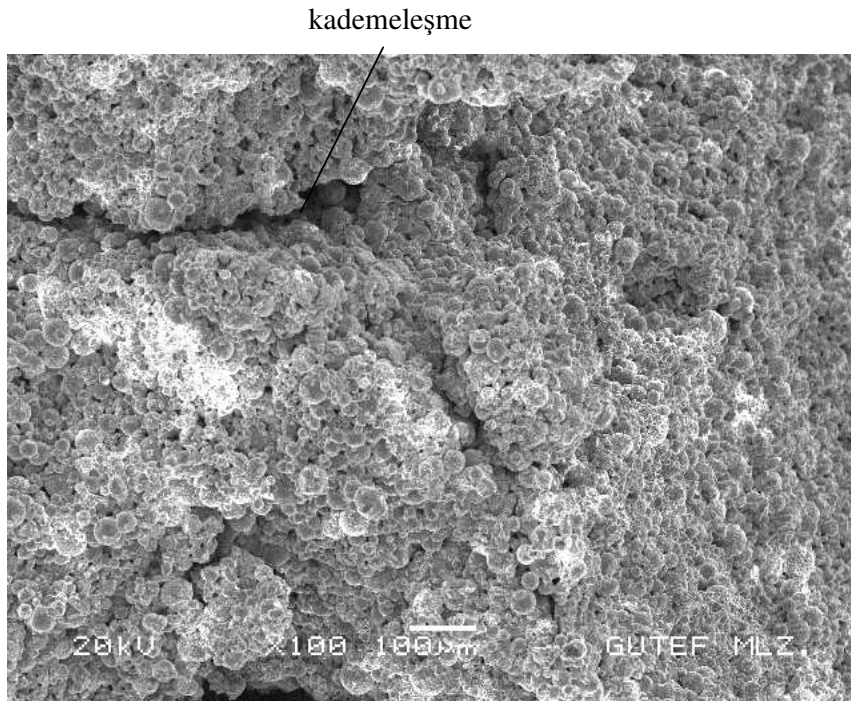
Resim 14.15. Vakum atmosferinde sinterlenen numunelere ait optik mikroskop resimleri, a) x 50, b) x 100



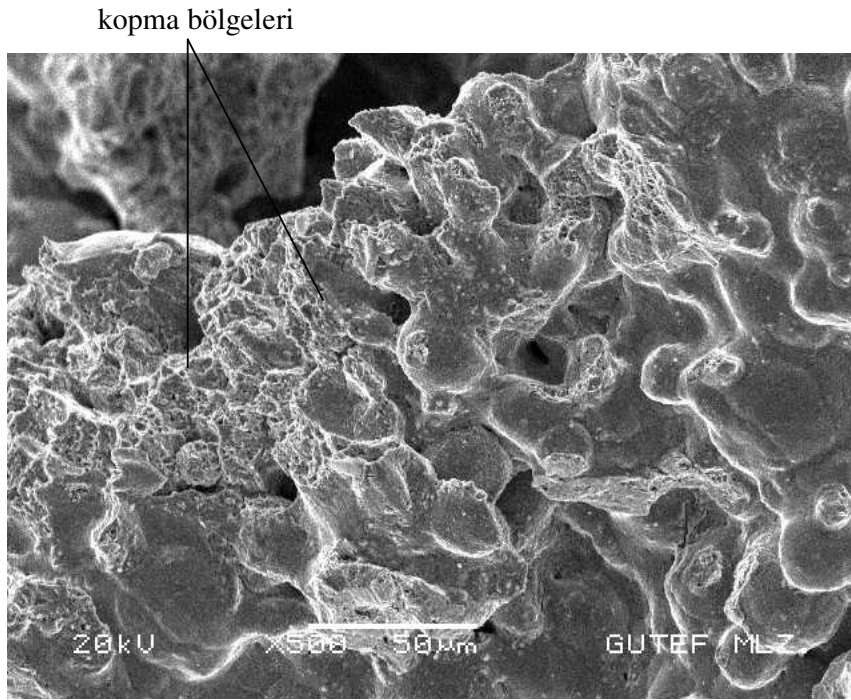
Resim 14.16. Vakum atmosferinde sinterlenen numunelere ait optik mikroskop resimleri, a) x200, b) x400



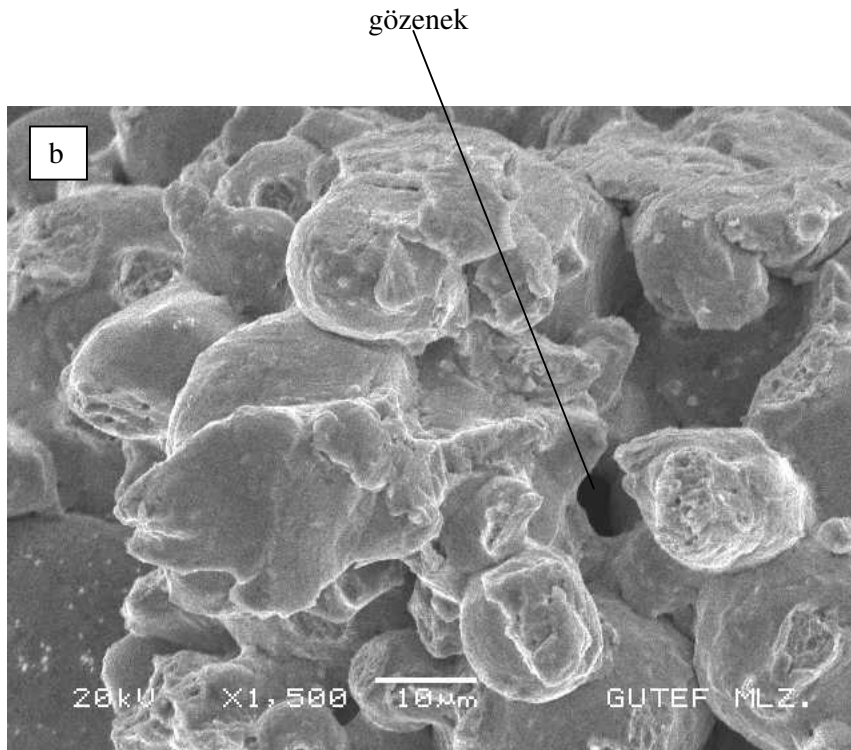
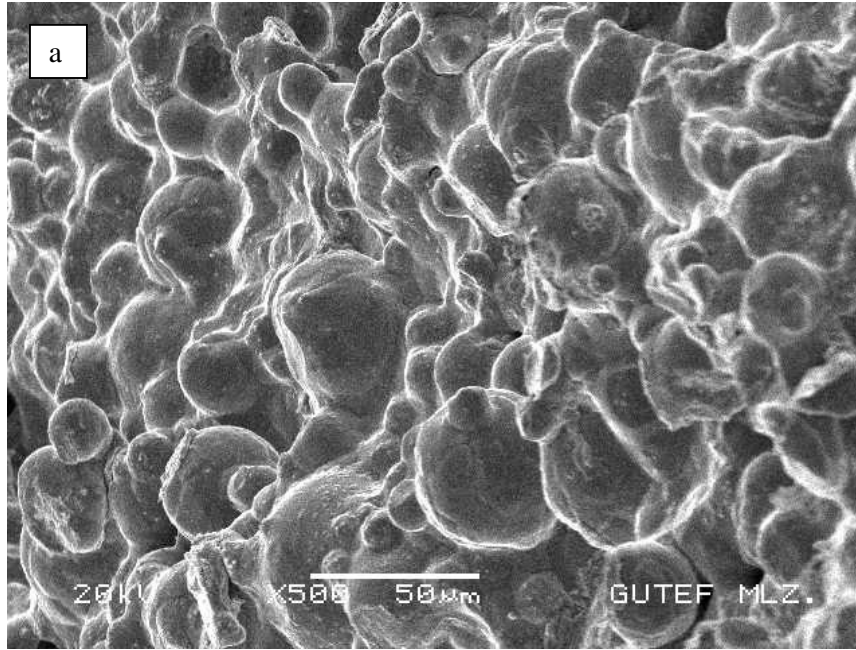
Resim 14.17. Vakum atmosferinde sinterlenmiş numunelere ait dijital mikroskop resimleri, a) 10 μm , b) 20 μm , c) 50 μm



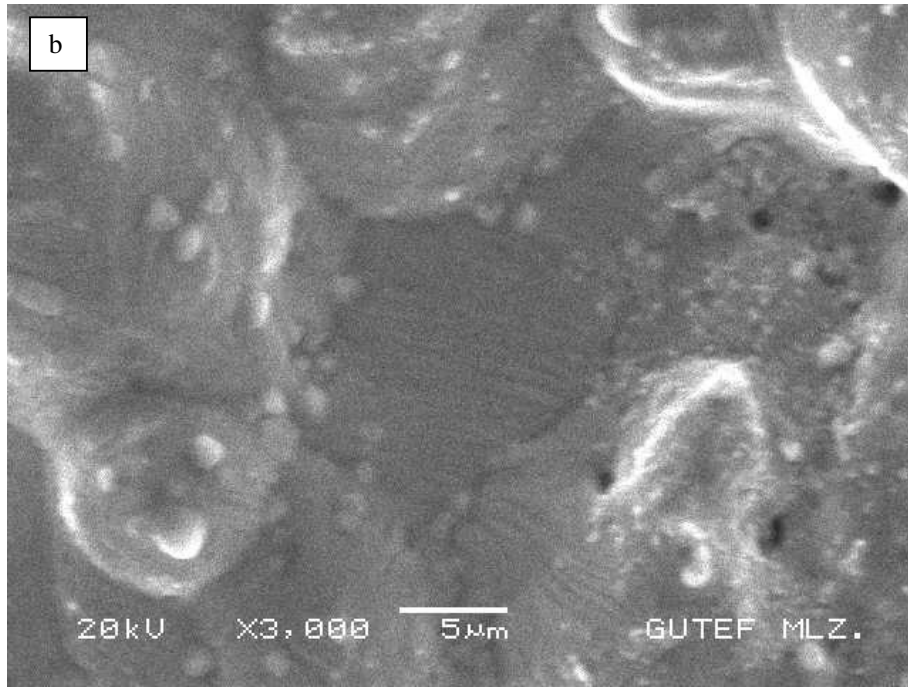
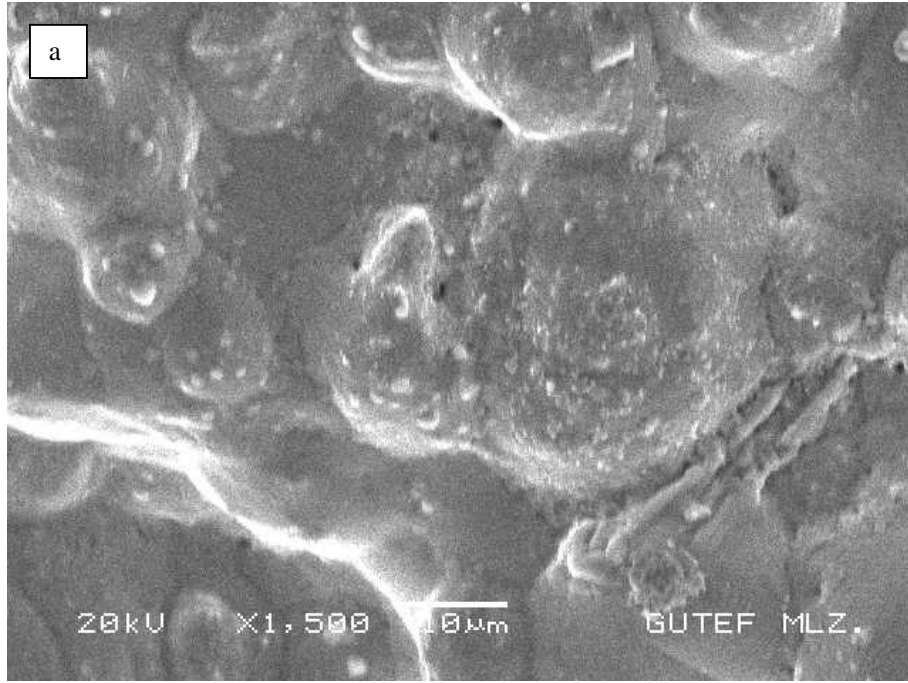
Resim 14.18. Vakumlu fırında sinterlenen numuneye ait kırık yüzey SEM resmi



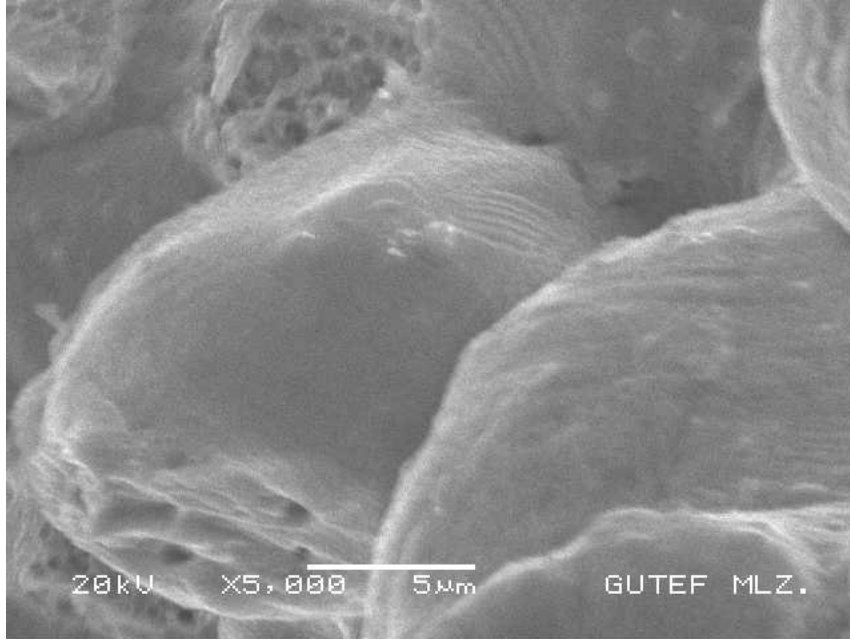
Resim 14.19. Vakumlu fırında sinterlenen numunenin kırık yüzeyi ve oluşan kopma bölgelerini gösteren SEM resmi



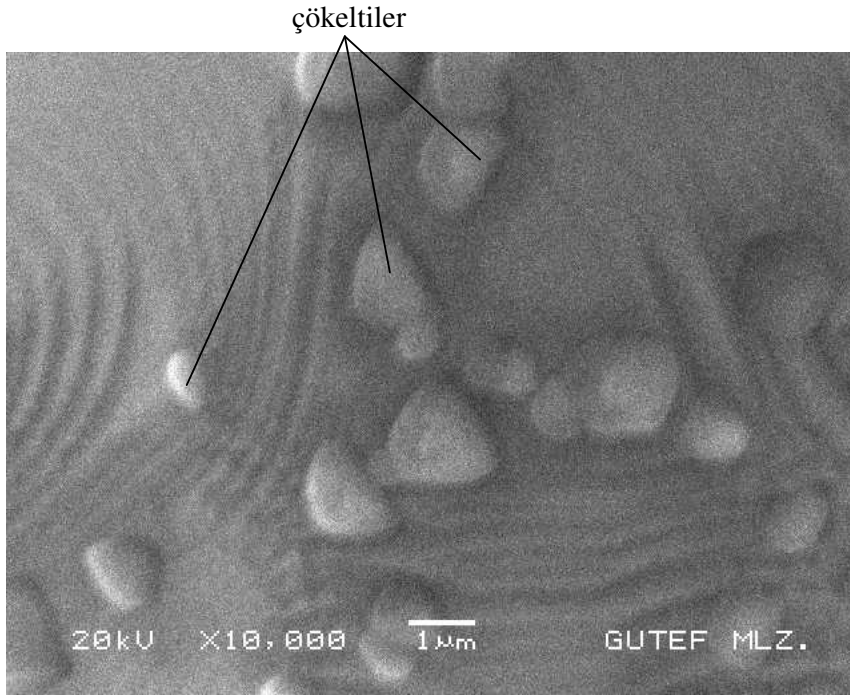
Resim 14.20. Vakumlu fırında sinterlenen numuneye ait kırık yüzey SEM resimleri,
a) x500, b) x1500 gözenek yapısı



Resim 14.21. Vakumlu fırında sinterlenen numuneye ait kırık yüzey SEM resimleri
a) x1500, b) x300



Resim 14.22. Vakumlu fırında sinterlenen numunelere ait kırık yüzey SEM resmi



Resim 14.23. Vakumlu fırında sinterlenen numunede oluşan çökelti gösteren SEM resmi

14.4.5. Çapraz kırma deneyi sonuçları

Vakumlu fırında sinterlenen numunelere uygulanan çapraz kırma deneyi sonucu üretilen numunelerin ortalama dayanımının 724 MPa olduğu llmştr. Ulaşılan bu dayanım değeri argon atmosferinde sinterlenen numunelerden ölçülen çapraz kırma dayanımı değerlerine göre daha iyidir. Fakat literatürde yapılan benzer çalışmalarda elde edilen değerlerden (~1500 MPa) daha düşüktür [9]. Üretilen numunelerin dayanımının düşük oluşunun nedeninin numunelerin yapısında oluşan ve Resim 14.15–14.21'deki mikroyapı ve SEM resimlerinde görülen kademeleşmeler, gözenekler ve sinterleme sonrası yapıda kalan bağlayıcı kalıntıları olduğu tahmin edilmektedir. Malzeme dayanımının arttırılabilmesi için bu sorunların giderilmesi gerekmektedir.

15. SONUÇ VE ÖNERİLER

1. Inconel 718 alaşımının klasik TM ile üretilmesi için bağlayıcı kullanmak gerekmektedir. Bağlayıcı kullanılmaması durumunda presleme esnasında toz taneleri arasında yeterli bağ sağlanamamaktadır.
2. Bağlayıcı olarak polietilen, balmumu ve stearik asit karışımı kullanımı TM yöntemi ile Inconel 718 alaşımın üretimine uygun değildir. PEG 1500'ün bağlayıcı olarak kullanımı daha iyi sonuç vermektedir. Akresol ise çalışmalarımızda kullanılan bağlayıcılar içerisinde alaşımın üretimi için en uygun olanıdır.
3. Presleme işleminde presleme hızı önem kazanmaktadır. Düşük presleme hızlarında numunelerin kalıptan sağlam çıkarılması sağlanamazken özellikle 5 mm/dak'nın üzerindeki hızlarda genelde sağlam numuneler alınabilmektedir. Bu durumun presleme hızının artması ile, oluşan elastik gerinim enerjisinin aşılmasından kaynaklandığı tahmin edilmektedir.
4. Mevcut preslerle homojen presleme basıncı sağlanamadığından numune yapılarında kademeler oluşmuştur. Kademeler, gözenekler ve sinterleme sonrası yapıda kalan bağlayıcı kalıntılarından dolayı çapraz kırma dayanımı ve yoğunluk değerleri düşük çıkmıştır. Daha homojen presleme basıncı (sıcak izostatik presleme gibi) ve daha iyi bağlayıcı uçurma sağlandığı takdirde daha yüksek yoğunluğa ve yüksek dayanıma sahip Inconel 718 malzemeler üretilbilecektir.
5. Çok yüksek saflıkta olmaması durumunda koruyucu gaz atmosferinde Inconel 718 alaşımının üretimi çok zordur. Çünkü alaşım sinterleme esnasında çok kolay oksitlenmektedir.
6. Inconel 718 alaşımı vakum atmosferinde kolaylıkla sinterlenebilmektedir fakat vakumla sinterleme işleminde koruyucu gaz atmosferinde sinterlemeye nazaran bağlayıcı uçurma işlemi daha zor olmaktadır. Bu yüzden vakumlu fırında

yapılacak çalışmalarda sinterleme işlemine geçilmeden önce bir başka fırında bağlayıcı uçurma işlemi yapılması gerekmektedir.

KAYNAKLAR

1. Ersümer, A., “TM Sert Metal Sinterleme”, *İstanbul Üniversitesi Matbaası*, İstanbul, 24-50 (1970).
2. Akoral, E., “Toz Metalurjisi Yöntemi ile Al-SiC Kompozit Malzeme Üretimi ve İşlenebilirliğinin İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 10-45 (2003).
3. Turan, H., “Gazla Atomizasyon İle Metal Tozu Üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 13-44 (1993).
4. Uygur, M.E., “Toz Metalurjisi”, *SEGEM*, İstanbul, 1-4 (1986).
5. Lawley, A., Apelian, D., “Process Control in Powder Metallurgy”, *Department of Materials Engineering, Drexel University*, Philadelphia, USA, 3-21 (1991).
6. Fair, G.H., Wood, J.V., “Mechanical Alloying of Iron-Aluminium Intermetallics”, *Powder Metallurgy*, 1-33 (1995).
7. Tanberk, O., “TM’nde Türkiye’nin Yeri”, *9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, İstanbul, 11-15 (1997).
8. German, R., “The Fundamental Principles of Powder Metallurgy”, *Powder Metallurgy*, 13-17 (1997).
9. Donashie, Jr., Joan, M., “Introduction to Superalloys”, *American Society of Metals*, Metalspark, Ohio, 3-19 (1984).
10. Kuşhan, M.C., “Elektron Bombardıman Kaynaklı Fe-Ni Esaslı Süperalaşım Inconel 718’in Isı Tesiri Altındaki Bölgesinde Mikroçatlakların İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Eskişehir, 11-45 (1996).
11. Erdoğan, M., “Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri”, Demir Dışı Alaşımlar 2, *Nobel Yayınevi*, Ankara, 40-65 (2001).
12. Cieslak, M.J., “The Solidification Metallurgy of Alloy 718 and Other Nb Containing Superalloys”, *Superalloy 718-Metallurgy and Applications*, 19-68 (1989).
13. Lisenden, C.J., Gil, C.M., Lerch, B.A., “A Methodology for Determining Rate-Dependent Flow Surfaces for Inconel 718”, *Journal of Testing and Evaluation*, 402-411 (1999).

14. Rao, G.A., Kumar, M., Srinivas., Sarma, D.S., “Effect of Standard HeatTreatment On The Microstructure and Mechanical Properties of Hot Isostatically Pressed Superalloy Inconel 718”, *Materials Science and Engineering*, 114-115 (2003).
15. Chan, R.W., Haasen, P., Kramer,E.J., “Ni Based Superalloys”, *Material Science*, 7:33-41 (1992).
16. Hens, K.F., Grohovsky, J.A., German, R.M., Valencia, A., J.J., Mc Cabe, T., “Processing of Superalloys Via Powder Injection Molding”, *Advances in PM and Particulate Materials*, 137-148 (1994).
17. Türker, M., Godlinsky, D., Pohl, H., Petzoldt, P., “Rapid Prototyping of Inconel Alloys by Direct Metal Laser Sintering and Three Dimensional Printing”, *IFAM*, Bremen, Germany, 1-8 (2005).
18. Wang, C., Li, R., “Effect of Double Aging Treatment On Structure Inconel 718 Alloy”, *Journal of Material Science*, 15:2593-2595 (2004).
19. Slama, C., Abdellaoui, M., “Structural Characterization of the Aged Inconel 718”, *Journal of Alloys and Compounds*, 277–284 (2000).
20. Arslan, G., “Characterization of Cyclic Crack Growth Behaviour of Nickel Base Superalloys At Elevated Temperatures”, Yüksek Lisans Tezi, *ODTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 74-80 (1993).
21. Ateş, H., “Ferritik Süperalaşımların Sürtünme Kaynağı İle Kaynaklanabilirliğinin Araştırılması”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 10-41 (2003).
22. Kear, B.H., Leverant, G.R., Oblak, J., “Superalloys”, *Trans.ASMA*, 639 (1969).
23. Basmacı, G., “Nikel Esaslı Süperalaşım Malzemelerin CNC freze Tezgahlarında İşlenmesinde Kesme Parametrelerinin İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 22-31 (2002).
24. Busch, W.B., Kunze, H.D., Draugelates, U., “Electron Beam Welding of Nickel Based Superalloys Changes in Mechanical Properties”, *Kluwer Academic Publihers*, 1471-1480 (1990).
25. Okuda, T.S., Shikakura, S., “Solid State Powder Processing”, *Metal and Materials Society*, 195 (1990).
26. Hendrich, H.D., “Joining of ODS Superalloys”, *High Temperature of Powder Engineering*, 789-798 (1990).
27. Klarstrom, D.L., “Superalloys”, *John Wiley & Sonc Inc.*, 8-44 (1980).

28. Gessinger, G., H., “Ni Based Superalloys”, *Powder Metallurgy of Superalloys*, 25-29 (1984).
29. “Superalloys”, *Metals Handbook*, 6:51-55 (1985).
30. Ross, E. W., Sims, C. T., “Nickel-Base Alloys”, *Superalloys High Temperature Materials For Aerospace and Industrial Power*, *John Wiley & Sonc Inc.*, USA, 97-133 (1987).
31. Thompson, R. G., Mayo, D., E., Radhakrishnan, B., “The Relationship Between Carbon Connect, Microstructure and Intergranular Liquation Cracking in Cast Nickel Alloy 718”, *Metallurgical Transactions A*, 22A: 557-567 (1991).
32. Loria E., A., “The Status and Prospects of Alloy 718”, *John Wiley & Sonc Inc* 36-41 (1988).
33. Bavarian, B., J.R., “Microfissuring in the Heat Affected Zone of Inconel 718 Weldments”, *ISTFA 90 (Prod.Conf)*, Los Angeles, California, USA, 363-383 (1990).
34. Kronovsky, G. A., Cieslak, M.C., Headley, T.J., Roming, Je.,A.D., Hammeter, W.F., “Inconel 718: a solidification diagram”, *Metalurgical Transactions A*, 13: 2149-2158 (1989).
35. Brown, E.E., Muzyka, D.R., “Nickel-Iron Alloys Superalloys 2”, *High Temperature Materials For Aerospace and industrial Power*, USA, 165-187 (1987).
36. Sims, C.T., “Inconel 718”, *6 th Plansee Seminar*, Chicago, USA, 122-125 (1968).
37. Evin, E., “Nikel Esaslı Bir Süperalaşımın Mekanik Alaşımlama Yöntemiyle Üretilmesi ve Mikroyapı Oksitlenme Özelliklerinin Araştırılması”, Doktora Tezi, *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ, 51-58 (2003).

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, Adı : GÜNEBAKMAZ, Sami
 Uyruğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 17.10.1980 Ankara
 Medeni hali : Bekar
 Telefon : 0 (312) 334 83 93
 e-mail : sami_gun@mynet.com

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi /Metal Eğitimi Bölümü	2007
Lisans	Fırat Üniversitesi/ Metal Eğitimi Bölümü	2004
Lise	Gazi Lisesi	1997

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

1. TM Yöntemi ile Üretilen Alüminyum Esaslı Metalik Köpüklerde B₂O₃ Oranının Köpürmeye Etkilerinin Araştırılması, Uluslararası Malzeme Konferansı, İstanbul, 2006.

Hobiler

Futbol, Bilgisayar teknolojileri.