

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK ÇALIŞMA SICAKLIKLARININ INCONEL 718 ALAŞIMININ
YAPISAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİNİN
İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Zühra İNANIR

İleri Teknolojiler Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

AĞUSTOS 2012

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK ÇALIŞMA SICAKLIKLARININ INCONEL 718 ALAŞIMININ
YAPISAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİNİN
İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Zühra İNANIR
(521101022)**

İleri Teknolojiler Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU

AĞUSTOS 2012

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 521101022 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi **Zühra İNANIR**, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “**YÜKSEK ÇALIŞMA SICAKLIKLARININ INCONEL 718 ALAŞIMININ YAPISAL VE MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENOĞLU**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. E. Sabri KAYALI**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Yard. Doç. Dr. Erdem ATAR
Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü

Teslim Tarihi : **02 Ağustos 2012**
Savunma Tarihi : **08 Ağustos 2012**

Sevgili aileme,

ÖNSÖZ

Yüksek lisansım boyunca derin bilgi ve birikimleriyle beni yönlendirerek çalışmalarımın düzenli ve tutarlı bir şekilde yürümesini sağlayan ve yardımlarını esirgemeyen çok değerli hocam ve danışmanım Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU'na; çalışmam boyunca karşılaştığım bilimsel desteklerini esirgemeyen çok değerli hocam Prof. Dr. E. Sabri KAYALI'ya; çalışmam boyunca görüşlerine sıklıkla başvurduğum ve her seferinde bilgi ve deneyimlerini cömertçe paylaşan, deneysel çalışmalarımın ilerlemesinde emek harcayan çok değerli hocam Doç. Dr. Murat BAYDOĞAN'a teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel metotları öğrenmemde ve cihazların kullanımında bilgi ve tecrübelerine her zaman başvurduğum çok değerli Araş. Gör. Onur MEYDANOĞLU'na ve Araş. Gör. Faiz MUHAFFEL'e teşekkür ederim.

Deneysel çalışmaların bir kısmının yapılmasına laboratuvar imkanı sağlayarak destek olan Prof. Dr. M. Lütfi ÖVEÇOĞLU'na ve Araş. Gör. Hasan GÖKÇE'ye teşekkür ederim.

Bu çalışma finansal olarak Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU yürütücülüğündeki SAN-TEZ AR-GE destek programı, TUSAŞ Motor Sanayi A.Ş. tarafından (Proje No: 00656.STZ.2010-2) desteklenmiştir. Araştırmalarımda büyük destek gördüğüm Yük. Müh. Rabia GÜNAY'a teşekkür ederim.

Yüksek lisansım boyunca yardımlarına sıklıkla başvurduğum çok değerli arkadaşlarım; Araş. Gör. Onur TAZEGÜL'e, Müh. Nihan TAŞKIN'a, Müh. Didem OVALI'ya, Müh. Aysun DEMİRTAŞ'a, Müh. M. Akif ÜNAL'a ve teşekkür ederim.

Aldığım kararlarda her zaman desteğini hissettiğim aileme sonsuz teşekkürler.

Ağustos 2012

Zühra İNANIR
(Malzeme Mühendisi)

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR	xi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xiii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xv
ÖZET.....	xvii
SUMMARY	xix
1. GİRİŞ	1
2. SÜPER ALAŞIMLAR	3
2.1 Süper Alaşımların Genel Özellikleri	3
2.2 Süper Alaşımların Sınıflandırılması	6
2.2.1 Nikel esaslı süper alaşımlar.....	8
2.2.2 Demir - nikel esaslı süper alaşımlar	13
2.2.3 Kobalt esaslı süper alaşımlar.....	14
2.3 Döküm ve Dövme Süper Alaşımlar	15
2.4 Süper Alaşımların Uygulama Alanları	16
3. INCONEL 718 SÜPER ALAŞIMI	19
3.1 Inconel 718 Süper Alaşımı Genel Özellikler	19
3.2 Isıl İşlem Karakteristiği	20
3.3 Alaşım Elementlerinin Etkisi	24
3.4 Inconel 718 Mikroyapı Özellikleri ve Faz Dönüşümleri.....	25
3.5 Inconel 718 Alaşımı İşlenebilirliği.....	28
3.6 Inconel 718 Uygulama Alanları	28
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	31
4.1 Deneysel Malzemeler	31
4.2 Yüksek Sıcaklığın Yapı ve Özellikler Üzerindeki Etkisi.....	31
4.3 Yüksek Sıcaklıkta Tutma Süresinin Yapı ve Özellikler Üzerindeki Etkisi	32
4.4 Yapısal Karakterizasyon	32
4.4.1 Mikroyapı analizi	32
4.4.2 X-ışınları difraksiyonu (XRD) analizi	33
4.4.3 Yüksek sıcaklık x-ışınları difraksiyon (XRD) analizi.....	34
4.4.4 Diferansiyel termal analiz (DTA)	34
4.4.5 Mikrosertlik ölçümü.....	34
4.5 Yüksek Sıcaklık Aşınma Analizi	35
4.6 Yüzey Profilometre Analizi.....	35
5. DENEYSEL SONUÇLAR ve İRDELEME	37
5.1 Sürekli Isıtma Boyunca Davranışının İncelenmesi	37
5.1.1 Yüksek sıcaklık x-ışınları difraksiyon (XRD) analizi.....	37
5.1.2 Diferansiyel termal analiz (DTA)	38
5.2 Yüksek Sıcaklığın Yapı ve Özellikler Üzerindeki Etkisi.....	40
5.2.1 X-ışınları difraksiyon (XRD) analizi	40

5.2.2 Mikrosertlik ölçümü.....	41
5.2.3 Mikroyapı analizi	42
5.3 Yüksek Sıcaklıkta Tutma Süresinin Yapı ve Özellikler Üzerindeki Etkisi.....	49
5.3.1 Mikrosertlik ölçümü.....	49
5.3.2 Mikroyapı analizi	53
5.4 Yüksek Sıcaklık Aşınma Analizi.....	55
6. GENEL SONUÇLAR	59
KAYNAKLAR.....	61
EKLER.....	65
ÖZGEÇMİŞ	71

KISALTMALAR

YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
HMT	: Hacim Merkezli Tetragonal
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
HSP	: Hegzagonal Sıkı Paket
ODS	: Oxide Dispersion Strengthening
TCP	: Topologically Close Packed
Ni₃Nb	: İkincil Sertleştirici Faz
TTT	: Time-Temperature-Transformation
AC	: Air Cooling
STD	: Standart Heat Treatment
HS	: High Strength
DA	: Direct Age
EDS	: Enerji Dağılımlı X-ışınları Analizi
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
TEM	: Geçirimli Elektron Mikroskobu

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : Süper alaşımlarda alaşım elementleri ağırlıkça % kompozisyon miktarları	5
Çizelge 2.2 : Süper alaşımların sınıflandırılması.....	7
Çizelge 3.1 : Inconel 718 süper alaşımı mekanik özellikleri.....	20
Çizelge 3.2 : Isıl işlem koşullarına bağlı olarak Inconel 718 mekanik özellikler.....	23
Çizelge 3.3 : Inconel 718 ağırlıkça nominal kimyasal kompozisyon	24
Çizelge 4.1 : Ticari olarak temin edilen Inconel 718 alaşımı ağırlıkça % kimyasal kompozisyon	31
Çizelge 5.1 : Farklı sıcaklıklarda 8 saat tutulduktan sonra suda soğutulan Inconel 718 solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin oda sıcaklığındaki sertlik değerleri	41
Çizelge 5.2 : 600°C’de 1-96sa sürelerde yaşlandırma sonrası numunelerin oda sıcaklığındaki sertlik değerleri	49
Çizelge 5.3 : 700°C’de 1-96sa sürelerde yaşlandırma sonrası numunelerin oda sıcaklığındaki sertlik değerleri	50
Çizelge 5.4 : 800°C’de 1-96sa sürelerde yaşlandırma sonrası numunelerin oda sıcaklığındaki sertlik değerleri	51
Çizelge 5.5 : 900°C’de 1-96sa sürelerde yaşlandırma sonrası numunelerin oda sıcaklığındaki sertlik değerleri	52
Çizelge 5.6 : Inconel 718 numuneleri yüksek sıcaklık aşınma analizi sonrası yüzey sertlik ve sürtünme katsayısı değerleri	55

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Kristal yapılar: (a) östenitik matris (γ) YMK kristal yapısı, (b) γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ YMK kristal yapısı	10
Şekil 2.2 : Nikel esaslı süper alaşımlarda fazlar ve krom miktarına bağlı mikroyapı değişimi.	12
Şekil 2.3 : Uçak motoru parçaları şematik gösterimi.	17
Şekil 2.4 : Uçak gaz türbin parçaları: (a) türbin disk, (b) türbin kanatçıkları.....	17
Şekil 3.1 : Isıl işlem koşullarına bağlı değişen Inconel 718 çekme dayanımı.	18
Şekil 3.2 : Yüksek sıcaklıkta solüsyona alınmış ardından 650°C 'de yaşlandırılmış Inconel 718, sertlik-yaşlandırma süresi ilişkisi.....	23
Şekil 3.3 : Inconel 718 ısıl işlem soğutma hızı-sertlik ilişkisi.	24
Şekil 3.4 : Inconel 718 sıcaklık-zaman-dönüşüm (TTT) diyagramı.....	26
Şekil 3.5 : 927°C tavlama sıcaklığında tavlama süresi- δ fazı çökelme davranışı	26
Şekil 3.6 : Sıcak haddelenmiş Inconel 718: (a) 954°C 'de solüsyona alınmış, 1000X büyütme, (b) 1066°C 'de solüsyona alınmış, 100X büyütme	27
Şekil 3.7 : Solüsyona alınmış ve 955°C 'de 3,5sa yaşlandırılmış Inconel 718 tane sınırlarında oluşan karbür çökeltileri ve δ fazı: (a) 1000X büyütme, (b) 5000X büyütme	28
Şekil 3.8 : Inconel 718 uygulama alanları: (a) kompresör rotoru, (b) şaft, (c) krayojenik tank, (d) türbin diski	29
Şekil 4.1 : Inconel 718 standart ısıl işlemi; solüsyona alma ve yaşlandırma.	32
Şekil 4.2 : Bruker model X-ışınları cihazı.	33
Şekil 4.3 : CSM High Temperature Tribometer marka yüksek sıcaklık aşınma cihazı: (a) cihazın görünümü, (b) cihazın aşındırma prensibi.....	35
Şekil 5.1 : Numunelerin 500°C - 1000°C sıcaklık aralığında farklı sıcaklıklarda 1saat bekletme sonrası yüksek sıcaklık XRD paternleri.....	37
Şekil 5.2 : Oda sıcaklığından 900°C 'ye ısıtılan orijinal solüsyona alınmış numuneye ait DTA eğrisi	39
Şekil 5.3 : Oda sıcaklığından 1000°C 'ye ısıtılan orijinal yaşlandırılmış numuneye ait DTA eğrisi.....	39
Şekil 5.4 : 700°C , 800°C , 900°C sıcaklıklarda 8 saat tutulan ve suda soğutulmuş numunelerin XRD paternleri (1: γ matris 2: δ - Ni_3Nb).....	40
Şekil 5.5 : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış Inconel 718 numunelerin sertliğine sıcaklığın etkisi.....	42
Şekil 5.6 : Inconel 718 orijinal numunelerin optik mikroskop fotoğrafları, 500X büyütme : (a) solüsyona alınmış, (b) yaşlandırılmış	42
Şekil 5.7 : 500°C - 700°C sıcaklıklarda 8saat tutma sonrası numunelerin optik mikroskop fotoğrafları (X500).....	43
Şekil 5.8 : 800°C - 1000°C sıcaklıklarda 8saat tutma sonrası numunelerin optik mikroskop fotoğrafları (X500).....	44
Şekil 5.9 : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış Inconel 718 alaşımının tane boyutuna sıcaklığın etkisi.....	45

Şekil 5.10 : 700°C’de 8saat süre tutulan numunelerin SEM görüntüleri (X5000) ve partikül EDS analizi	45
Şekil 5.11 : 800°C’de 8saat süre tutulan numunelerin SEM görüntüleri (X5000) ve partikül EDS analizi.....	46
Şekil 5.12 : 800°C’de 8saat süre tutulan numunelerin TEM görüntüleri ve EDS analizi.....	47
Şekil 5.13 : 900°C’de 8saat süre tutulan numunelerin TEM görüntüleri ve EDS analizi.....	48
Şekil 5.14 : 600°C’de yaşlandırma sürelerinin sertlik üzerindeki etkisi.....	50
Şekil 5.15 : 700°C’de yaşlandırma sürelerinin sertlik üzerindeki etkisi.....	51
Şekil 5.16 : 800°C’de yaşlandırma sürelerinin sertlik üzerindeki etkisi.....	52
Şekil 5.17 : 900°C’de yaşlandırma sürelerinin sertlik üzerindeki etkisi.....	53
Şekil 5.18 : 800°C’de farklı sürelerde yaşlandırılmış numunelerin optik mikroskop fotoğrafları (X500).....	54
Şekil 5.19 : 900°C’de farklı sürelerde yaşlandırılmış numunelerin optik mikroskop fotoğrafları (X500).....	54
Şekil 5.20 : Yüksek aşınma sıcaklıklarının solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerde aşınma kaybı üzerine etkisi.....	56
Şekil 5.21 : Numunelerin yüksek sıcaklık aşınma analizi sonrası aşınma izi profilleri	56
Şekil 5.22 : Solüsyona alınmış numunenin aşınma sıcaklığına bağlı aşınma izleri SEM görüntüleri (X1000) ve aşındırıcı bilya optik mikroskop görüntüleri (X100).....	57
Şekil 5.23 : Yaşlandırılmış numunenin aşınma sıcaklığına bağlı aşınma izleri SEM görüntüleri (X1000) ve aşındırıcı bilya optik mikroskop görüntüleri (X100).....	58
Şekil A.1 : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin oda sıcaklığı XRD paternleri (γ :matris δ :Ni ₃ Nb)	66
Şekil A.2 : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin 600°C’de 8saat tutma sonrası XRD paternleri (1:matris 2: δ -Ni ₃ Nb).....	67
Şekil A.2 : (devam) Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin 1000°C’de 8saat tutma sonrası XRD paternleri (1:matris 2: δ -Ni ₃ Nb).....	68
Şekil B.1 : 900°C’de 8saat süre tutulan numunelerin SEM görüntüleri (X5000) ve partikül EDS analizi.....	69
Şekil C.1 : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin oda sıcaklığı aşınma analizi sonrası aşınma izi profilleri	70

YÜKSEK ÇALIŞMA SICAKLIKLARININ INCONEL 718 ALAŞIMININ YAPISAL ve MEKANİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNDEKİ ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

ÖZET

Inconel 718, günümüzde özellikle uçak ve uzay endüstrisinde gaz türbin motor parçaları gibi yüksek sıcaklık ortamlarında çalışmaya uygun, çökme sertleşmesi mekanizmasıyla dayanımı artırılan nikel esaslı süper alaşımdır. Yüksek sıcaklıklarda yüksek dayanımını muhafaza edebilmesi, korozyon direnci, ısıl yorulma dayanımı, oksidasyon direnci, kolay dövülebilirlik ve kaynaklanabilirlik alaşımın öne çıkan özelliklerindedir. Bu mekanik özellikler alaşımı; kompresör, türbin diski gibi uçak motor parçaları uygulamaları için tercih edilen malzeme yapmıştır.

Inconel 718 alaşımını özel kılan yüksek sıcaklık dayanımı, süneklik, yüksek sıcaklık sürünme direnci gibi mekanik özellikleri gamma üssü (γ'), gamma iki üssü (γ'') ve delta fazlarının (δ) oluşumu, tane boyutu ve miktarı kontrol edilerek sağlanmaktadır. Ancak Inconel 718'in düşük termal iletkenliğinden dolayı işleme sırasında artan takım sıcaklığı sebebiyle dayanımının artması sonucu işlenmesi zor alaşımlar sınıfına girmektedir.

Yapılan bu çalışmada, Inconel 718'in yüksek sıcaklık ortamlarındaki davranışları incelenerek, belli bir sıcaklıkta ($\sim 650^\circ\text{C}$) yüksek sertliğini kaybeden alaşımın bu kayba neden olan etkileri araştırılmıştır. Bu çalışmada, solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış Inconel 718'de farklı ısıl işlem sıcaklığı ve sürelerinin alaşımın; mikroyapı, mikrosertlik ve faz dönüşümleri üzerindeki etkileri saptanarak, 700°C üzerindeki ısıl işlem sıcaklıklarında performansını belirlemek amaçlanmıştır.

Inconel 718'in yüksek sıcaklık performansını belirleyebilmek amacıyla, ticari koşullarda solüsyona alınmış ve solüsyona alındıktan sonra yaşlandırılmış olarak temin edilen iki farklı gruptaki 1 inç çapında çubuklar üzerine laboratuvar çalışması yapılmıştır. Bu iki farklı gruptaki numuneler üzerinde yüksek sıcaklık etkisini araştırmak için 500°C - 1000°C aralığındaki farklı sıcaklıklarda 8 saat tavlama işlemini takiben oda sıcaklığında suda soğutulmuştur. Inconel 718'in yüksek sıcaklıkta tutma sürelerinin mikroyapısal ve mekanik özellikler üzerine etkilerini inceleyebilmek için, yüksek sıcaklıklarda (600°C , 700°C , 800°C ve 900°C) farklı sürelerde (1-96saat) tutulan numuneler oda sıcaklığına suda soğutulmuştur.

Metallografik olarak hazırlanan numuneler üzerinde sürekli ısıtma etkisi, yüksek sıcaklık x-ışınları difraksiyon (XRD) analizi ve diferansiyel termal analiz (DTA) ile incelenmiştir. Deneysel çalışmalar sonrasında sözkonusu numuneler üzerinde XRD (X-ışınları Difraksiyon) analizinden, mikroyapı incelemelerinden ve mikrosertlik ölçümlerinden oluşan karakterizasyon çalışmaları yapılmış, yüksek sıcaklık aşınma davranışı incelenmiştir. Deneysel sonuçlara göre, 700°C 'ye kadar artan tutma sıcaklığı ile solüsyona alınmış numunelerin sertliği artarken, daha yüksek sıcaklıklarda sertlik azalmıştır. Yaşlandırılmış numunelerin sertliğinde ise 700°C 'ye kadar değişime sebep olmamış, bu sıcaklık değerine kadar oda sıcaklığında ölçülen

sertlik değerini koruyabilmiştir. 700°C üzerindeki sıcaklıklarda ise solüsyona alınmış numunelerle aynı mertebede sertlikte düşme görülmüştür. Yapılan XRD çalışmaları 700°C üzerinde mikroyapıda oluşan ve belirginleşen delta fazı (δ) sebebiyle sertlikteki düşüşü desteklemektedir. Sürekli ısıtma etkisinin gözleendiği yüksek sıcaklık XRD paternleri, solüsyona alınmış numunelerde meydana gelen sertlik düşüşü sebebini, yüksek sıcaklıklarda artarak belirginleşen delta fazı olduğunu göstermektedir.

Mikroyapı çalışmalarında, her iki grup numunede artan sıcaklıkla beraber tane büyümesi olduğu gözlemlenmiştir. Optik görüntüler incelendiğinde aynı sıcaklıkta tavlınmış her iki grup numunelerde mikroyapı benzerliği dikkat çekmektedir. 800°C ve üzerindeki sıcaklıklarda, Inconel 718 alaşımı mikroyapısında sıkça rastlanan tavlama ikizlenmeleri görülmüştür. Ayrıca partikül üzerinde gerçeleştirilen enerji dağılımlı x-ışınları analizi (EDS) sonrası levha morfolojisinde tane sınırlarında çökelti oluşturan delta fazı saptanmıştır. Optik ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntülerinde γ' ve γ'' fazlarına hacimsel oranlarının düşük olması sebebiyle gözlenememiştir. Taramalı elektron mikroskobu (TEM) görüntüleri incelendiğinde, 800°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda γ' ve γ'' fazlarının kaybolduğu ve yapıda yoğun olarak δ fazının bulunduğu gözlenmiştir. Yüksek sıcaklıkta tutma sürelerinin Inconel 718 numuneleri üzerindeki etkileri incelendiğinde, 600°C ve 700°C sıcaklıklarda 1-96sa aralığındaki farklı sürelerde tutulan yaşlandırılmış numunelerdeki sertlik değerlerinin, ısıl işlem süresinden bağımsız aynı mertebede ilerlediği, solüsyona alınmış numunelerde ise sertliğin ısıl işlem süresi artışıyla, arttığı saptanmıştır. 800°C ve 900°C'de mikrosertlik değerleri, solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış gruptaki numuneler için yaşlandırma süresinden bağımsız aynı mertebede ilerlemektedir. Optik görüntüleri incelendiğinde aynı sıcaklıkta ve sürede yaşlandırılmış her iki farklı grup numunelerde mikroyapı benzerliği açıkça görülmektedir.

Yüksek sıcaklık aşınma davranışı, 600°C, 700°C ve 800°C sıcaklık değerleri için incelenmiş, yüzeyin bu sıcaklık değerlerinde oksitlenerek oksidatif aşınma mekanizması yarattığı SEM analizleri ile tespit edilmiştir. Bu çalışmada elde edilen bulgular şu şekildedir:

- 500°C-1000°C arasındaki farklı sıcaklıklarda 8 saat tutulmuş yaşlandırılmış numunelerin 700°C'ye kadar sertliğini koruduğu, 700°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda solüsyona alınmış numunelerin sertliği ile aynı mertebede azaldığı saptanmıştır.
- XRD analizleri, 700°C'den yüksek sıcaklıklarda, sertliğin azaldığı durumda, mikroyapıda delta (δ) fazı oluştuğunu göstermiştir. Sertlik değerlerinde meydana gelen azalma sebebi, yüksek sıcaklık XRD analizleri ile de belirlenmiştir.
- Mikroyapı analizlerinde, her iki alaşımda tutma sıcaklığı sıcaklığı arttıķa tane boyutunun arttığı gözlenmiştir.
- 800°C ve 900°C sıcaklıklarda, 1-96saat aralığındaki farklı sürelerde yaşlandırma sonrası sertlik değerleri her iki alaşım grubu için aynı mertebede ilerlemektedir.
- 600°C, 700°C ve 800°C sıcaklıklarda aşınma testleri sonucu, Inconel 718 alaşımı yüksek sıcaklık aşınma mekanizmasının oksidatif aşınma olduğu tespit edilmiştir.

EFFECTS OF HIGH TEMPERATURE ON THE STRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF SOLUTION TREATED AND AGED INCONEL 718 ALLOYS

SUMMARY

Inconel 718 is a nickel-base superalloy largely used in the fabrication of critical pieces for turbine engines because of its high mechanical properties as well as good corrosion resistance. Besides, oxidation resistance, thermal fatigue, easiness to forging, welding and brazing, are the advantages of Inconel 718. In nickel base superalloys, the presence of chromium is essential to provide high-temperature oxidation resistance, whereas other alloying elements are important for high-temperature strength, especially creep resistance. Other elements, such as aluminum and titanium, enable the precipitation of the gamma prime (γ') phase ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) during heat treatment, which strengthens the face centered cubic matrix. Another kind of phase, carbides, which improve creep properties are also very important for the mechanical properties of nickel base superalloys. In addition, Inconel 718 is a precipitation-hardenable nickel-chromium alloy containing significant amounts of iron, niobium, and molybdenum along with lesser amounts of aluminum and titanium. It combines corrosion resistance and high strength with outstanding weldability. The alloy has excellent creep-rupture strength at temperatures up to 700°C (1300°F).

Inconel 718 has been introduced for a long time, it is still widely used in many applications, especially under high-temperature environment such as gas turbines, rocket motors, spacecraft, nuclear reactors, pumps, and tooling. Both solid solution and precipitation strengthening are the major steps in strengthening mechanisms, so that the heat treatment scheme of Inconel 718 is divided into solid solution treatment and aging treatment. Because the proper heat treatment methods are significant for this alloy, by controlling the conditions of heat treatment desired phase transition can be determined. Since niobium is the major element for precipitation through γ' and γ'' , rising solid solution temperature could resolve niobium from Laves phases and carbides back to the matrix, which enhances the precipitation strengthening elements. The delta (δ) phase was considered a harmful one, but it was recently informed that the δ phase could control the grain size and block grain boundary sliding, so forging of Inconel 718 alloy done at about 980°C below the solvus of the delta phase. In Inconel 718, δ phase formation occurs over the 650-980°C temperature range with a platelet morphology.

Due to instability of the gamma-double prime (γ'') precipitate (Ni_3Nb), the maximum using temperature of Inconel 718 is ~650°C. The mechanical properties of Inconel 718, which makes it special alloy, are provided by controlling the formation and amount of gamma prime, gamma-double prime and delta phases. But the low thermal conductivity of Inconel 718 which causes increase in tooling temperature during the machining, results with increase in cutting forces and the strength, due to that this alloy becomes hard to machine.

The aim of this work was investigating the high temperature behaviors of solution treated and aged Inconel 718 alloy. In this study, for observing the performance of Inconel 718, solution treated and aged samples were held at 500°C-1000°C for 8 hours and then quenched in water. The laboratory study was carried out using 1 inch diameter rods and samples were commercially available. The phases and the microstructures of the samples were characterized by X-ray diffractometer (XRD) as well as scanning electron microscopy (SEM) surveys, transmission electron microscopy (TEM) analysis and micro hardness measurements. At the annealing temperature higher than 700°C, orthorhombic δ -Ni₃Nb phase precipitated in the matrix along with a loss in hardness. For the purpose of investigating the effect of continuous heating on samples, high-temperature x-ray diffraction analysis and differential thermal analysis (DTA) were studied.

In order to examine the effects of holding time at elevated temperature in Inconel 718, samples were held at 600°C, 700°C, 800°C and 900°C for different durations in the range of 1-96 hour, then quenched in the water. The structural characterization of those samples was investigated by micro hardness measurements and optical microscopy images.

Experimental results showed that when the holding temperature increase up to 700°C, hardness value of the solution treated samples increased and above that temperature, hardness was started to decrease. The hardness of the aged samples, did not change at temperature up to 700°C, it maintained to room temperature value. At temperatures above 700°C a significant decrease in hardness is observed in the aged samples similar to the solution treated ones. XRD studies and the microstructure surveys revealed decrease in hardness was due to formation of delta phases in the microstructure. High temperature XRD patterns of the solution treated samples also confirmed the reason of the decrease in hardness at high temperatures, as the occurrence of the delta phase. Also DTA curve of the solution treated sample explained the increase of hardness to the temperature up to 700°C.

In the microstructural studies, the grain growth was observed in both groups of samples with increasing holding temperature. Optical images were examined and the microstructural similarities of samples in the two groups were remarkable. At temperatures above 800°C, annealing twins were detected in the microstructures. Twinning is always recognized as one of the plastic deformation mechanisms of Inconel 718 and could be seen almost everywhere before and after heat treatments. After the energy dispersive x-ray analysis (EDS) on the particle, the plate morphology of the delta phase of grain boundary precipitates were identified. These structures were observed significantly more in the aged group than solution treated ones. After the optical and scanning electron microscopy (SEM) studies, γ' and γ'' phases could not be observed because of their lower volume fractions. Transmission electron microscopy (TEM) analysis were examined for solution treated and aged samples which held at temperatures 800°C and 900°C for 8 hours and TEM images showed that, at temperatures above 800°C, γ' and γ'' phases disappeared and the δ phase were observed in the structure more intensely at 900°C.

Effects of the holding time at high temperature in the solution treated and aged Inconel 718 samples analyzed and found that micro hardness values of the aged samples that held at 600°C and 700°C were stable, however the hardness of the solution treated samples increased with increasing holding time. Also micro hardness values of those samples, which held at temperature of 800°C and 900°C, proceed

similar independently of the duration. Although the delta phase is thermodynamically more stable than the γ'' phase, the sluggishness of the δ phase precipitation means that its formation up to about 900°C is always preceded by γ'' precipitation. Since both phases are Nb-based, this implies that the growth of the δ phase occurs with a corresponding loss of the γ'' phase. This is however not so above about 900°C the limit of γ'' phase formation. Because of its morphology, the δ -phase does not contribute significantly to the hardening of the alloy. On the contrary, its presence implies a loss of hardenability due to the depletion of γ'' . For aging times of less than 100 hours, the δ phase precipitates between about 700°C. The rate of its precipitation is highest at around 900°C. It normally precipitates by nucleation at grain boundaries followed by the growth of thin plates extending into the grains. Nucleation can also occur intragranularly in the presence of γ'' . Optical images of the two different groups were examined and the samples that aged at the same temperature (800°C and 900°C) and time (1-96hour), microstructure similarity is obvious.

The wear test of Inconel 718 at temperature of 600°C, 700°C and 800°C analyzed and revealed the dominant wear mechanism as the oxidative wear. It was also observed with SEM analysis. After the high temperature wear analysis of the aged samples, the friction coefficients values and measured surface hardness values exhibit similar behavior.

The results of this research are listed below:

- The grain sizes of the solution treated and aged samples increased at elevated temperatures, especially at temperatures higher than 700°C. XRD patterns showed that delta phase precipitation in the microstructure caused decrease in the hardness. High temperature XRD patterns of solution treated samples also confirmed that result.
- The aged alloy was able to maintain its hardness value from room temperature up to 700°C, but the hardness of the solution treated alloy, increased on holding at elevated temperature. At temperatures above 700°C a significant decrease in hardness was observed in the both groups in the same degree.
- Optical images of the solution treated and aged alloys were showed the microstructural similarities of samples which held at 500°C-1000°C range for 8 hours. In EDS analysis of the samples which held at 800°C and 900°C for 8 hours, platelet like particles that are considered as delta phases were observed at the grainboundaries.
- TEM images were showed that at temperatures above 800°C, γ' and γ'' phases disappeared and the δ phase structure was observed more intensely.
- The micro hardness values of the aged samples that held at 600°C and 700°C in the range of 1-96 hours were stable, however the hardness of the solution treated samples increased with increasing holding time. Also hardness values of the solution treated and aged samples, which held at 800°C-900°C, proceeded similarly independent of the duration.
- Microstructure of the solution treated and aged samples that held at 800°C-900°C for different durations, the similarity observed in the microstructure of the both solution treated and aged alloys.
- After the high temperature wear test of Inconel 718, revealed that the dominant wear mechanism of alloy as oxidative wear.

1. GİRİŞ

Süper alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda yüksek performans gerektiren, 650°C'nin üzerindeki sıcaklıklara uzun süre maruz kalmaları halinde dahi dayanımlarını muhafaza etmelerinden dolayı zorlu uygulamalarda talep edilen malzemelerdir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilen bu malzemeler, yüksek sıcaklıklarda iyi korozyon ve oksidasyon direncine, üstün sürtünme ve kopma dayanımına sahiptirler [1,2].

Yüksek ergime noktasına sahip ısı dayanımlı süper alaşımlar üç temel şekilde sınıflandırılabilir: nikel, demir-nikel ve kobalt esaslı alaşımlar [3]. Nikel esaslı süper alaşımlar ileri teknoloji hava taşıt motorlarının %50'sini oluşturmaktadır. Özellikle 700°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda uzun süre dayanımlarını korumalarından dolayı; uçak motorları, endüstriyel gaz türbinleri, uzay araçlarında, roket motorlarında, nükleer reaktörler, deniz altılar, buhar güç fabrikaları, petrokimyasal ekipmanlar ve diğer yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılırlar [4]. Molibden, tungsten, niyobyum, alüminyum, titanyum vb. elementleri içeren ve nikel esaslı alaşımların direncini önemli ölçüde arttıran alaşımlar geliştirilmiştir. Inconel 718 bunların içerisinde en önemli ve en yaygın kullanılan nikel esaslı süper alaşımdır.

Inconel 718 türbin motor parçaları üretiminde geniş kullanım alanına sahip, yüksek sıcaklıkta mükemmel mekanik özelliklerinin yanı sıra iyi korozyon direnci ve süneklilik göstermektedir [5,6]. Hem döküm hem de dövme formunda kullanılan Inconel 718; uçak/uzay, nükleer ve petrokimyasal endüstri için vazgeçilmez bir süper alaşımdır. Inconel 718 ısıtım işlemi uygulanarak, çökelme sertleşmesi mekanizmasıyla dayanımı arttırılan bir alaşımdır. Inconel 718'in yüksek sıcaklık mukavemetleri işleme sırasında sertleşmeye bağlı olarak artan kesme kuvvetleri ve düşük termal iletkenliğinden dolayı artan takım sıcaklığı sebebiyle işlenmesi zor alaşımlar sınıfına girmektedir. Uçak motoru alaşımlarının düşük işlenebilirliği kendi karakteristik özelliklerinden kaynaklanmaktadır. Bununla birlikte Inconel 718 işlenirken, kesici uç malzemesi seçimi, işleme metodu, kesme hızı ve kesme derinliği gibi parametreler oldukça önemlidir.

Bu çalışmada, solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış Inconel 718'de farklı ısıl işlem sıcaklığı ve sürelerinin alaşımın; mikroyapı, mikrosertlik ve faz dntüşümleri üzerindeki etkileri incelenerek, 700°C üzerindeki ısıl işlem sıcaklıklarında performansını belirlemek amaçlanmıştır. Süper alaşımların işlenmesi sırasında herhangi bir parametrenin uygun olmaması, yüksek işlenebilirlik maliyeti ve malzeme kayıplarının yanı sıra düşük işleme oranlarına ve düşük kesici uç ömrüne sebep olmaktadır. Bu doğrultuda Inconel 718'in endüstride işlenebilirliğinin güç olması sebebiyle, yüksek mukavemet sağlayan yaşlandırma işlemine tabi tutmadan solüsyona alınmış koşulda aynı mekanik özellikleri ve mikroyapıyı göstermesi dahilinde kullanılabilirliğini araştırmaktır.

2. SÜPER ALAŞIMLAR

2.1 Süper Alaşımların Genel Özellikleri

Süper alaşımlar, ~540°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda kullanılmak üzere geliştirilmiş, Grup VIII B elementleri ve genellikle Fe, Ni, Co ve Cr'un çeşitli kombinasyonları ile eser miktarda W, Mo, Ta, Nb, Ti ve Al içeren alaşımlardır.

Süper alaşımların çok yönlü olmaları, yüksek sıcaklıkta yüksek dayanım ile düşük sıcaklıkta sünekliliği ve mükemmel yüzey kararlılığını bir arada bulundurmalarından kaynaklanmaktadır [2]. Yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilen diğer uygulamalara kıyasla daha şiddetli mekanik gerilmelerin olduğu ve yüksek yüzey kararlılığının gerekli olduğu uygulamalarda kullanılan alaşımlardır [3,7]. Süper alaşım terimi, ilk olarak II. Dünya Savaşı'ndan kısa bir süre sonra yüksek sıcaklıklarda yüksek performans gerektiren turbo şarjlarda ve uçak türbin motorlarında kullanılmak üzere geliştirilmiş bir grup alaşımı tanımlamak amacıyla kullanılmıştır. Modern türbin sistemlerinde yakıt verimliliğini artırma ve emisyonu azaltma amaçlı süper alaşımların performansı üzerine yapılan inceleme, yüksek sıcaklık uygulamaları için bu alaşımların üstünlüğünü ortaya koymaktadır [8,9]. Süper alaşımların soğuk deformasyon sonrası sertliği artırılabilir, fakat bu sertlik yüksek sıcaklıklara dayanamayabilir. Süper alaşımlar yalnızca östenitik yapıda yüzey merkezli kübik matrisin doğası ve kimyasından dolayı değil, aynı zamanda çökelti oluşturan serleştirici fazların etkisiyle yüksek dayanıma sahiptir [2,3]. Süper alaşımlar nikel, demir-nikel ve kobalt esaslı olarak sınıflandırılmaktadırlar. Demir-nikel esaslı süper alaşımların dayanımları, nikel esaslı alaşımlara göre daha düşüktür. Ergime sıcaklıklarının yüksek olması sebebiyle yüksek sıcaklıkta demir-nikel esaslı alaşımlara kıyasla nikel ve kobalt esaslı süper alaşımlar daha yüksek dayanım göstermektedir. Bu nedenle de, daha uzun ömürlü uygulamalarda ve aynı zamanda yüksek mekanik zorlamalarda nikel ve kobalt esaslı alaşımlar tercih edilir. Daha düşük sıcaklıklarda ve ihtiyaç duyulan mukavemetin çeşidine göre düşük maliyetlerinden dolayı demir-nikel esaslı süper alaşımlar kobalt veya nikel-esaslı süper alaşımlara göre daha çok kullanılırlar [3].

Süper alaşımların uygun kimyasal kompozisyona sahip olanları dövülebilir, hadde ile levha haline getirilebilir veya birçok şekilde üretilebilirler. Çok daha yüksek oranda alaşımlandırılmış içerikler normalde döküm yöntemiyle üretilirler. Fabrikasyon yapılar kaynak yapılar veya sert lehimleme ile üretilir, fakat yüksek oranda alaşımlandırılmış ve yüksek miktarda sertleşme fazı içeren kompozisyona sahip süper alaşımların, kaynak yapılması zordur.

Dövme süper alaşımların çoğu, krom metali bakımından zengindir ve bu durum alaşıma yüksek korozyon direnci sağlamaktadır. Dökme süper alaşımlarda ise, başlangıçta krom miktarı fazla iken ilerleyen yıllarda süper alaşımların yüksek sıcaklık dayanımını arttıran diğer alaşım elementlerinin ilavesi sebebiyle azalmıştır [3]. Türbin diskleri, jet türbin kanatçıkları, egzost valfleri, zincir kancaları, ısı dönüştürücülerin başlıkları, valflerin ve pompaların gövdeleri kapalı kalıp dövme yöntemleriyle nikel esaslı alaşımlardan imal edilirler [8].

Süper alaşımların metalurjisi

Süper alaşımlar 650°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda dayanımlarını ve yüzey kararlılığını koruyan, nikel, demir-nikel ve kobalt esaslı alaşımlardır. Süper alaşımın özellikleri, kimyasal bileşim ve üretim koşulları kontrol edilerek nihai ürünlerde mükemmel yüksek sıcaklık dayanımları elde edilebilmektedir [2,3].

Demir, nikel ve kobalt süper alaşımların matris yapısını oluşturduğunda östenitik yüzey merkezli kübik kristal yapıda bulunmaktadırlar. Fakat saf metal olarak ele alındıklarında kobalt ve demir oda sıcaklığında yüzey merkezli kübik yapıda değildirler. Yüksek sıcaklıklarda veya diğer elementlerle yapmış oldukları alaşımlarda, demir ve kobaltın her ikisi de allotropik dönüşüme uğrayarak yüzey merkezli kübik yapıya dönüşürler. Nikel ise tüm sıcaklıklarda yüzey merkezli kübik (YMK) yapısını korumaktadır [3,10].

Süper alaşımlarda Mo, Ta, Re, W gibi alaşım elementleri mukavemeti, Cr ve Al oksidasyon direncini, Ti sıcak korozyon direncini, Ni ise faz kararlılığını sağlamak amacıyla ilave edilir. Al ve Ti gamma üssü (γ'), Nb ise gamma iki üssü (γ'') çökelti fazlarını oluşturmak üzere Ni ile kombine edilir. Son zamanlarda bu alaşım elementleri içerisinde reniyum (Re) önemli bir yer almaktadır. Re, γ' fazı kabalaşma hızını azaltmaya yardımcı olmaktadır. Çizelge 2.1'de süper alaşım türleri içinde alaşım elementlerinin % ağırlıkça kompozisyon miktarları verilmiştir.

Çizelge 2.1 : Süper alaşımlarda alaşım elementleri % kompozisyon miktarları [3].

Element	% Kompozisyon	
	Fe-Ni ve Ni esaslı	Co esaslı
Cr	5-25	19-30
Mo,W	0-12	0-11
Al	0-6	0-4,5
Ti	0-6	0-4
Co	0-20	...
Ni	...	0-22
Nb	0-5	0-4
Ta	0-12	0-9
Re	0-6	0-2

Nikel esaslı süperalaşımların yapısında, %50-70 Ni bulunmaktadır. Nikel esaslı süper alaşımların kullanım verimliliklerinin artırılması için Mo, Co, Nb, Zr, B, Fe ve diğer elementler ilave edilmiştir. Karbon bütün alaşımlarda ve genellikle de nikel ve demir-nikel esaslı süper alaşımlarında yaklaşık %0.03'e kadar bulunur [3, 10]. Fakat, karbür dönüşümünün güçlenmesi için kobalt bazlı alaşımlarda daha yüksek miktarlarda bulunabilir.

Süper alaşımların üretim yöntemleri

Süper alaşımlarda malzeme ve döküm yöntemiyle ilgili gelişmeler şu sırayla gerçekleşmiştir: ilk olarak 1940'larda polikristal eş eksenli döküm, 1960'lı yıllarda yönlü katılaşma (DS: directionally solidified), son olarak 1970'lerde tek kristalli (SC: single crystal) yapı şeklindedir. Her bir döküm yöntemindeki gelişme, daha yüksek kullanım sıcaklıklarında sonuçlanmıştır.

Yönlü katılaşma (DS) üretim yönteminde, sütunsal taneler, büyüme eksenine paralel şekilde oluşmaktadır. Nikel-esaslı süper alaşımlarda, büyüme yönü $\langle 100 \rangle$ kristalografik yönündedir. Bu morfoloji, su soğutmalı alt plaka içeren bir kalıp içersine sıvı metalin dökülmesi ile açığa çıkar.

Tek kristal döküm yöntemi 1970'lerde geliştirilmiş ve yönlü katılaşma döküm yöntemindeki teknolojik ilerlemelerin yan ürünü olarak ortaya çıkmıştır. Tek kristal döküm, tane seçici aracılığıyla tek bir tane seçerek yönlü katılaşma yöntemine benzer bir şekilde ilerlemektedir. Katılaşma sırasında, bu tek tane bütün bölümü kapsayacak şekilde büyür. Tek kristalli yapı sayesinde, eş eksenli ve yönlü katılaşmış malzemelerde bulunan tane sınırları elimine edilerek, mükemmel dayanım elde

edilir. Bunun yanı sıra tane sınırı dayanımını sağlayan karbon, bor, silisyum ve zirkonyum gibi elementlerin ortadan kaldırılması, tek kristalli malzeme ergime noktasını yükseltir. Böylece alaşımın ergime sıcaklığını arttırarak, ısı işlem sıcaklığı homojenizasyonu arttırılabilir. Bu durum γ' fazında tam bir çözünme sağlayarak alaşımın dayanımını ve maksimum kullanım sıcaklığını arttırmaktadır [2].

2.2 Süper Alaşımların Sınıflandırılması

Süper alaşımlar başlangıçta uçak motoru turboşarjlarda kullanılmak üzere geliştirilmiş, son 60 yıl içinde gelişimleri gaz türbin motoru teknolojisindeki taleplere bağlı olarak hızlanmıştır. Süper alaşımlar üç temel grupta sınıflandırılmaktadır: nikel, demir-nikel ve kobalt esaslı süper alaşımlar [9,10].

Bu üç süper alaşım grubu içinde nikel esaslı olanlar daha düşük ergime sıcaklığına (1204°C-1371°C) sahip olmalarına karşın, mekanik gerilmeler altında en yüksek sıcaklık kapasitesi bu gruba aittir. Fakat kobalt esaslı süper alaşımların nikel esaslı alaşımlara göre daha iyi kaynaklanabildiği ve daha yüksek termal yorulma direnci gösterdiği bilinmektedir [10]. Bununla birlikte ergime sıcaklığı avantajından dolayı polikristal dökme kobalt esaslı süper alaşımların dayanımı 2000°F (1093°C) üzerindeki servis sıcaklıklarında nikel esaslı süper alaşımlardan daha yüksektir [3]. Mukavemet açısından incelendiğinde kobalt esaslı alaşımlar 980°C'nin üzerindeki sıcaklıklar dışında nikel esaslı alaşımların yerine tercih edilmemektedirler.

Özellikle 1200°F (649°C) üzerindeki sıcaklıklarda sürünme-kopma dayanımı, katı eriyik sertleşmesi ile mukavemetlendirilen nikel ve demir-nikel esaslı süper alaşımlarda, çökme sertleşmesi ile mukavemet kazanan nikel esaslı ve karbür çökmesi ile dayanımı arttırılan kobalt esaslı süper alaşımlara oranla daha düşüktür [3]. Yüksek ergime sıcaklığına sahip ısı dayanımlı alaşımlar uçak motorlarının parçalarının üretiminde kullanılan en temel malzemelerdir. Yüksek sıcaklıklarda yüksek mekanik ve kimyasal özellikleri süper alaşımları jet motorlarında yüksek sıcaklıklarda çalışan sabit ve dinamik parçaların üretimi için vazgeçilmez hale getirmektedir [7]. Çizelge 2.2'de süper alaşım grupları, yapılarındaki alaşım elementlerine göre isimlendirilmiş şekilde verilmiştir. Çizelgede görüldüğü üzere Inconel 718 alaşımı, nikel esaslı dövme alaşımlar grubunda yer almaktadır. Endüstride en yaygın olarak kullanılan dövme demir-nikel ve kobalt esaslı ile döküm kobalt esaslı süper alaşımlar çizelgede belirtilmiştir.

Çizelge 2.2 : Süper alaşımların sınıflandırılması [3].

SÜPER ALAŞIMLAR					
NİKEL ESASLI		DEMİR-NİKEL ESASLI		KOBALT ESASLI	
Dövme	Döküm	Dövme	Döküm	Dövme	Döküm
Inconel(600,601,617,625,702,706,718,721,X-750)	Inconel(713C,738)	Incoloy(800,801,802,907,909,925)		Haynes(25,188)	V-36
Hastelloy(W,B,C-276)	M 252	Haynes 556		Stellite B	X-40
Pyromet 860	Hastelloy X	A-286		S-816	MAR-M918
Nimonic(75,80A,90,95,100,115)	Udimet 500	V-57			
Udimet(500,520,630,700)	Rene(80,100)				
Waspaloy	MAR-M 246				

2.2.1 Nikel esaslı süper alaşımlar

Mukavemet ve tokluğun kombinasyonu, 700°C üzerindeki sıcaklıklarda mekanik özellikleri, nikel-esaslı süper alaşımları yüksek sıcaklıklarda yüksek performans gerektiren uygulamalar için öncelikli malzeme yapar [10]. Ni esaslı süper alaşımların yüksek sıcaklık sürünme, yorulma ve çevresel bozunmalara karşı direnci bu sıcaklıklardaki kullanımını yaygın hale getirmiştir [9].

Nikel esaslı süper alaşımların yüksek sıcaklık uygulamalarında yer almasının nedenleri şu şekilde sıralanabilir: Öncelikle, nikel yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapıya sahiptir, böylece atomlar arası bağın oluşturduğu artan kohezif enerjiyle birlikte tokluk ve süneklik sağlar. Bununla birlikte nikel YMK formunda oda sıcaklığından ergime sıcaklığına kadar kararlılık gösterir, bu koşullarda faz dönüşümünün gerçekleşmemesi yapıda yüksek sıcaklık bileşeni olarak kullanımını sağlamaktadır. Ni, gibi YMK yapıli metallerde difüzyon hızı düşüktür, bu durum yüksek sıcaklıklarda mikroyapısal kararlılığı sağlar [3,9].

Nikel esaslı süper alaşımlar üç grupta ele alınır: katı eriyik sertleştirici elementler ile mukavetlendirilmiş, çökelti ile sertleştirilen ve oksit-dağılım ile mukavetlendirilmiş (ODS). Katı eriyik alaşımlar ya hiç ya da çok küçük miktarda, alüminyum (Al), titanyum (Ti) ve niyobiyum (Nb) içermektedir. Çökelti ile sertleştirilen alaşımlar ise alüminyum ve titanyum dışında oldukça önemli miktarda niyobiyum içermektedir. ODS alaşımlarda ise küçük bir miktar ince oksit partiküller bulunmakta ve toz metalürji yöntemiyle üretilmektedirler. Yaşlandırma ile sertleştirilen (çökeltme sertleşmesi) nikel esaslı alaşımlar, alüminyum ve titanyum ilavesi ile oluşan γ' çökeltisi ve karbür çökelti ile mukavetlendirilir. Optimum yüksek sıcaklık özelliklerinin elde edilebilmesi için γ' çökelti fazı birincil derecede önemlidir. Alüminyum, titanyum miktarı ve alüminyum/titanyum (Al/Ti) oranı ısıl işlem süresince çok önemlidir. Bu orandaki artış, yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirmektedir. Ayrıca γ' fazının hacimsel oranı, boyutu ve dağılımı kontrol edilmesi gereken önemli parametrelerdir [9].

Nikel esaslı süper alaşımlar uçak motorlarında kullanılan alaşımların ağırlıkça %50 sini kapsamaktadır, özellikle yüksek ısıya karşı yüksek dirençlerinden dolayı uçak türbinleri, türbin ve pervane kanatları, yanma odası astarları, bağlantı bölümlerinde kullanılmaktadır. Çökelti ile sertleştirilen alaşımlar, katı-eriyik ile sertleştirilen

alaşımlara kıyasla daha yüksek dayanıma sahiptirler. Bu nedenle de yüksek sıcaklık uygulamalarında γ' çökeltisi ile sertleştirilen alaşımlar tercih edilmektedir. Katı eriyik ile sertleştirilen alaşımlar ise daha çok servis koşullarına bağlı olarak, kaynak edilebilirliği ve üretim kolaylığı sebebiyle kullanılırlar [3,10].

Nikel esaslı süper alaşımların kimyasal kompozisyonu ve mikroyapısı:

Ana alaşım elementi olarak nikelin başlıca özellikleri, YMK yapıda östenitik nikel matrisin yüksek faz kararlılığı ve doğrudan ya da dolaylı olarak çeşitli şekillerde alaşımlandırılma yeteneğinin olmasıdır. Bunun dışında nikelin yüzey kararlılığı krom (Cr) ve alüminyum (Al) ile alaşımlandırılmasıyla geliştirilmiştir.

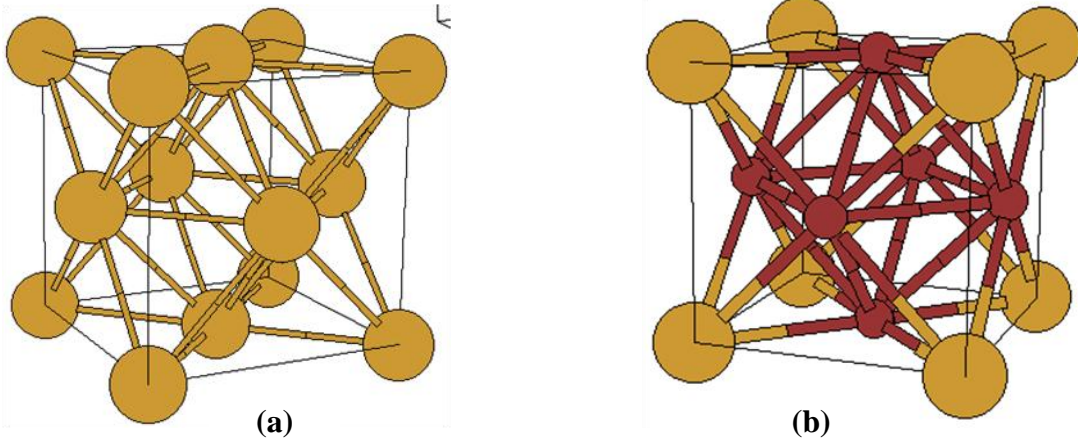
Nikel esaslı alaşımların kimyasal kompozisyonu; %10-20 krom (Cr), % 8 oranında Al ve Ti birleşimi, % 5-15 kobalt (Co), küçük miktarlarda bor, zirkonyum, hafniyum ve karbon şeklindedir. Bu elementlere ilave olarak molibdenyum (Mo), niyobiyum (Nb), tantalum (Ta), reniyum (Re) ve tungsten (W) katı eriyik sertleştirici ve karbür yapıcı elementler olarak yer almaktadır. Krom ve alüminyum ilavesiyle de Cr_2O_3 ve Al_2O_3 oksit tabakalarını oluşturarak yüzey kararlılığı iyileşmektedir. Genel olarak nikel esaslı alaşımlarda tantalum, tungsten ve reniyum katı eriyik sertleştirici elementler olarak yer alırken, titanyum ve alüminyum çökelti yapıcılar olarak bulunur. Düşük servis sıcaklıkları için geliştirilmiş Inconel 600 ve Hastelloy serisi nikel esaslı alaşımlar, ikincil faz oluşmaksızın krom (Cr), molibden (Mo), demir (Fe) ve tungsten (W) katı eriyik elementlerini içermektedir [10].

Nikel esaslı süper alaşımların mikroyapısı incelendiğinde oluşan fazlar şu şekildedir:

Gamma matris (γ): Ana alaşım elementi nikel olan YMK yapıda östenitik matris, yüksek miktarda, kobalt, demir, krom, molibden ve tungsten gibi katı eriyik elementleri içermektedir. Alaşım içerisinde bulunan krom, oksijenle birleşerek Cr_2O_3 tabakası oluşturma eğilimindedir. Böylece metalik elementlerin dışarıya difüzyonunu engelleyerek, yüzey kararlılığını sağlar.

Gamma prime (γ'): Alüminyum ve titanyum ilavesi sonucu, östenitik matrisle koherent (uyumlu) durumda çökelti oluşturan, $L1_2$ düzende yüzey merkezli kübik yapıda, $Ni_3(Al,Ti)$ kimyasal kompozisyonuna sahip intermetalik bileşiktir. Bu çökelti faz yüksek sıcaklıkta dayanım ve sürünme direnci sağlar, özellikle nikel esaslı süper alaşımlar için birincil sertleştirme fazıdır. γ' çökeltileri düşük hacimsel oranlarında küresel şekilde iken, yüksek alüminyum ve titanyum miktarlarında kübik morfolojiye

sahiptir. Morfolojideki bu değişim matris/çökelti kafes uyumsuzluğu ile ilgilidir. γ' matris/çökelti kafes uyumsuzluğunun % 0-0,2 olduğu durumda küresel, % 0,5-1 durumda kübik, % 1,25'den büyük olduğu oranlarında ise plakalar şeklinde olduğu gözlenmiştir. Genelde çoğu nikel esaslı süper alaşımlarda çok küçük boyutlarda küresel morfolojide ortaya çıkar. Ancak γ' çökeltleri büyürken, koharent durumda kayba neden olmakla birlikte, matris/çökelti kafes uyumsuzluğu miktarına bağlı olarak küreselden küp formuna ya da plakalar şekline dönüşebilir [3,10]. Östenitik matris ve γ' fazı kristal yapıları Şekil 2.1 (a)-(b)'de şematik görünümü verilmiştir. γ' fazı kristal yapısında alüminyum atomları kübün köşelerinde, nikel atomları yüzey merkezlerinde yer almaktadır.



Şekil 2.1 : Kristal yapılar: (a) östenitik matris (γ) YMK kristal yapısı, (b) γ' - $Ni_3(Al,Ti)$ YMK yapısı [13].

Dövme nikel süper alaşımların çoğu hacimce % 20-45 γ' içermektedir. Döküm nikel süper alaşımları ise yaklaşık hacimce % 60 oranında γ' içerir, artan γ' hacimsel oranı ile birlikte, sürünme dayanımı da artar [10].

Gamma double prime (γ''): Yeteri miktarda demir içeren nikel-esaslı alaşımlarda Ni ve Nb kombinasyonu sonucu DO_{22} düzende hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıda disk morfolojisine sahip Ni_3Nb intermetalik bileşiği oluşur. Matrisle koharent durumda ve % 2,9 oranında kafes uyumsuzluğu gerilimi yaratan çökelti olarak bulunmaktadır. Düşük ve orta sıcaklıklarda bu faz yüksek mukavemet sağlarken, 650°C üzerindeki sıcaklıklarda kararsız hale gelir. Genelde IN-718 ve IN-706 gibi nikel-demir esaslı süper alaşımlarda çökelti faz olarak bulunur. Gamma iki üssü (γ''), Inconel 718 alaşımlarında gamma üssü (γ') ile birlikte çökeler, fakat ana sertleştirici faz γ'' (Ni_3Nb) fazıdır. Inconel 718'in yüksek sıcaklıktaki mükemmel mekanik

özellikleri γ'' fazının yarattığı etki sayesinde. γ'' fazı ile sertleştirilen nikel-esaslı alaşımların aşırı yaşlandırma koşulunda, bu fazın aynı kimyasal kompozisyonda (Ni_3Nb) ortorombik δ fazına dönüşüm eğilimi vardır. İnkoherent yapıda olan bu faz, yüksek miktarlarda oluştuğunda dayanım sağlamaz. Buna rağmen düşük miktarda çökelti oluşturan δ fazı tane boyutu kontrolü sağlamakla birlikte, yorulma dayanımı ve sürünme-kopma sünekliği gibi özelliklerin gelişmesine katkıda bulunur. Fakat ısıtma işlem süresince yoğun bir şekilde oluşan delta fazı (δ) pek çok mekanik özellikleri olumsuz etkilediğinden yapıdaki oluşumu önlenmelidir [2, 9, 10].

η (eta) fazı: Eta fazı yüksek miktarda titanyum/ alüminyum (Ti/Al) oranına sahip özelliklerle uzun süreli yüksek sıcaklık koşullarına maruz kaldığında nikel, demir-nikel ve kobalt esaslı süper alaşımlarda gözlenen bir fazdır. Hekzagonal DO_{24} kristal yapısında Ni_3Ti kimyasal kompozisyonuna sahip intermetalik bileşik olarak bulunur. Eta fazı yavaş hızda çökmesine karşın, hızlı bir şekilde büyüyerek, γ'' -(Ni_3Nb)'dan daha büyük partiküller oluşturmaktadır [10]. Bu faz iki morfolojide bulunur; tane sınırlarında hücresel biçimde veya tane boyunca iğnemsî şekildedir. Her iki şekli de sürünme-kopma dayanımını olumsuz etkiler.

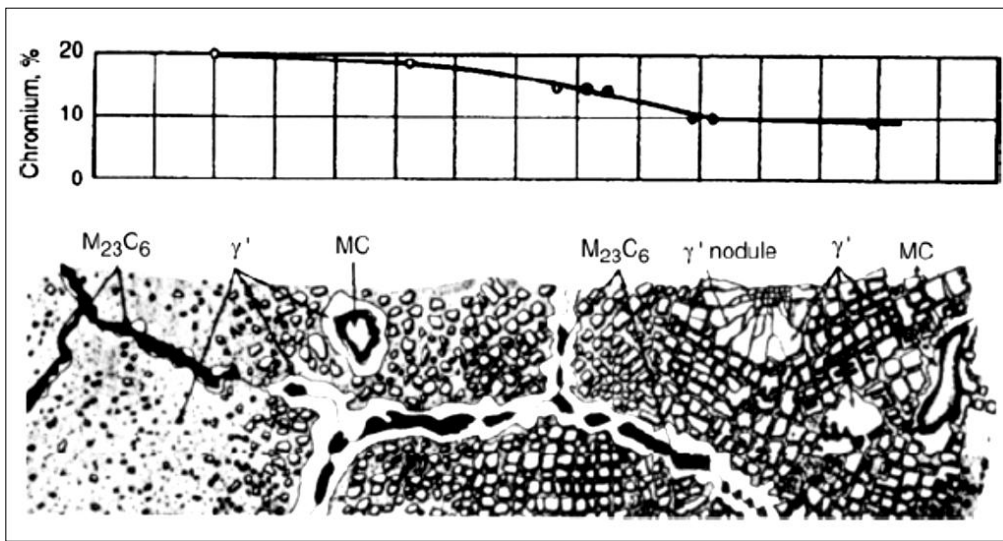
Topolojik sıkı-paket fazlar (TCP) : Belli kompozisyonda ve işlem koşulları altında oluşan, plaka benzeri veya iğnesel morfolojiye sahip σ , μ ve Lava gibi zararlı fazlardır. Düşük kopma dayanımı ve sünekliğe sebep olurlar. Yüksek miktarda tantalum (Ta), niyobiyum (Nb), krom (Cr), tungsten (W) ve molibden (Mo) gibi hacim merkezli kübik (HMK) metal elementlerini içeren alaşımlar topolojik sıkı paket fazları oluşturma eğilimindedir. Bu fazlar iki nedenden dolayı zararlıdır: i) γ' ve γ'' dayanım kazandıran sertleştirici fazları bağlayarak sürünme dayanımını azaltır, ii) kırılma yapıları sebebiyle çatlak başlangıcı gibi davranır.

Nikel esaslı alaşımlarda genelde σ ve μ fazları oluşumu görülmektedir. σ , $(\text{Fe},\text{Mo})_x(\text{Ni},\text{Co})_y$ (x ve y değişkenleri 1-7 arasında değer alır) kimyasal formülüne sahiptir. σ fazının sertliği ve plaka yapısındaki morfolojisi, çatlak başlangıcı gibi davranarak, düşük sıcaklıklarda kırılma hasarı yaratır. Yüksek sıcaklıklarda kopma dayanımı üzerine etkisi incelendiğinde sigma (σ) fazı, γ matris içinde refrakter metallerin oluşumunu engelleyerek, dayanımda düşüşe sebep olmaktadır. Ayrıca yüksek sıcaklıkta kopma, tane sınırları boyunca değil, plakalar şeklinde bulunan σ boyunca gerçekleşir, bu durum da kopma ömrünü belirgin bir şekilde azaltır. Lava fazı, genel olarak demir-nikel esaslı alaşımlarda gözlenen AB_2 hegzagonal kristal yapıya sahip,

tane sınırlarında oluşan kaba partiküllerdir. Fe_2Ti , Fe_2Nb ve Fe_2Mo en bilinen intermetalik bileşikleridir. Silisyum ve niyobyum, Inconel 718 alaşımında bu istenmeyen fazın oluşumunu teşvik eder. Yüksek miktarları oda sıcaklığında süneklik ve sürünme özelliklerine zarar vermektedir.

Plakalar halinde μ fazı da oluşabilir fakat zararlı etkileri üzerine bilgiler kısıtlıdır. $(Fe, Co)_7(Mo, W)_6$ kimyasal formülüne sahiptir. Genelde yüksek miktarda molibden ve tungsten içeren alaşımlarda gözlenir ve yüksek sıcaklıklarda oluşur [2,10].

Karbürler: Ağırlıkça % 0,02-0,2 oranında ilave edilen karbon, titanyum, tantalum, hafniyum ve niyobyum gibi reaktif elementlerle birleştiğinde TiC , HfC ve NbC şeklinde metal karbür (MC) formuna dönüşür. Isıl işlem boyunca MC karbürler bozunarak, tane sınırlarında $M_{23}C_6$ ve molibden, tungsten ve kromca zengin M_6C tipi karbürleri oluşturma eğilimindedir. MC tip karbürler genellikle düzensiz kübik yapıda büyük tanelerden oluşmaktadır. $M_{23}C_6$ formu ise plaka morfolojisinde düzenli yapıda bulunmasına karşın tane sınırlarında düzensiz, sürekli olmayan sınırlayıcı taneler olarak bulunmaktadır. M_6C fazı da tane sınırlarında sınırlayıcı bir faz olarak bulunabilmektedir. Şekil 2.2’de nikel esaslı süper alaşımlarda fazlar ve krom miktarına bağlı mikroyapısal değişim verilmiştir. Bu karbür yapılarının tamamı YMK kristal yapıdadır. Karbürlerin genel olarak çok uzun süreli servis koşullarında açığa çıktığı ve alaşımın yüksek sıcaklıkta kopma dayanımını arttırdığı incelenmiştir [2,10].



Şekil 2.2 : Nikel esaslı süper alaşımlarda fazlar ve krom miktarına bağlı mikroyapısal değişimi [3].

2.2.2 Demir - nikel esaslı süper alaşımlar

Demir-nikel esaslı süper alaşımlar, östenitik paslanmaz çeliklerden modifiye, yüzey merkezli kübik matris yapısında katı eriyik sertleştirici ve çökelti oluşturan elementler içeren alaşımlardır. Östenitik matris ana alaşım elementleri YMK yapısını kararlı kılan en az % 25 nikel ve % 18-55 demirden oluşmaktadır. Krom gibi diğer alaşım elementleri, katı eriyik sertleştirici olarak ilave edilir [10].

Sertleştirici çökelti; γ' (Ni_3Al), η (Ni_3Ti) ve γ'' (Ni_3Nb) gibi intermetalik bileşikler ve karbürlerdir. Bor ve zirkonyum gibi alaşım elementleri tane sınırlarında meydana gelebilecek kırılmayı baskılayarak kopma dayanımını ve kopma ömrünü arttırmaktadır. Kimyasal kompozisyon ve sertleştirme mekanizmasına bağlı olarak pek çok farklı demir-nikel süper alaşım grupları vardır. İlk grup, ağırlıkça % 25-35 aralığında nikel içeren ve YMK γ' fazı sayesinde sertleştirilen V-57 ve A-286 demir-nikel esaslı süper alaşımlardır. Bu alaşımlarda γ' fazı titanyum metalince zengindir, bu durumda YMK yapısındaki γ' fazı yerine, mukavemete daha az katkısı olan hegzagonal sıkı paket (HSP) kristal yapıda η (Ni_3Ti) fazı çökelti oluşturur. Bu grup alaşımlarda yüksek miktarda titanyum/alüminyum oranından kaçınılmalıdır [8,10].

İkinci grup demir-nikel esaslı süper alaşımlar, Pyromet 860 ve Incoloy 901 gibi ağırlıkça % 40 Ni, yüksek miktarda katı eriyik sertleştirici ve çökelti oluşturan elementler içermektedir. Üçüncü grup alaşımlar, N-155 ve Haynes-556 alaşımları gibi, demir-nikel-krom-kobalt alaşımlar olarak tanımlanmıştır ve intermetalik bileşiklerin çökmesi sonucu sertleştirilme sağlanmaz. Bu grup alaşımlar yüksek sıcaklık korozyon etkilerine karşı mükemmel direnç gösterir. Diğer bir grup ise YMK γ' fazı tarafından sertleştirilen demir-nikel-kobalt alaşımlarıdır. Incoloy 903, 907, 909, Pyromet CTX-1 ve Pyromet CTX-3 alaşımları bu grup içerisinde yer almakta, 650°C sıcaklıkta yüksek dayanım ve düşük ısıl genleşme sergilemektedir [10].

Her bir demir-nikel alaşım grubu yaşlandırma ısıl işlemi süresince östenitik matris içerisinde yarı-kararlı γ' ($\text{Ni}_3\text{Ti,Al}$) fazının oluşmasına olanak sağlayan düşük miktarda titanyum içermektedir. Uzun süreli yaşlandırma sonrası Pyromet alaşımlarında ise plakalar halinde kararlı HSP yapıda η (Ni_3Ti) fazı oluşur ve bu fazın sertliğe katkısı γ' dan çok daha azdır. İntermetalik bileşiklerin matris içinde çökmesi sonucu sertleştirilen demir-nikel esaslı süper alaşımlar gaz türbin motorları gövde kısımlarında ve türbin disklerinde kullanılmaktadır [2,10].

2.2.3 Kobalt esaslı süper alaşımlar

Kobalt esaslı süper alaşımlar, diğer alaşımların aksine γ' ve γ'' gibi koherent çökelti fazlar ile değil, östenitik matris içerisindeki katı eriyik sertleştirici elementler ve karbür çökelti ile mukavemet kazanmaktadırlar. Özellikle döküm kobalt alaşımları karbür çökmesi sonucu sertleştirilmektedirler [3].

Kobalt $T < 417^\circ\text{C}$ sıcaklıkta hekzagonal sıkı paket yapıda kristalleşmekte, daha yüksek sıcaklıklarda yüzey merkezli kübik yapısına dönüşmektedir. Servis koşullarında bu allotropik dönüşümü engellemek için, tüm kobalt esaslı süper alaşımlar nikel içermektedir. Böylece oda sıcaklığından ergime sıcaklığına kadar YMK yapısının kararlılığını koruyabilmektedir. Ayrıca kobalt esaslı süper alaşımlar yüksek krom içerikleri sayesinde yüksek sıcaklıklarda mükemmel korozyon direnci sağlamaktadırlar [10]. Kobalt esaslı süper alaşımlar kolay kaynak edilebilirlik ve daha iyi termal yorulma direnci özellikleri nedeniyle bazı uygulamalarda nikel esaslı alaşımlar yerine tercih edilirler. Diğer bir avantajları da kobalt esaslı alaşımlar argon ve hava ortamında ergime yeteneğine sahipken, demir-nikel ve nikel esaslı alaşımlar içerdikleri reaktif elementler (Al ve Ti) sebebiyle vakumla ergitme yöntemine ihtiyaç duymaktadır. Fakat kobalt esaslı alaşımlarda istenmeyen ve mekanik özellikleri olumsuz etkileyen plaka morfolojisinde σ , Lava ve TCP fazların çökmesi daha sık gözlenmektedir [3,10]. Ayrıca kobalt esaslı alaşım sistemlerinde birincil sertleşme mekanizması çökme sertleşmesi olduğundan, karbon en yüksek sürünme ve kırılma mukavemetine ulaşmak için önemli alaşım elementidir. Karbon miktarının kontrolü, çekme ve kırılma mukavemetleri ile sürünme açısından önemlidir.

Dövme kobalt alaşımların yapısı incelendiğinde en az % 10 Ni içeren YMK yapıda matris ve yüzey merkezli kübik yapısını kararlı kılan demir, mangan, karbondan oluştuğu görülmektedir. Nikel ve demir alaşım elementleri de işlenebilirliğini iyileştirmektedir. L-605 alaşım türünde olduğu gibi, tungsten katı eriyik sertleştirici element, krom ise oksidasyon ve sıcak korozyon direncini sağlamak amacıyla ilave edilir [10]. Döküm kobalt esaslı alaşımlar YMK östenitik matris ve karbür çökelti ile mukavemet kazandırmasıyla karakterize edilirler. MAR-M 509 ve MAR-M 302 serilerinin kullanıldığı türbin kanatları ve türbin bıçakları gibi uçak gaz türbin motorlarında uygulama alanına sahiptirler. Dövme kobalt esaslı alaşımlar ise daha çok gaz türbinleri yanma odası parçalarında kullanılır [3].

2.3 Döküm ve Dövme Süper Alaşımlar

Dövme alaşımlar başlangıçta dökme biletlerden oluşan, son haline ulaşmak için pek çok kez deforme edilerek sayısız kez tekrar ısıtılan alaşımlardır. Dövme alaşımlar, katılaşma prosesinden dolayı segregasyona uğrayan döküm alaşımlara göre daha homojen bir yapıya sahiptirler [3]. Döküm süper alaşımlar kaba tane yapısı, geliştirilmiş sürünme ve kopma özellikleri, dövme süper alaşımlar ise daha uniform ve ince dağılmış tane yapısı, iyileştirilmiş çekme-yorulma özellikleri ile bilinmektedir [10].

Dövme süper alaşımların dökme süper alaşımlara göre daha sünek olduğu kabul edilir. Bu nedenle, en iyi üretim şekli işleme prosesiyle elde edilir, böylece işleme sırasında ve sonraki kullanımlar için optimum süneklik elde edilmiş olunur. Gaz türbin diskleri gibi büyük şekilli parçaların üretimi de dövme ile gerçekleşir, bu sayede üretim sırasında dövme malzemenin üstün sünekliliğinden yararlanır. İşlemesi oldukça güç olan bazı süper alaşımlar toz metalurjisi yöntemiyle üretilmektedir ve son ürün haline gelmeden önce dövme işlemi yapılır. Orta düzey sıcaklıkların (540°C-760°C) hakim olduğu büyük şekilli gaz türbin disklerin üretiminde standart dövme ya da toz metalurjisi kullanılmaktadır [3].

Döküm süper alaşımlar gaz türbinlerinin sıcak bölümlerinde, özellikle türbin bıçakları ve türbin kanatları kısmında kullanılır. Çoğu döküm süper alaşımlar çok kristalli eş eksenli yapıya sahipken, diğerleri sütunsal taneli yönlü katılaşmış yapıdadır. 1970'li yılların sonlarında ve 1980'li yılların başlarında bazı gaz türbin kanatları üretiminde çok kristalli döküm nikel esaslı süper alaşımların yerini almak için; i) sütunsal taneli, ii) tek-kristal dökümlerin ortaya çıkması süper alaşım dökümlerin dayanımında büyük bir artış ve yüksek sıcaklık yeteneği sağlamıştır [14]. Yüksek sıcaklıklarda döküm süper alaşımlar, dövme alaşımlara göre çok daha yüksek dayanıma sahiptirler. Sonuç olarak iri tane boyutlu çok kristalli dökme alaşımlar, ince taneli dövme alaşımlara göre yüksek sıcaklıklarda daha mukavemetlidir. Yönlü katılaşmış dökme süper alaşımlar yapı içindeki tüm tanelerin birbirlerine paralel düzende sıralandığı, sütunsal tanelerden oluştuğu gibi, tek bir tanenin seçilen kristal eksenine paralel olarak düzenlendiği tek kristal yapıda da bulunabilir. Tek kristalli yapıda tane sınırları yoktur ve bu nedenle en iyi sürünme mukavemeti özellikleri gösterir.

Dökme nikel-esaslı süper alaşım kullanılarak türbin bıçakları uygulamaları için gerekli olan yüksek sıcaklıkta yüksek sürünme-kopma dayanımı elde edilebilirken, ince tane yapılı dövme alaşımlar sayesinde düşük ve orta sıcaklıklarda türbin disk uygulamalarının ihtiyaç duyduğu yüksek akma dayanımı ve daha iyi kısa ömürlü yorulma dayanımı sağlanmaktadır [3,8].

2.4 Süper Alaşımların Uygulama Alanları

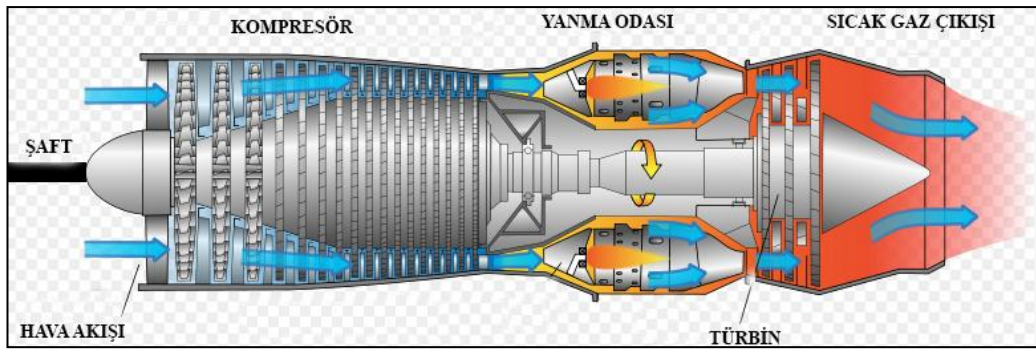
Süper alaşımların kullanım aralığı diğer birçok alanda da genişleyerek günümüzde uçak ve endüstriyel gaz türbinleri, roket motorları, kimyasal endüstri ve petrol tesislerini de içermektedir [2]. Modern türbin sistemlerinde yakıt verimliliğini arttırma ve emisyonu azaltma amaçlı, süper alaşımların performansı üzerine yapılan inceleme, yüksek sıcaklık uygulamaları için üstünlüğünü ortaya koymaktadır [9].

Süper alaşımların herhangi bir uygulama alanı seçimi sırasında; mukavamet, sürünme dayanımı, yorulma dayanımı, şekillenebilirlik ve yüzey kararlılığı gibi mekanik özellikleri dikkate alınmalıdır. Bu özelliklerden biri için yararlı olan kimyasal kompozisyon ve mikroyapısal değişkenler, diğeri için istenmeyen sonuçlar yaratabilir. Örneğin ince tane yapısı, düşük sıcaklık çekme dayanımı, yorulma dayanımı ve yüksek sıcaklık şekillenebilirlik için istenilen mikroyapı iken, sürünme dayanımını olumsuz etkilemektedir. Benzer bir şekilde yüksek krom içeriği nikel esaslı alaşımlarda oksidasyon ve sıcak korozyon direncini arttırırken, çekme ve sürünme dayanımında düşüşe aynı zamanda σ fazı oluşumuna sebep olmaktadır. Bunun yanı sıra sıcaklığa daha dirençli alaşımlar kırılabilirliğe daha eğilimli olmaları sebebiyle yalnızca döküm yöntemi kullanılarak şekillendirilebilir veya toz metalurjisi ile üretilmektedir [10]. Süper alaşımların kullanım alanları şu şekilde listelenebilir:

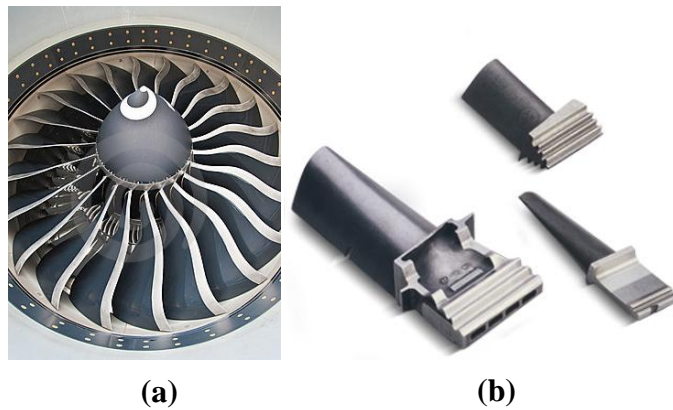
- Uçak/endüstriyel gaz türbin parçaları: diskler, civatalar, şaftlar, uçak pervaneleri, kanatçıklar, yakma hücreleri, art yakıcılar, geri iticiler,
- Buhar türbinli güç tesisleri parçaları: civatalar, pervaneler, baca gazı ilave ısıtıcıları,
- Otomotiv parçaları: turbo kompresörler, egsoz valfleri,
- Metal işleme malzemesi: yüksek sıcaklığa dayanıklı iş takımları ve kalıpları, döküm kalıpları,
- Medikal ekipmanlarda: dişçilikte, protez cihazlarda,

- Uzay mekiği parçaları: aerodinamik olarak ısıtılmış yüzeylerde, roket motor parçalarında,
- Isıl işlem parçalarında: bağlama ekipmanları, taşıma bantları,
- Nükleer güç sistemlerinde: kontrol çubuğu sürme mekanizmaları, supaplarda, kanal sistemleri,
- Kimyasal ve petrokimyasal endüstrilerde: civatalarda, valflarda, reaksiyon kazanlarında, borularda, pompalarda,

Tüm uygulamalarda yüksek sıcaklık mukavemeti gerekli değildir. Yüksek sıcaklık mukavemeti korozyon direnci ile birleştiğinde biyomedikal cihazlar için süper alaşım malzeme standartlarını belirlerler [3]. Özellikle kobalt esaslı süper alaşımlar medikal ve dental implantlarda geniş kullanım alanına sahiptir. Haynes 25, gaz türbinleri sıcak bölümleri, nükleer reaktör parçalarının yanısıra medikal uygulamalarda da kullanıldığı bilinen kobalt esaslı süper alaşımdır. Haynes 188 ve S-816 kobalt esaslı alaşımlar ise yüksek basınç türbin kanatçıkları ve gaz türbini yanma odasında kullanım alanı bulmaktadır [10].



Şekil 2.3 : Uçak motoru parçaları şematik gösterimi.



Şekil 2.4 : Uçak gaz türbin parçaları: (a) türbin diski, (b) türbin kanatçıkları.

Gaz türbin motorları gibi en çok talep edilen uygulamalarda ise çökelme sertleşmesi ile dayanımı arttırılan, Inconel 718 nikel esaslı süper alaşımlara ihtiyaç duyulmaktadır. A-286 ve Incoloy 901 serileri demir-nikel esaslı süper alaşımlar, gaz türbin motorları, türbin bıçak, türbin diski ve şaft parçalarında kullanılmaktadır.

3. INCONEL 718 SÜPER ALAŞIMI

3.1 Inconel 718 Süper Alaşımı Genel Özellikler

Inconel 718, 1950'li yıllarda International Nickel Corporation tarafından geliştirilmiştir, uzun süre önce geliştirilmesine rağmen, günümüzde özellikle uçak/endüstriyel gaz türbin motor parçaları gibi yüksek sıcaklık ortamlarında çalışan pek çok malzeme için geniş kullanım alanlarına sahiptir. Isıl yorulma dayanımı, oksidasyon direnci, korozyon direnci, kolay dövülebilirlik ve kaynaklanabilirlik Inconel 718'in önemli özelliklerindedir [15].

Inconel 718, % 18-19 demir içeren nikel esaslı süper alaşımlar grubunda yer alır ve koherent HMT γ'' (Ni_3Nb) fazı sayesinde sertleştirilir. Demir içeriği yarı-kararlı γ'' oluşumu için katalizör görevi görmektedir. Ağırlıkça % 3-5 Nb ve γ' ($\text{Ni}_3\text{Al,Ti}$) fazı oluşumu sağlayan düşük miktarlarda alüminyum ve titanyum içermektedir. Uygun olmayan ısıl işlem koşulları Inconel 718 alaşımında ortorombik kristal yapıda, Ni_3Nb kimyasal kompozisyonuna sahip kararlı delta (δ) fazını oluşturmaktadır. Uygun ısıl işlem metodları bu alaşım için önemli olduğundan sıcaklık-zaman-dönüşüm (TTT) diyagramı incelenerek istenilen faz dönüşümünün gerçekleşmesi için gerekli ısıl işlem koşulları belirlenebilir [10]. Inconel 718 γ matris, NbC, γ' , γ'' ve δ fazlarından oluşmakla birlikte, γ'' fazının alaşımı sertleştirici etkisi oldukça fazladır. γ'' kadar temel rolü olması da γ' fazı da sertliği etkiler fakat yapıda oluşan δ fazının mekanik özellikler üzerine olumsuz etkileri vardır [16]. γ'' çökelti fazı kararsızlığı nedeniyle Inconel 718'in maksimum kullanım sıcaklığı $\sim 650^\circ\text{C}$ 'dir. Inconel 718 dayanımı en yüksek ve en geniş kullanım alanına sahip süper alaşımlardan biridir, fakat $650^\circ\text{C} - 815^\circ\text{C}$ sıcaklık aralığında dayanımını hızlı bir şekilde kaybeder. Inconel 718'in yüksek sıcaklık dayanımında meydana gelen bu kayıp, östenitik matris içerisinde çökelen γ'' fazının oluşturduğu matris/çökelti yüksek kafes uyumsuzluğu ile ilgilidir. Çizelge 3.1'de Inconel 718 alaşımı oda sıcaklığı ve 650°C 'de mekanik özellikleri değişimi verilmiştir. Fiziksel özellikleri incelendiğinde $8,19 \text{ g/cm}^3$ yoğunluğunda, $1260^\circ\text{C}-1336^\circ\text{C}$ ergime sıcaklığına sahip olduğu görülmektedir. 650°C 'de % uzama değeri oda sıcaklığındaki değerden farklılık göstermemektedir.

Çizelge 3.1 : Inconel 718 süper alaşımı mekanik özellikleri [17].

Mekanik Özellikler	Oda Sıcaklığı	650°C
Çekme Dayanımı	1240 MPa	965MPa
Akma Dayanımı	1034 MPa	861 MPa
% Uzama	12	12
Elastik Modülüs	210 GPa	163 GPa
Sertlik	35,5 HRC-350HV	-

Inconel 718 ikincil fazların (γ',γ'') matris içerisinde çökmesi sonucu mukavemetlendirilir. Çoğu uygulamalarında solüsyona alınmış ve çökme sertleşmesi (yaşlandırma ısı işlemi) ile mukavemetlendirilmiş şekilde kullanılmaktadır. Bu nikel (alüminyum, titanyum, niyobyum) ikincil fazların çökmesi 594°C-815°C sıcaklık aralığında yapılan ısı işlemler sonucu gerçekleşir. İkincil fazları oluşturan metalurjik reaksiyonların düzgün bir şekilde ilerleyebilmesi için alüminyum, titanyum ve niyobyum bileşenlerinin matris içerisinde çözünebilmesi gerekir, eğer farklı bir faz formunda çökelti oluştururlarsa alaşımın mukavemetlendirilmesi mümkün olmaz. Bu nedenle alaşıma öncelikle solüsyona alma ısı işlemi uygulanmaktadır [17].

3.2 Isıl İşlem Karakteristiği

Inconel 718 solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış durumda kullanılmaktadır. Bu ısı işlem koşullarında seçilen sıcaklık, süre ve soğutma hızı gibi parametreler uygulama alanına ve ihtiyaç duyulan mekanik özelliklere göre farklılık gösterir. Uçak ve uzay endüstrisi uygulamalarında yüksek çekme ve yorulma dayanımı, gerilme-kopma mekanik özelliklerine ihtiyaç duyulduğundan, δ solvus sıcaklığının ($\sim 1010^\circ\text{C}$) altında solüsyona alma ve iki basamaktan oluşan standart yaşlandırma işlemi yapılır. Söz konusu yaşlandırma işlemi şu şekildedir:

- i) 925-1010°C sıcaklık aralığında 1-2sa süreli solüsyona alma/havada soğutma.
- ii) 720°C'de 8 saat yaşlandırma, 55°C/sa soğutma hızıyla fırında 620°C' ye soğutma.

- iii) 620°C’de toplam ısıtma süresi 18 saat olacak şekilde 8 saat yaşlandırma/ havada soğutma.

Yüksek mukavemet değerlerine δ solvus sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda dövme, dövme işlemi ardından su verne ve iki aşamalı yaşlandırma işlemi sonrası ulaşılmaktadır. Solüsyona almadan gerçekleştirilen bu ısıtma işlemi ‘doğrudan yaşlandırma’ olarak tanımlanır ve bu işlem için yüksek kalitede uniform alaşımların kullanılması gerekmektedir. Solüsyona alma sıcaklığına bağlı olarak, solüsyona alma işlemi yapılmaksızın direkt yaşlandırılmış ve solüsyona alınmış Inconel 718 alaşımlarının mekanik özellikleri Çizelge 3.2’de verilmiştir. Çizelgede verilen tüm alaşımlara standart yaşlandırma işlemi uygulanmıştır.

Çizelge 3.2 : Isıtma koşullarına bağlı olarak Inconel 718 mekanik özellikler [10].

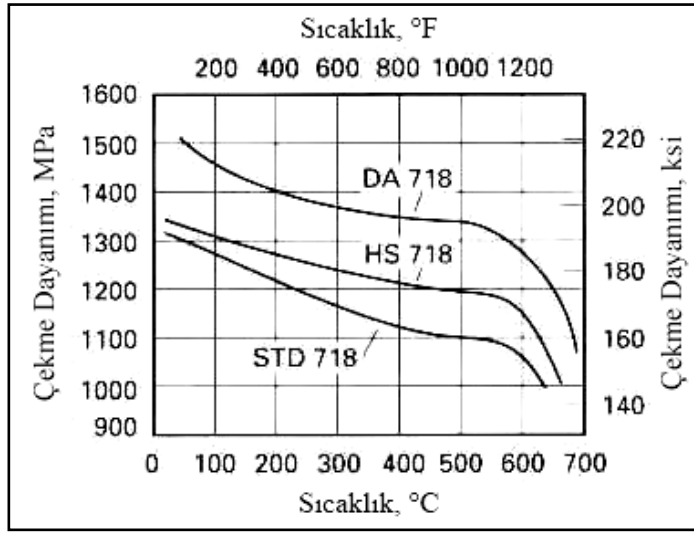
Solüsyona alma sıcaklığı (°C)	Akma dayanımı (MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	% Uzama	650°C’de 690 MPa ile gerilme-kopma ömrü (sa)
Direkt yaşlandırılmış	1330	1525	19	95
940°C, 1sa, a.c.	1240	1460	18	194
955°C, 1sa, a.c.	1180	1420	20	122
970°C, 1sa, a.c.	1145	1405	23	218
980°C, 1sa, a.c.	1172	1405	24	200
1010°C, 1sa, a.c.	1185	1390	22	270
1040°C, 1sa, a.c.	1165	1365	25	225

Buna göre en yüksek çekme dayanımı gerilme-kopma ömründe kayıpla birlikte direkt yaşlandırılmış malzemede görülmektedir. Daha düşük solüsyona alma sıcaklıklarında daha yüksek mukavemet elde edilirken, daha yüksek solüsyona alma sıcaklıklarında ise gerilme-kopma dayanımı daha yüksektir [10].

Inconel 718 alaşımında sıcaklığın fonksiyonu olarak üç ısıtma işleminden bahsedilebilir: i) standart solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış (STD) ii) yüksek mukavemetli Inconel 718 (HS) iii) doğrudan yaşlandırılmış Inconel 718 (DA). Standart solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış Inconel 718, daha karmaşık ve zor şekilli parçaların üretimi

için kullanılmaktadır. Yüksek mukavemetli Inconel 718 alaşımında da solüsyona alma ve yaşlandırma işlemi uygulanır, bu koşuldaki alaşım daha yüksek gerilim altındaki ve daha az karmaşık parçaların üretimi için uygundur, standart ısıl işleme göre daha ince tane yapısı elde edilir böylece alaşımın kopma ve yorulma gibi mekanik özellikleri geliştirilmiştir.

Şekil 3.1’de verilen yüksek sıcaklıklara bağlı olarak çekme dayanımında meydana gelen değişim incelendiğinde, en yüksek mukavemet ve yorulma özellikleri direkt yaşlandırılmış koşuldaki Inconel 718’de görülmektedir [10,18].



Şekil 3.1 : Isıl işlem koşullarına bağlı değişen Inconel 718 çekme dayanımı [18].

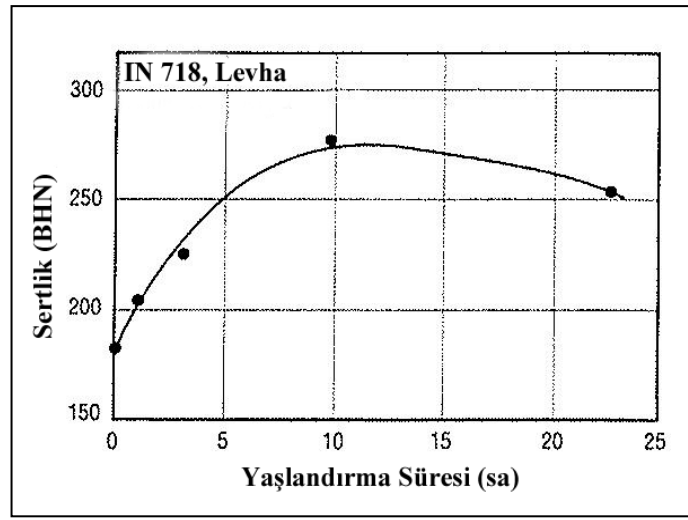
Uygulama alanına ve istenilen özelliklere bağlı olarak farklı ısıl işlem koşulları kullanılmaktadır. Optimum süneklilik ve düşük sıcaklıkta tokluluk gibi özellikler için uygulanan ısıl işlem şu şekildedir [10,18]:

- i) 1040°C - 1065°C solüsyona alma, ½ - 1 sa, havada soğutma
- ii) 760°C’de 10 saat yaşlandırma, 650°C’ye fırında soğutma
- iii) 650°C’de toplam ısıl işlem süresi 20 saat olacak şekilde yaşlandırma, havada soğutma.

Bu ısıl işlem koşulu yapıda kırılmalığa neden olmaktadır. Petrol endüstrisinde kullanılan Inconel 718’in mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla tek aşamalı yaşlandırma işlemi uygulanır: 1010°C-1065°C solüsyona alma ardından 650°C-815°C sıcaklık aralığında yaşlandırma işlemidir. Tek aşamalı yaşlandırma sonrası daha düşük mukavemet fakat daha yüksek kırılma tokluğu sağlanır [10].

Yaşlandırma sıcaklığı ve süresi ısıl işlem boyunca önemli parametrelerdir. Örneğin solüsyona alma sonrası 650°C’de gerçekleşen yaşlandırma işlemi yüksek darbe enerjisine sahip düşük mukavemetli yapıyı oluştururken, yaşlandırma sıcaklığının 750°C’ye çıkarılmasıyla akma dayanımında artış, darbe enerjisinde azalma elde edilir. Yaşlandırma reaksiyonu ağır ilerleyen ve maksimum sertliğe ulaşmak için geniş sürelerle ihtiyaç duyulan bir prosestir [18].

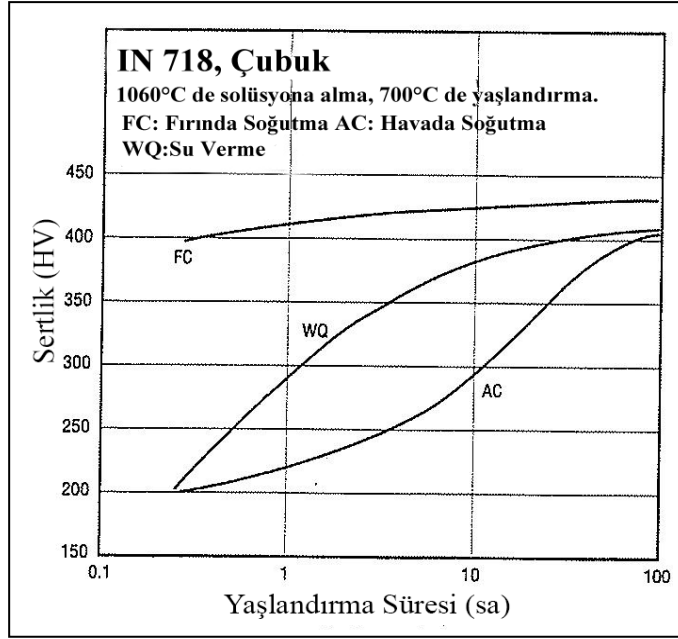
Şekil 3.2’de levha formundaki Inconel 718 malzemesi 1165°C’de solüsyona alınıp, su verme işlemi ile soğutulduktan sonra 650°C’de yaşlandırılmıştır, buna göre yaşlandırma süresinin sertliğe olan etkisi gösterilmiştir.



Şekil 3.2 : Yüksek sıcaklıkta solüsyona alınmış ardından 650°C’de yaşlandırılmış Inconel 718, sertlik-yaşlandırma süresi ilişkisi [18].

Yavaş hızdaki yaşlandırma davranışı niyobiyumun nikel içindeki difüzyonun yavaş olmasına sebep olmaktadır, dolayısıyla sertleştirici fazların oluşumu zaman alır. Bu kinetik reaksiyon optimum sertliğe ulaşmak için uzun sürelerle ihtiyaç duyulduğunu açıklamaktadır[3,18].

Solüsyona alma ısıl işlemi sonrası soğutma hızında meydana gelen değişimler yaşlandırma reaksiyonlarını etkilemektedir. Su verme ve havada soğutma her ikisinde de başlangıçta yumuşak yapı elde edilirken, yaşlandırma işlemi takiben sertleşmiş malzeme oluşmaktadır. Diğer taraftan yavaş soğutma hızları soğuma esnasında yapının sertleşmesini sağlarken, sonraki yaşlandırma işlemi yapıya düşük oranda ilave sertlik kazandırır [18]. Sertlikteki bu artış γ'' fazı çökmesiyle desteklenir. Şekil 3.3’de ısıl işlem sırasında soğuma hızına bağlı olarak sertlikteki değişim görülmektedir.



Şekil 3.3 : Inconel 718 ısı işleme soğutma hızı-sertlik ilişkisi [18].

Dengeli soğutma hızı koşullarında, fırında soğutmada olduğu gibi, sertleştirici ikincil fazların yapıda oluşmasına imkan verecek difüzyon hızı sağlandığından bu koşulda daha yüksek sertlik elde edilmektedir. Küçük tane boyutu Inconel 718 alaşımında yüksek yorulma dayanımı sağlayabilmek için önemli bir faktördür. Standart ısı işleme sırasında düşük solüsyona alma sıcaklıkları ince tane yapısı ve mükemmel yorulma özellikleri sağlamaktadır.

3.3 Alaşım Elementlerinin Etkisi

Inconel 718 alaşımı, uçak gaz türbin motoru ve buna bağlı uygulamalarda geniş kullanım alanına sahip, yüksek sıcaklıklarda (~650°C) iyi mekanik özellik ve yapısal kararlılık gösteren niyobiyum katkılı nikel esaslı süper alaşımdır [16]. Çizelge 3.3'de Inconel 718 alaşım elementleri ağırlıkça nominal kompozisyon miktarı verilmiştir.

Çizelge 3.3 : Inconel 718 ağırlıkça nominal kimyasal kompozisyon [17].

	Ni	Cr	Fe	Mo	Nb+Ta
Inconel	50-55	17-21	17-19	2.80-3.30	4.75-5.50
718	Ti	C	Co	Al	
% ağı.	0.65-1.15	< 0.08	< 1	0.20-0.80	

İçerdiği demir alaşım elementi, ana sertleştirici faz olarak bilinen yarı-kararlı γ'' oluşumu için katalizör görevi görmektedir. Alüminyum ve titanyum, diğer sertleştirici γ' fazının ana bileşenleridir ve eşit miktarda ilave edilerek, matriste hacimce yüksek oranda çökelti oluştururlar. Katı halde, krom ve molibden östenitik nikel matris içerisinde katı eriyik sertleştirici elementler olarak yer almakta ve krom alaşıma oksidasyon direnci sağlamaktadır [18].

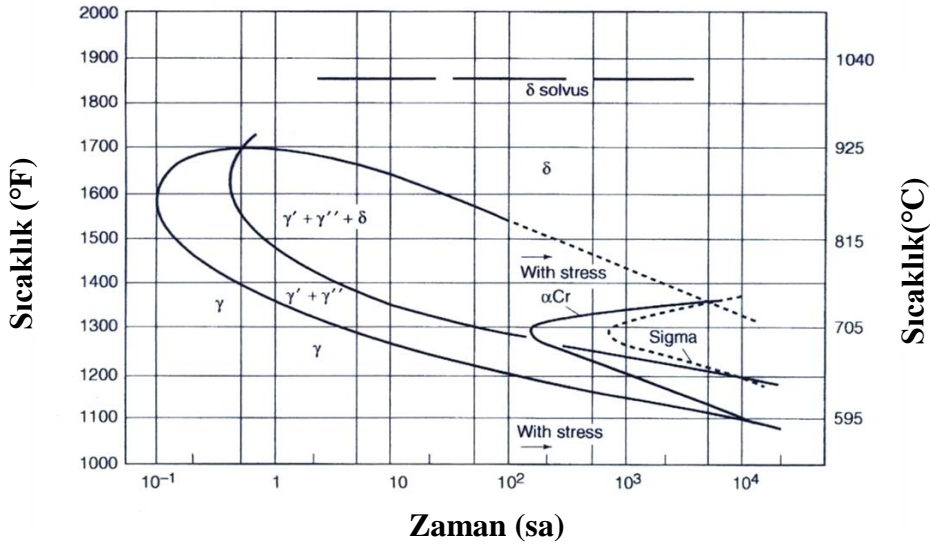
Ağırlıkça % 0,003 -0,03 miktarında ilave edilen bor ve düşük miktardaki zirkonyum alaşımın gerilme-kopma ve sıcak işlenebilirlik özelliklerini geliştirmeye yardımcı olmaktadır [10]. Ayrıca küçük miktarda ilave edilen karbon ve bor tane sınırı mukavemetini ve sünekliliği arttırmaktadır [18].

3.4 Inconel 718 Mikroyapı Özellikleri ve Faz Dönüşümleri

Inconel 718'in mikroyapısı incelendiğinde solüsyona alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri etkisinde γ' , γ'' sertleştirici fazlar ile tane boyut kontrolü sağlayan δ fazı oluşmaktadır. Bu fazların yanı sıra ana alaşım elementi nikel olan demir, kobalt, molibden ve tungsten katı eriyik elementlerini içeren YMK yapıda östenitik matris (γ) sahiptir. Yapılan ısıl işlemler, yüksek sıcaklıkta tavlama ile ikincil fazların çözeltiye alınması, sonrasında tek veya iki aşamalı daha düşük sıcaklıkta yaşlandırma ile sertleştirici fazların matris içerisinde çökmesini kapsamaktadır. Bu sertleştirici fazlardan bazıları solüsyona alma sıcaklığından soğutma sırasında oluşmaktadır. İlk yaşlandırma işlemi birincil oluşan çökeltileri kabalaştırırken, daha düşük sıcaklıkta gerçekleşen ikincil yaşlandırma sonrası, çekme dayanımı ve akma kopması ömrünü geliştiren ince tane yapıyı ek çökelti oluşumu teşvik edilir [18].

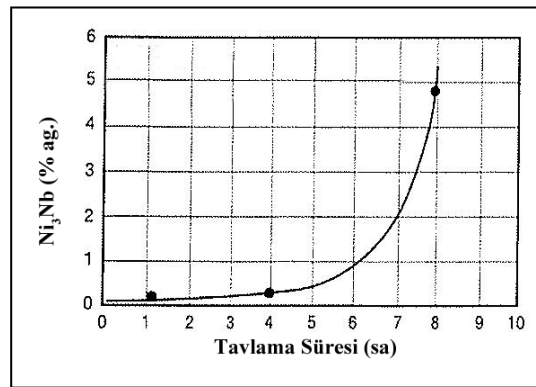
γ'' ve δ fazları aynı kimyasal kompozisyona sahip Ni_3Nb intermetalik bileşiği şeklinde tanımlanmaktadır. HMT (DO_{22}) yapıda γ'' Inconel 718 için ana sertleştirici fazdır ve matris ile koherent durumda çökelti oluşturur. δ fazı ise ortorombik kristal yapıda ve matrisle inkoherent durumda çökeltir. Mukavemete etkisi olmayan fakat tane boyut kontrolü sağlayan fazdır [10,18].

Inconel 718 alaşımının ısıl işlem koşullarına bağlı olarak mikroyapısında meydana gelen değişimleri anlayabilmek için Şekil 3.4'de verilen TTT (sıcaklık-zaman-dönüşüm) diyagramını incelemek gerekir. Bu diyagram incelendiğinde alaşımın özelliklerini etkileyen fazların oluşum şartları saptanabilmektedir.



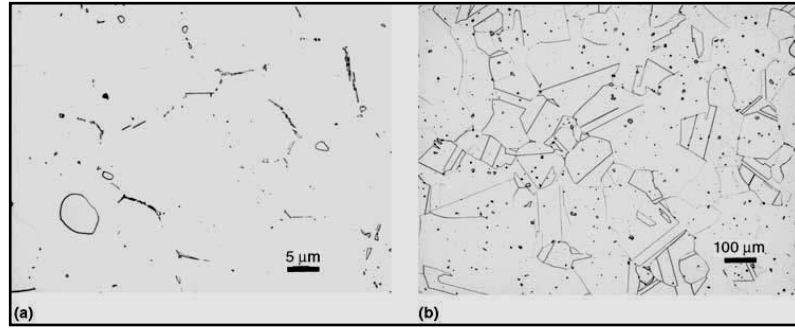
Şekil 3.4 : Inconel 718 sıcaklık-zaman-dönüşüm diyagramı [19].

Inconel 718 alaşımında γ'' (Ni_3Nb) fazı 705°C-900°C sıcaklık aralığında oluşur, solvüs sıcaklığı yaklaşık 910°C'dir [10]. $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ kimyasal kompozisyonuna sahip YMK yapıda γ' fazı, γ'' ile aynı sıcaklık aralığında daha uzun sürede oluşur. γ'' , Inconel 718 alaşımında γ' ile birlikte çökeler, fakat hacimsel oranının fazla olması sebebiyle birincil sertleştirici faz γ'' 'dir. γ'' , disk şekilli morfolojide çökelti oluştururken, γ' çökelti fazı küresel şekilli ve daha küçük çapta çökeler. δ fazı maruz kalınan ısıl işlem süresine bağlı olarak 870°C-1010°C sıcaklık aralığında çökeler ve 1010°C solvus sıcaklığına sahiptir [3,10]. Dövme Inconel 718 alaşımında işleme prosesleri δ solvüs sıcaklığı altında yapılır, böylece bu faz varlığında tane sınırı kayması engellendiği gibi ince tane yapılı mikroyapı korunmuş olur. Bu sıcaklık üzerinde ısıl işlemlere maruz kaldığında δ fazı çözünür ve hızlı şekilde tane büyümesi başlar [18]. Isıl işlem süresine bağlı olarak δ fazı (Ni_3Nb) çökeltme davranışı Şekil 3. 5'de gösterilmiştir.



Şekil 3.5 : 927°C tavlama sıcaklığında, tavlama süresi- δ fazı çökeltme davranışı [18].

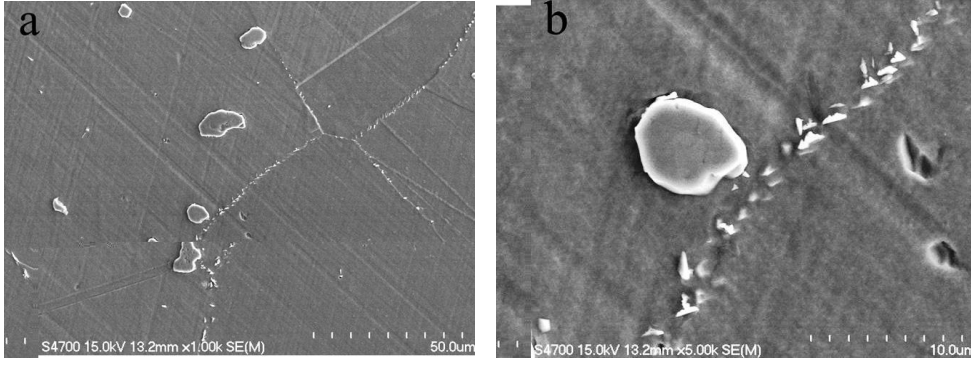
Dezavantajlarının dışında δ fazının tane boyutunu kontrol ettiği ve tane sınır kaymasını engellediği açığa çıkarılmıştır [15]. Inconel 718 alaşımının mikroyapısı eş eksenli tane yapısı ile birlikte, pek çok tavlama ikizlenmeleri ve matris boyunca çökelen MC tip karbürlerden oluşmaktadır [18]. İkizlenme, Inconel 718'de yaşlandırma öncesi ve sonrası yapının hemen her yerinde sıklıkla görülen plastik deformasyon mekanizmalarından biridir [15]. Solüsyona alma sıcaklığındaki artış, daha büyük tane yapısı, yüksek sürünme-kopma dayanımı fakat düşük çekme dayanımına sebep olmaktadır. Aşırı tane kabalaşması 1037°C-1049°C sıcaklık aralığında birincil NbC yapılarının çözünmesi sonucu gerçekleşir. Şekil 3.6'da Inconel 718 alaşımı sıcak haddelenmiş formda, farklı solüsyona alma sıcaklıklarına göre değişim gösteren mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



Şekil 3.6 : Sıcak haddelenmiş Inconel 718: (a) 954°C'de solüsyona alınmış, 1000X büyütme, (b) 1066°C'de solüsyona alınmış, 100X büyütme [20].

Bu alaşımda mekanik özellikleri olumsuz etkileyen topolojik olarak sıkı paketlenmiş fazlar (σ , η , μ) çok daha düşük miktarda oluşmaktadır. Örneğin lava fazı döküm ve kaynaklanmış alaşımın mikroyapısında gözlenirken, dövme formunda oluşmamaktadır. Lava fazı, A_2B kimyasal bileşiği şeklinde ifade edilir. A: nikel, demir, mangan, krom ve silisyum; B: niyobiyum, molibden ve titanyum elementlerini sembolize etmektedir. Lava fazı oluşumu daha çok silisyum, titanyum, niyobiyum ve krom tarafından teşvik edilirken, nikel bu fazın oluşumunu sınırlandırmaktadır. HMK kristal yapıda α -Cr, intermetalik fazların yapıda yoğun bir şekilde çöklediği nikelce yoksun bölgelerde küresel biçimde oluşur [3,10].

Inconel 718 alaşımında baskın olan karbür fazı, niyobiyumca zengin MC (NbC) tip fazdır. Bu faz solüsyona alınmış alaşımda, kaba düzensiz partiküller halinde hem tane içinde hem de tane sınırlarında bulunmaktadır. Şekil 3.7 (a)-(b)'de solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış Inconel 718, karbür fazı yapısı SEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 3.7 : Solüsyona alınmış ve 955°C’de 3,5 sa yaşlandırılmış Inconel 718 tane sınırlarında oluşan karbür çökeltileri ve δ fazı: **(a)** 1000X büyütme, **(b)** 5000X büyütme [15].

İlave karbür fazı yaşlandırma işlemi süresince çökelmektedir. Bu karbür çökeltileri tane sınırlarında çekirdeklenir ve γ' , γ'' çökeltilerinin bulunmadığı bölgelerin oluşmasına katkı sağlar. MC tip karbürlerin $M_{23}C_6$ ve M_6C formlarına dönüşüm eğilimi vardır. $M_{23}C_6$ karbürlere dönüşümü uzun süreli yaşlandırma sonucu gerçekleşir. M_6C tip karbürler ise $\sim 650^\circ\text{C}$ sıcaklık değerinde gerilme etkisinde oluşmaktadır [18, 20].

3.5 Inconel 718 Alaşımı İşlenebilirliği

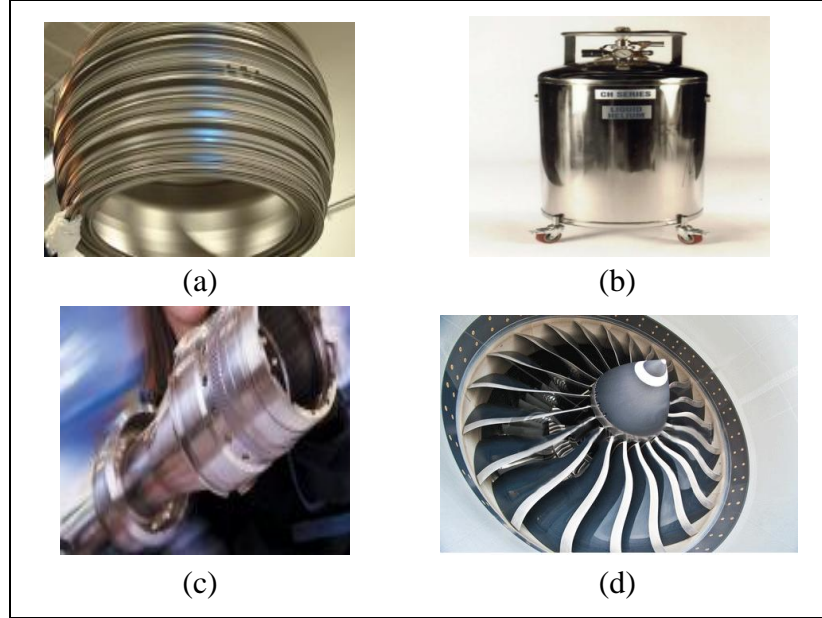
Inconel 718 diğer nikel esaslı süper alaşımlarda olduğu gibi paslanmaz çeliklerin altındaki değerlerde işlenebilme karakteristiğine sahiptir. Buna rağmen uygun seçilen kesici uç malzemesi, işleme metodu, kesme hızı ve kesme derinliği gibi parametreler sayesinde solüsyona alınmış veya yaşlandırılmış koşulda işlenebilir. Solüsyona alınmış alaşım işleme sırasında daha kolay işlenebilirlik ve uzun kesici uç ömrü sağlarken, yaşlandırılmış alaşım daha fazla talaş oluşumunu destekler ve işleme sonunda daha iyi yüzey kalitesi elde edilir.

Inconel 718’in işlenebilirliğini zorlaştıran etmenler, yüksek dayanımı ve işleme sırasında oluşan deformasyon sertleşmesidir. Aşındırıcı sert karbürlerin mikroyapıda bulunması kesici uç aşınmasına sebep olmakta, bu durum işleme sırasındaki talaşlı imalat maliyetlerini arttırmaktadır [17,18].

3.6 Inconel 718 Uygulama Alanları

Inconel 718 alaşımını özel kılan yeterli dayanım, iyi süneklilik, yüksek sıcaklık sürünme direnci gibi mekanik özellikleri, γ' , γ'' ve δ fazlarının tane boyutu ve miktarı

kontrol edilerek sağlanmaktadır [16]. Uçak gaz türbin motorlarında orta sıcaklık türbin diski olarak Inconel 718 kullanımı oldukça yaygındır. Aynı zamanda 1970'lerden günümüze diğer alaşımlar içerisinde dünyada önde gelen dövme süper alaşım grubu içinde yer almaktadır. Şekil 3.8'de Inconel 718'in uygulama alanlarından bazı örnekler gösterilmektedir.



Şekil 3.8 : Inconel 718 uygulama alanları: **(a)** kompresör rotoru, **(b)** şaft, **(c)** krayojenik tank, **(d)** türbin diski.

Özellikle 650°C'ye kadar mükemmel mekanik özellikleri Inconel 718'i dünya standartlarında türbin disklerinde kullanılan malzeme haline getirmiştir. Homojenik ve istenilen sünekliliğin elde edilmesi, yorulma direncinin tatmin edici olması ve sürünme direncinin istenilen maksimum uygulama sıcaklığı için yeterli oluşu, Inconel 718'i türbin disk uygulamaları için tercih edilen malzeme yapmıştır [3]. Inconel 718, mükemmel korozyon ve oksidasyon direncinin yanı sıra iyi şekillenebilirlik, -217°C-705°C sıcaklık aralığında mükemmel dayanım, süneklilik ve tokluk özelliklerine sahiptir.

Deniz suyu korozyon direncinin iyi düzeyde olması bu alaşımı denizcilik uygulamalarında kullanılabilir duruma getirmiştir. Hem döküm hem de dövme formunda kullanılan Inconel 718; uçak/uzay, nükleer ve petrokimyasal endüstri için vazgeçilmez malzemedir. Uçak uygulamalarında; kompresör, türbin diski, türbin kanatçıkları, cıvata gibi uçak motoru parçalarında, krayojenik tanklarda (-162°C sıcaklıklarda kullanılan), uyduların güç kaynağı bataryalarında kullanılmaktadır [18].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Deneysel Malzemeler

Inconel 718'in yüksek sıcaklık performansını belirleyebilmek amacıyla, ticari solüsyona alınmış ve ticari solüsyona alındıktan sonra yaşlandırılmış olarak temin edilen iki farklı grup numuneler kullanılmıştır.

Numuneler 1 inç çapında dövme formundaki Inconel 718 çubuklardan 3,5 mm kalınlığında kesilerek hazırlanmıştır. Çalışmalar sırasında kullanılan numunelerin ağırlıkça kimyasal kompozisyon değerleri Çizelge 4.1'de verilmiştir.

Çizelge 4.1 : Ticari olarak temin edilen Inconel 718 alaşımı % ağırlıkça kimyasal kompozisyon.

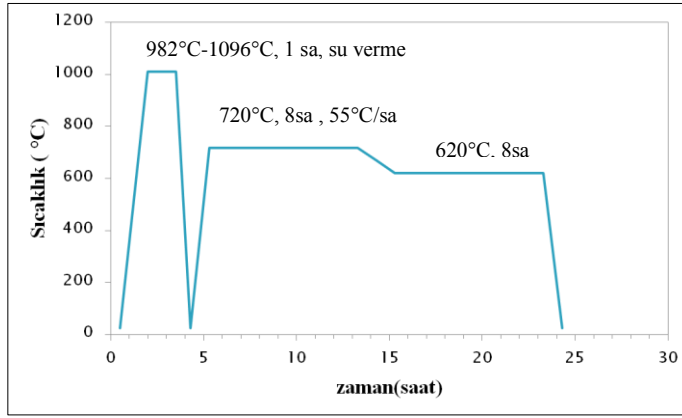
INCO 718 % ağı.	Ni	Cr	Fe	Mo	Nb+Ta
	53.39	18.56	17.79	3.02	5.29
	Ti	Nb	C	Co	Al
	0.96	5.29	0.03	0.12	0.57

Deneysel çalışmalar ve karakterizasyon öncesi numunelerin metalografik hazırlanması şu şekilde gerçekleşmiştir: sıcak kalıplama yöntemiyle bakalite alınan numuneler sırasıyla 120, 320, 500, 800, 1000 ve 1200 mesh SiC zımpara kağıtları kullanılarak zımparalandıktan sonra MD-Dur tip çuha kullanılarak, kademeli olarak önce parçaçık boyutu 3 µm daha sonra 1 µm olan elmas parlaticı solüsyon ve yağlayıcı sıvı sayesinde parlatma işlemi yapılmıştır.

4.2 Yüksek Sıcaklığın Yapı ve Özellikler Üzerindeki Etkisi

Inconel 718 alaşımı yapı ve özellikler üzerine yüksek sıcaklığın etkilerini inceleyebilmek için, ticari olarak temin edilen solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış alaşım çubuklardan 3,5mm kalınlığında kesilerek metalgrafik olarak hazırlanan numuneler; 500°C, 600°C, 700°C, 800°C, 900°C ve 1000°C sıcaklıklarda 8 saat süreli tavlama işlemine tabi tutulmuştur.

Belirtilen sıcaklıklarda ve sürede tavlama işlemini takiben numuneler suyun içinde oda sıcaklığına soğutulmuştur. Şekil 4.1’de Inconel 718 alaşımı standart ısıl işlem uygulaması verilmiştir.



Şekil 4.1 : Inconel 718 standart ısıl işlemi; solüsyona alma ve yaşlandırma [15].

4.3 Yüksek Sıcaklıkta Tutma Süresinin Yapı ve Özellikler Üzerindeki Etkisi

Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen bu ısıl işlemlerin amacı, solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin yüksek sıcaklık davranışını belirleyerek yapısal ve mekaniksel değişimleri saptamaktır. İki guba ayrılmış numuneler üzerinde yüksek sıcaklıkta sürenin etkisini tespit etmek için 800°C ve 900°C sıcaklıklarda 1sa, 2sa, 3sa, 6sa, 11sa, 23sa, 30sa, 47sa, 71sa ve 96 sa sürelerle yaşlandırma yapılmıştır.

4.4 Yapısal Karakterizasyon

4.4.1 Mikroyapı analizi

500°C ile 1000°C sıcaklık aralığında 100°C aralıklarda 8 saat süreli tavlama işlemine tabi tutulduktan sonra, oda sıcaklığında su verme ile soğutulan iki farklı gruptaki numunelerin (solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış) mikroyapısal değişimlerini gözlemleyebilmek için kesit incelemeleri yapılacak şekilde bakalite alınarak metalografik hazırlama sonrası dağlama işlemi yapılmıştır. Dağlama solüsyonu 20ml HCl, 10ml HNO₃, 20ml H₂O ve 10ml H₂O₂ kullanılarak hazırlanmıştır. Dağlama solüsyonunda tek yüzü 10 sn süre ile tutulan numuneler, su ile yıkandıktan sonra kurutma makinesi yardımıyla kurutulmuştur. Yüksek sıcaklıkta tutma süresinin mikroyapı üzerindeki etkilerini incelemek amacıyla; 800°C ve 900°C sıcaklıklarda, 1-96saat aralığında farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin 3sa, 30sa ve 96sa

süreleri seçilerek aynı dağlama solüsyonunda dağlanmış ve mikroyapısal değişimleri incelenmiştir. Mikroyapı analizi Leica CTR 6000 ve Leica ICC 50 HD marka optik mikroskop ve hızlandırma voltajı 15kV olan HITACHI TM 1000 model taramalı elektron mikroskobu (SEM) geri saçılmalı elektronlar ile yapılmıştır. Yüksek sıcaklığa bağlı olarak tane büyüklüğündeki değişim Clemax görüntü analiz yazılımına sahip Leica ICC 50 HD marka optik mikroskopta incelenmiştir.

Yüksek sıcaklığın mikroyapı üzerindeki etkileri, uyarılma voltajı 200kV olan JEOL 2100 marka geçirimli elektron mikroskobu (TEM) kullanılarak detaylı şekilde incelenmiştir. Analiz için, hassas kesme ve mekanik inceltme ile 150µm kalınlığında ince levha numuneler hazırlanmıştır. İnceltelen numuneler, delik açma işleminden sonra % 10 perklorik asit + % 90 metanol içeren solüsyon hazırlanmış, -33°C ve 15-20V parametrelerinde Struers Tenupol-5 Double Jet Electropolisher marka cihaz kullanılarak elektrolitik parlatma yapılmıştır. Görüntüler Gatan Model 694 Slow Scan CCD marka kamera ile elde edilmiştir.

4.4.2 X-ışınları difraksiyonu (XRD) analizi

Farklı sıcaklıklarda 8 saat süreli tavlama işlemi yapılmış iki gruptan oluşan Inconel 718 numunelerinde oluşan çökelti fazların tespiti için, CuK α radyasyonu ($\lambda=1.54$ dalga boyu) kullanılarak 40mA ve 40kV parametrelerinde Bruker marka cihazda XRD (X-ray ışınları difraksiyonu) analizi yapılmıştır. Şekil 4.2'de cihazın görünümü gösterilmiştir.



Şekil 4.2 : Bruker model X-ışınları cihazı.

XRD analizi $2\theta = 20^\circ-100^\circ$ açı aralığında, düşük enerjili fazların tespiti için, $1^\circ/\text{dak}$ tarama hızında ve 0.02° tarama boyutunda oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir.

4.4.3 Yüksek sıcaklık x-ışınları difraksiyon (XRD) analizi

Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış Inconel 718 alaşımı numunelerde ısıl işlem koşullarına bağlı olarak yüksek sıcaklıkta sürekli ısıtmanın faz dönüşümleri üzerindeki etkilerini inceleyebilmek amacıyla, $\text{CuK}\alpha$ radyasyonu kullanılarak, 40mA ve 40kV parametrelerinde, düşük enerjili çökelti partiküllere ait oluşumları gözlemleyebilmek için Dehmas ve diğ. (2011) araştırmalarında belirttiği $2\theta = 39^\circ-50^\circ$ açı aralığında, $0,05^\circ/\text{dak}$ tarama hızında, $2^\circ\text{C}/\text{dak}$ ısıtma hızında, oda sıcaklığı ile 1000°C arasındaki farklı sıcaklıklarda, her bir sıcaklık değerinde 1 saat bekletilerek Bruker marka cihazda yüksek sıcaklık XRD analizi yapılmıştır.

4.4.4 Diferansiyel termal analiz (DTA)

Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerde ısıl işlem sıcaklığına bağlı olarak faz oluşumunu tespit edebilmek için, yüksek sıcaklık etkisiyle enerji değişiminden yararlanılarak argon atmosferi altında DTA (diferansiyel termal analiz) analizi yapılmıştır. Analiz, oda sıcaklığından 900°C 'ye kadar sürekli ısıtma etkisinde, ısıtma hızı $10^\circ\text{C}/\text{dak}$ olacak şekilde gerçekleştirilmiştir.

4.4.5 Mikrosertlik ölçümü

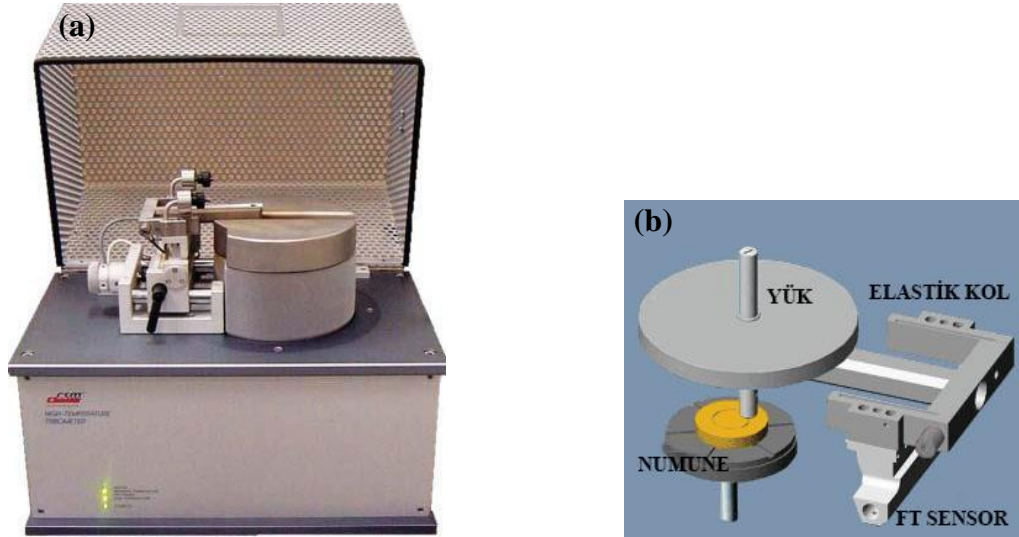
Ticari olarak temin edilen solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış Inconel 718 alaşımı numunelerin yanı sıra, 500°C , 600°C , 700°C , 800°C , 900°C ve 1000°C sıcaklıklarda 8 saat süreli tavlama işlemini takiben suyun içinde oda sıcaklığına soğutulmuş iki farklı gruptaki numunelerin mekanik özelliklerini incelemek için, metalografik hazırlama sonrası 10 saniye süreyle uygulanan 200gram yük altında vickers cinsinden mikrosertlik deneyi yapılmıştır. Mikrosertlik deneyi HMV SHIMADZU marka cihazda gerçekleştirilmiş ve sertlik değerleri en az 10 ölçümün ortalaması alınarak tespit edilmiştir.

Mikrosertlik ölçümleri aynı marka cihazda ve aynı yük değerinde, yüksek sıcaklıkta tutma sürelerinin mekanik özellikler üzerine etkisini incelemek amacıyla; 600°C , 700°C , 800°C ve 900°C sıcaklıklarda 1-96saat aralığındaki farklı sürelerde tutulan solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numuneler için de yapılmış ve sertlik değerleri için en az 10 ölçümün ortalaması alınmıştır.

4.5 Yüksek Sıcaklık Aşınma Analizi

Solüsyona alınmış ve yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş Inconel 718 numunelerin yüksek sıcaklık aşınma davranışları, 600°C, 700°C ve 800°C yüksek sıcaklıklarda CSM High Temperature Tribometer marka cihaz kullanılarak incelenmiştir. 6 mm kalınlığında kesilen numunelerin aşınma testleri, 6 mm çapında alümina bilya kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Analiz için gerekli olan parametreler; aşındırıcı alümina bilyanın dairesel olarak, 200m mesafeyi 2cm/s lineer hızla katedecek şekilde seçilmiştir. 5,5 mm yarıçapında dairesel aşınma izi 2N yük etkisi altında oluşmuştur. Şekil 4.3 (a)-(b)'de yüksek sıcaklık aşınma deneyinde kullanılan cihaz ve aşındırma sırasında çalışma prensibi görüntüleri verilmiştir.



Şekil 4.3 : CSM High Temperature Tribometer marka yüksek sıcaklık aşınma cihazı: (a) cihazın görünümü, (b) cihazın aşındırma prensibi.

4.6 Yüzey Profilometre Analizi

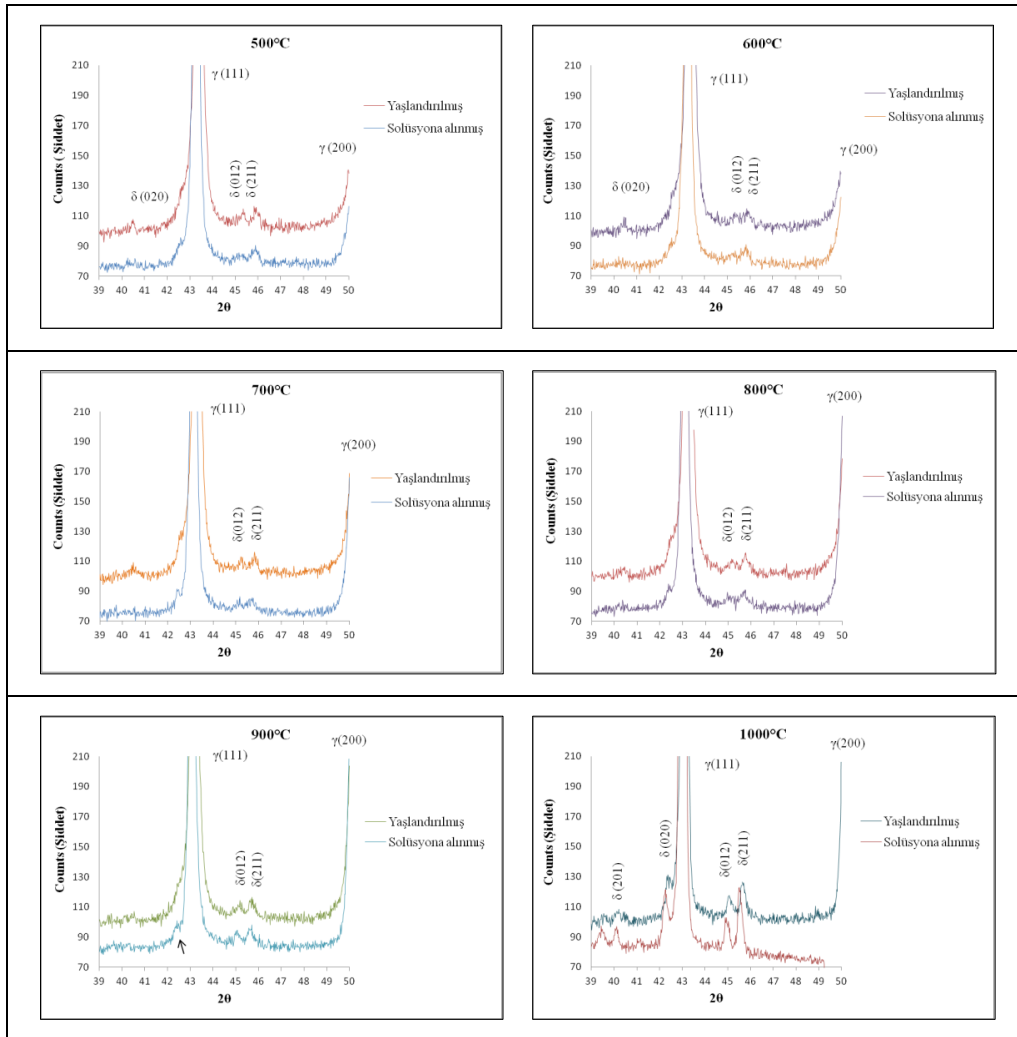
Oda sıcaklığı, 600°C, 700°C ve 800°C sıcaklıklarda yüksek sıcaklık aşınma analizleri sonrasında numunelerin yüzey profilini ve aşınma kaybını belirlemek amacıyla, Veeco DEKTAK 6M marka cihazda profilometre analizi yapılmıştır. Dairesel şekilli aşınma izi her bir numune için 90° açılarda 4 farklı bölgeden ölçüm yapılarak tespit edilmiştir. Testler sırasında 2,5µm elmas uç kullanılmış ve 30 sn sürede 5 mg yük uygulanarak 2000µm mesafe taranmıştır.

5. DENEYSEL SONUÇLAR ve İRDELEME

5.1 Sürekli Isıtma Boyunca Davranışının İncelenmesi

5.1.1 Yüksek sıcaklık x-ışınları difraksiyon (XRD) analizi

Inconel 718 solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış olarak temin edilen numunelerde, yüksek sıcaklık işlem koşullarına bağlı mikroyapısal değişimleri ve çökelti faz oluşumlarını incelemek amacıyla 500°C-1000°C aralığında farklı sıcaklıklarda yapılan XRD analizleri Şekil 5.1’de verilmiştir.



Şekil 5.1 : Numunelerin 500°C-1000°C sıcaklık aralığında farklı sıcaklıklarda 1saat bekleme sonrası yüksek sıcaklık XRD paternleri.

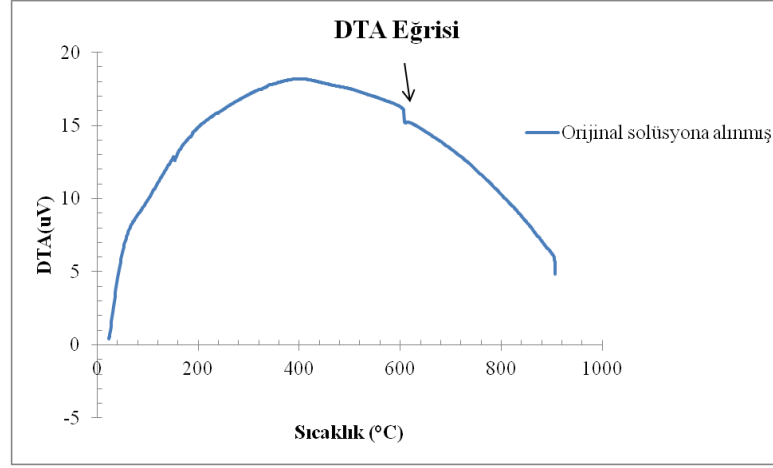
Yüksek sıcaklık XRD analizleri, düşük şiddette faz oluşumlarını daha net saptayabilmek için Dehmas ve diğ. (2011) çalışmalarında belirttiği $2\theta = 39^\circ - 50^\circ$ açı aralığında yapılmıştır. Her bir sıcaklık değerinde 1 saat bekletilip tarama sonrası yüksek sıcaklık XRD paternleri incelendiğinde, farklı düzlemlerden matris ve delta (δ) fazına ait pikler elde edilmiştir. Yaşlandırılmış numunede δ fazı piklerinin solüsyona alınmış numuneye göre çok daha belirgin olduğu görülmektedir. 500°C ve 600°C sıcaklıklarında tarama sonrası elde edilen yüksek sıcaklık XRD paternleri incelendiğinde belirgin bir fark olmadığı tespit edilmiştir. Yaşlandırılmış alaşımın 700°C , 800°C ve 900°C sıcaklıklarda 1 saat bekletilip tarama sonrası XRD paternlerinde, daha düşük sıcaklıklarda (020) düzleminden elde edilen delta fazı pikinin sıcaklık artışıyla belirginliğini yitirmeye başladığı görülmektedir. Solüsyona alınmış numunenin 900°C 'de elde edilen yüksek sıcaklık XRD paterninde, Şekil 5.1'de okla gösterildiği üzere, $2\theta = 42,4^\circ$ açıda (020) düzleminden delta fazına ait düşük şiddete pik oluşumu belirlenmiş, yaşlandırılmış numunede ise söz konusu pik kaybolmuştur.

1000°C 'de yapılan analiz sonrası yüksek sıcaklık XRD paterni incelendiğinde, delta fazının bu sıcaklık değerinde yapıda baskın olduğu, farklı düzlemlerden elde edilen söz konusu faza ait belirgin pikler sayesinde tespit edilmiştir.

Solüsyona alınmış numunelerin yüksek sıcaklık XRD paternlerinde özellikle 800°C ve üzerindeki sıcaklıklarda δ fazı pikinin artarak belirginleştiği gözlenmiştir. Yüksek sıcaklık XRD analizlerinde mikroyapıda γ' ve γ'' çökmesine ait belirgin bir pik elde edilememiştir. Bu durumun söz konusu fazların hacim oranının düşük olması ile ilgili olabileceği düşünülmektedir.

5.1.2 Diferansiyel termal analiz (DTA)

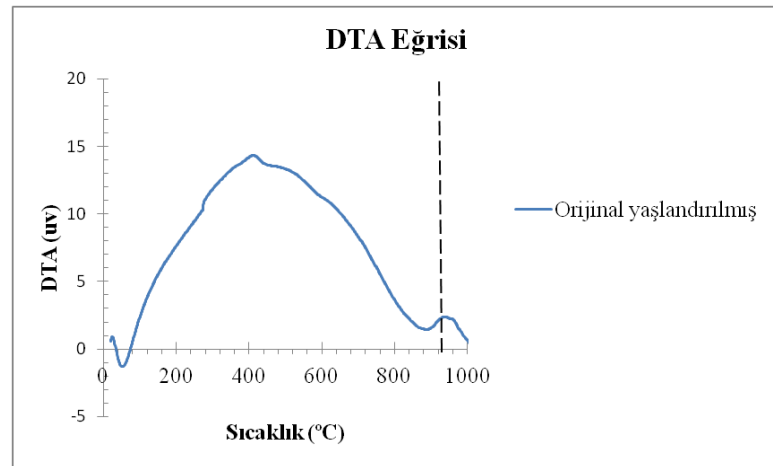
Solüsyona alınmış Inconel 718 numunelerin 500°C ile 1000°C aralığındaki farklı sıcaklıklarda 8 saat süreli tavlama işlemi sonrası 700°C 'ye kadar gözlenen sertlik artış sebebini inceleyebilmek için, argon atmosferi altında ticari olarak temin edilen alaşımlar esas alınarak DTA (diferansiyel termal analiz) analizi yapılmış ve solüsyona alınmış numuneye ait oda sıcaklığından 900°C 'ye kadar sürekli ısıtma sonrası elde edilen DTA eğrisi Şekil 5.2'de verilmiştir. Şekil 5.2 DTA eğrisi üzerindeki ok, o sıcaklık değerindeki belirgin enerji değişimini göstermektedir. Bu enerji değişimi o sıcaklık değerinde meydana gelen reaksiyonu belirtmektedir.



Şekil 5.2 : Oda sıcaklığından 900°C'ye ısıtılan orijinal solüsyona alınmış numuneye ait DTA eğrisi.

DTA eğrisi incelendiğinde, yaklaşık 600°C sıcaklık değerinde düşük enerjili pik gözlemlenmiştir. Bu pikin literatürde de belirtildiği üzere inconel 718 süper alaşımına sertlik kazandıran γ' , γ'' fazlarının çökmesiyle ilgili olduğu düşünülmektedir. 600°C üzerindeki sıcaklıklarda DTA eğrisi üzerinde herhangi bir pike rastlanmamıştır.

Yaşlandırılmış Inconel 718 numunede tavlama işleminin etkisiyle sıcaklığa bağlı olarak gerçekleşebilecek enerji değişimi Şekil 5.3'de oda sıcaklığından 1000°C'ye kadar olan DTA eğrisi üzerinde verilmiştir.



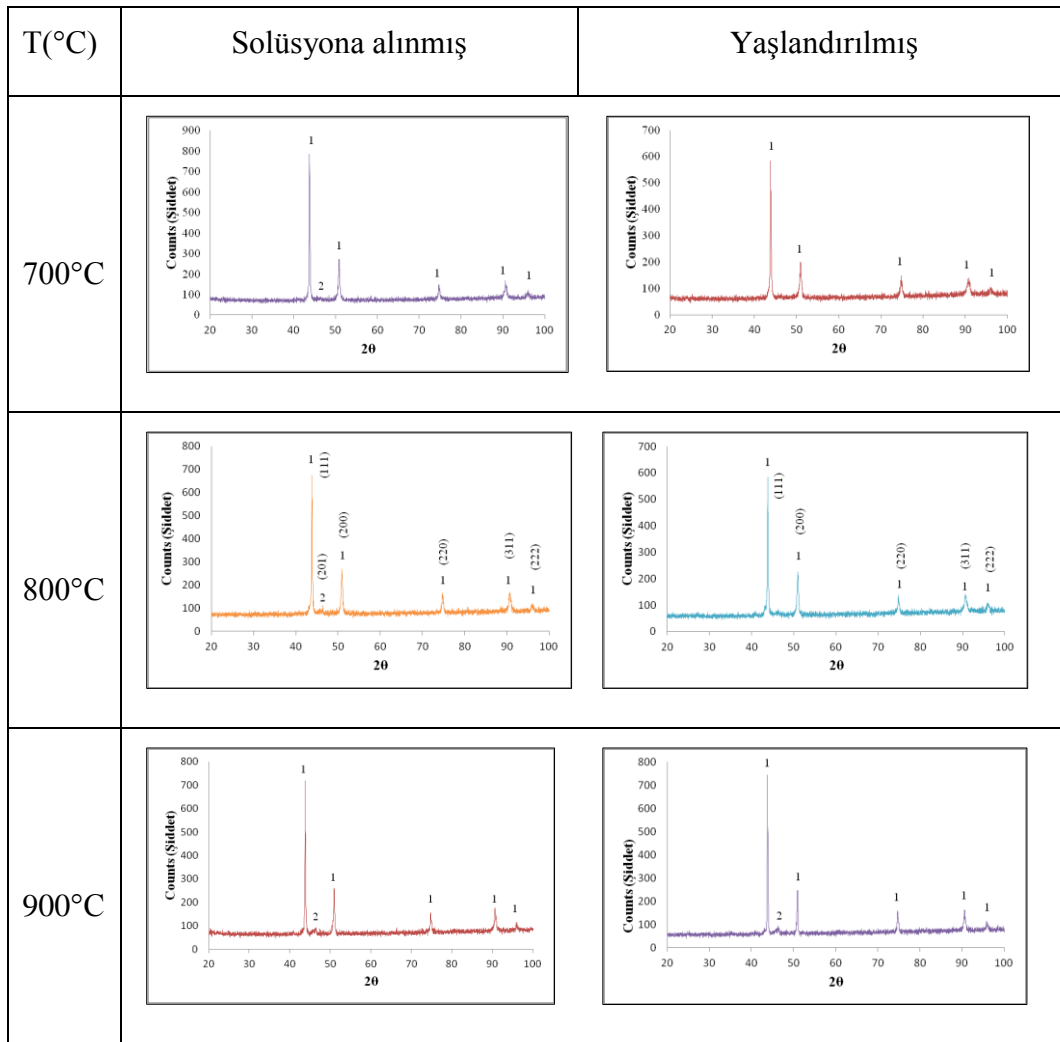
Şekil 5.3 : Oda sıcaklığından 1000°C'ye ısıtılan orijinal yaşlandırılmış numuneye ait DTA eğrisi.

Yaşlandırılmış numuneye ait DTA eğrisi incelendiğinde ~900°C civarında enerji değişimi piki görülmektedir. Bu sıcaklık değeri dışında eğri üzerinde belirgin bir pike rastlanmamıştır.

5.2 Yüksek Sıcaklığın Yapı ve Özellikler Üzerindeki Etkisi

5.2.1 X-ışınları difraksiyon (XRD) analizi

Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış farklı iki gruptaki Inconel 718 numunelerin, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C, 900°C ve 1000°C sıcaklıklarda 8 saat süreli tutma sonrası yüksek sıcaklıkların faz dönüşümleri üzerine etkisi XRD paternleri sayesinde incelenmiştir. Farklı sıcaklıklarda 8 saat tutulduktan sonra suda soğutulmuş numunelerin XRD paternleri Şekil 5.4'de verilmiştir.



Şekil 5.4 : 700°C, 800°C, 900°C sıcaklıklarda 8 saat tutulan ve suda oda sıcaklığına soğutulmuş numunelerin XRD paternleri. (1: γ matris ve 2: δ - Ni₃Nb)

Orijinal numuneler ile 600°C ve 1000°C sıcaklıklarda 8 saat süre tutulduktan sonra suda soğutulan solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin oda sıcaklığı XRD paternleri Şekil A.1-2'de verilmiştir. Şekil A.1-2 incelendiğinde, orijinal numuneler ile 600°C'de 8 saat süre tutulan numunelerin oda sıcaklığı XRD paternleri arasındaki

benzerlik görülmektedir. Şekil 5.4’de verilen XRD paternlerinde, östenitik matrise ve (201) düzleminden elde edilen Ni₃Nb kimyasal kompozisyonundaki ortorombik δ çökelti fazına ait pikler mevcuttur. Solüsyona alınmış numunelerde ısıtma işlemi sonrası, δ fazına ait pik çok daha belirgin iken, yaşlandırılmış olan numunelerde, 800°C’nin üzerindeki ısıtma işlemi sıcaklıklarında δ fazı piki daha belirgin hale gelmektedir. Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelere ait XRD paternleri incelendiğinde, özellikle 800°C’nin üzerindeki ısıtma işlemi sıcaklıklarında delta fazı pik şiddetinin artarak belirginleştiği dikkat çekmektedir. Gerek solüsyona alınmış ve gerekse de yaşlandırılmış numunelerin XRD paternlerinde γ' ve γ'' fazları çökmesine ait belirgin pikler elde edilememiştir. XRD analizinde bu fazlara ait piklerin gözlenememesinin, hacimsel oranlarının düşük olmasıyla ilgili olduğu düşünülmektedir [16].

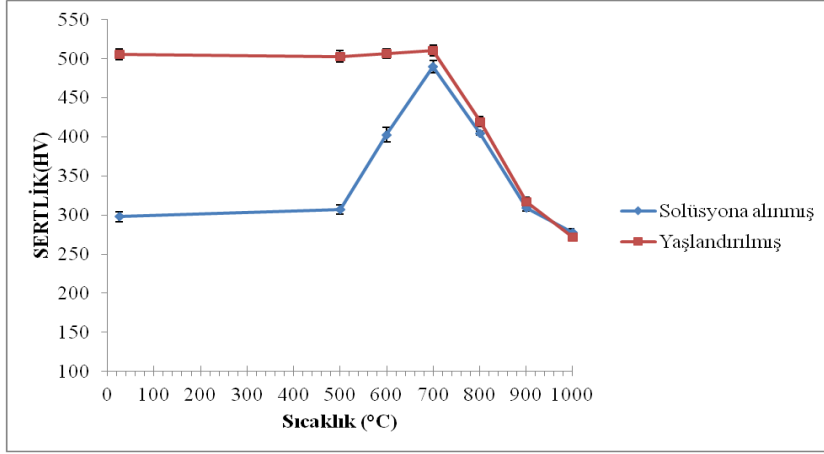
5.2.2 Mikrosertlik ölçümü

Inconel 718 solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerde, yüksek sıcaklık ısıtma işlemlerinin mekanik özellikler üzerindeki etkisi incelendiğinde; vickers cinsinden sertlik ölçüm değerleri Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1 : Farklı sıcaklıklarda 8 saat tutulduktan sonra suda soğutulan Inconel 718 solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin oda sıcaklığındaki sertlik değerleri.

Ortalama Sertlik (HV _{0,2})		
Sıcaklık (°C)	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış
500°C	306,8±6	502,7±7,4
600°C	402,9±9,1	506,3±5,8
700°C	489,7±8,1	510,13±6,8
800°C	404,6±2,7	419,6±6
900°C	309,3±4,6	316,6±6,3
1000°C	277,4±5	271,3±4,4

Orijinal numunelerin mikrosertlik değerleri sırasıyla; solüsyona alınmış alaşımın HV_{0,2}=298±6,1 ve yaşlandırılmış alaşımın HV_{0,2}=505±7,1 olarak ölçülmüştür. Tutma sıcaklığına bağlı olarak sertlikteki değişim Şekil 5.5’de görülmektedir.

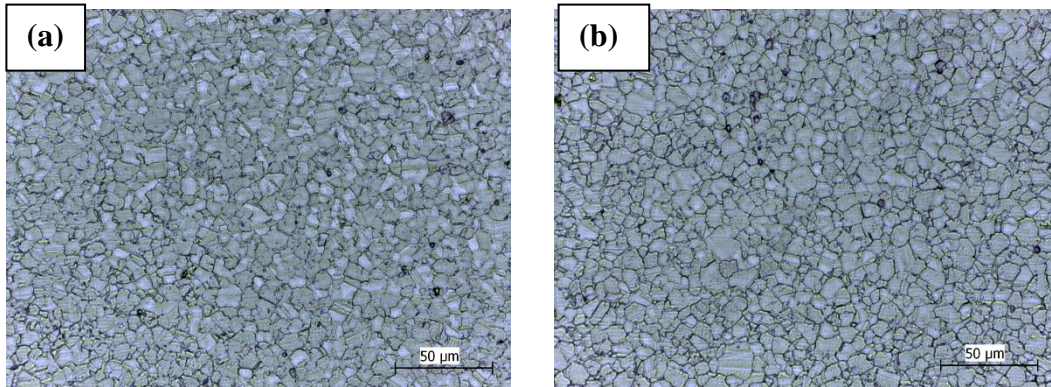


Şekil 5.5 : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış Inconel 718 numunelerin sertliğine sıcaklığın etkisi.

700°C'ye kadar artan tutma sıcaklığı ile solüsyona alınmış numunelerin sertliği artarken, daha yüksek sıcaklıklarda sertlik azalmıştır. Yaşlandırılmış numunelerde ise, oda sıcaklığından 700°C'ye kadar sertlik değerini korumuştur. 700°C üzerindeki sıcaklıklarda ise solüsyona alınmış numunelerle aynı mertebede, belirgin bir fark olmaksızın sertlikte düşme görülmüştür. İncelenen numunelerde 700°C'den yüksek sıcaklıklarda görülen sertlikteki düşüş, her iki grup alaşımın XRD paternlerinde tespit edilmiş, 700°C üzerindeki sıcaklıklarda artarak belirgenleşen ve literatürde de belirtildiği üzere mikroyapıda δ fazı oluşumundan kaynaklanmaktadır.

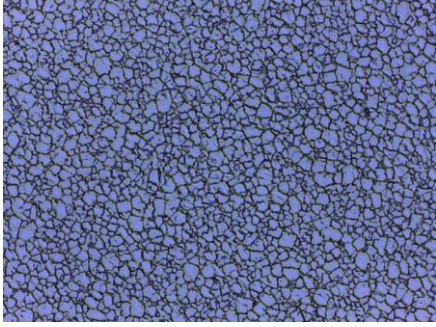
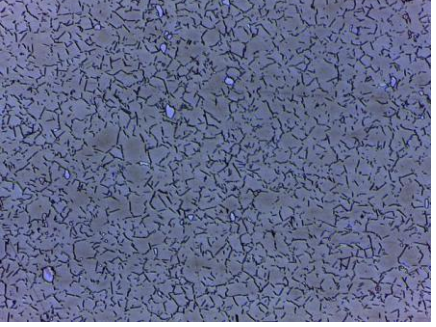
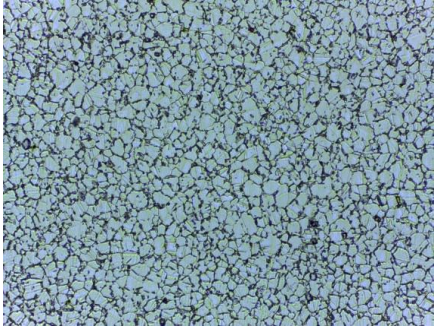
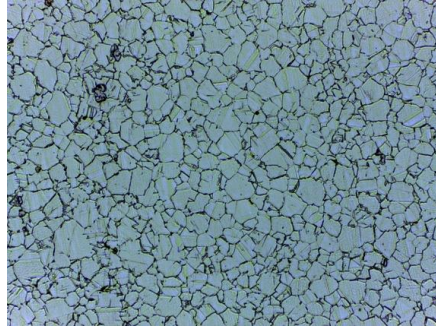
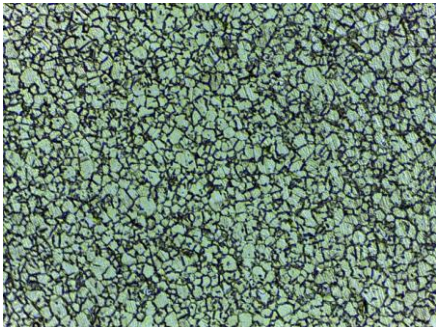
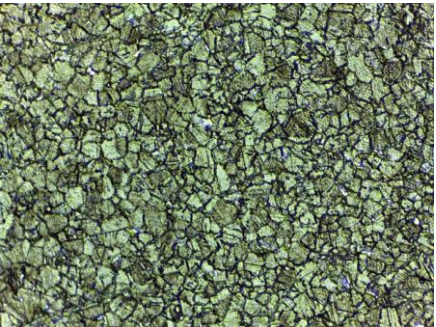
5.2.3 Mikroyapı analizi

Yüksek sıcaklıkta ısıl işlemlerin Inconel 718 solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin mikroyapısında oluşturduğu değişimleri saptayabilmek için ısıl işlem öncesi orijinal numunelerin optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.6'da verilmiştir.




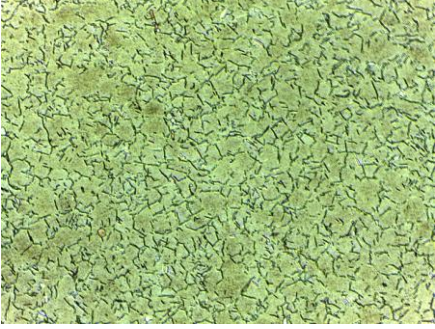
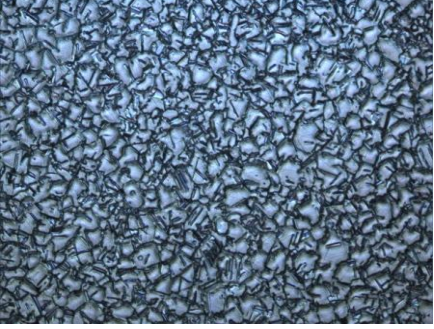

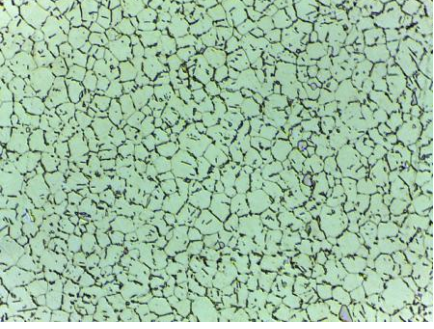
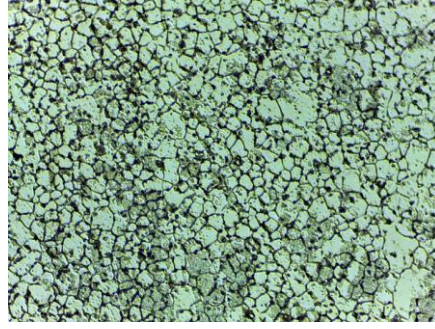
Şekil 5.6 : Inconel 718 orijinal numunelerin optik mikroskop fotoğrafları, 500X büyütme : (a) solüsyona alınmış, (b) yaşlandırılmış.

Orijinal numunelerin optik mikroskop görüntülerinden anlaşıldığı üzere, yaşlandırılmış alaşımın tane boyutu ısıl işlem etkisiyle artarken, mikroyapılar farklılık göstermemektedir. 500°C-700°C aralığındaki farklı sıcaklıklarda 8 saat süre tutma sonrası incelenen numunelerin 500X büyütme optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.7’de yer almaktadır.

T(°C)	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış
500°C		
600°C		
700°C		

Şekil 5.7 : 500°C-700°C sıcaklıklarda 8saat tutma sonrası numunelerin optik mikroskop fotoğrafları (X500).

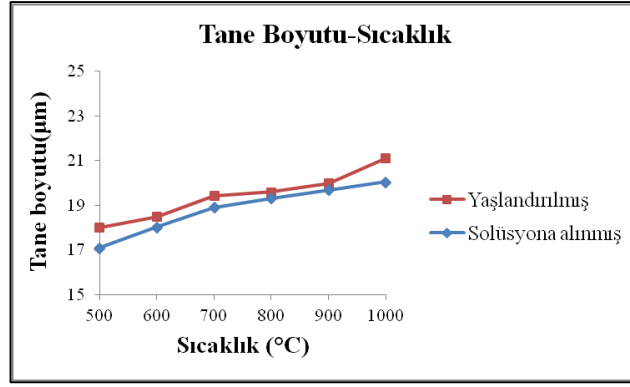
Optik görüntüler incelendiğinde, artan tutma sıcaklığı ile beraber yaşlandırılmış numunelerdeki tane büyümesi açıkça görülmektedir. Özellikle 700°C tavlama sıcaklığında her iki grup alaşımın tane yapısı, tane sınırları ve tanelerdeki kabalaşma çok belirgindir. 800°C-1000°C aralığındaki farklı sıcaklıklarda 8 saat tutma sonrası numunelerin 500X büyütme optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.8’de yer almaktadır.

T(°C)	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış
800°C		
900°C		
1000°C		

Şekil 5.8 : 700°C-1000°C sıcaklıklarda 8saat tutma sonrası numunelerin optik mikroskop fotoğrafları (X500).

Şekil 5.8’de verilen optik görüntüler incelendiğinde aynı sıcaklıkta tavllanmış her iki grup numunelerde mikroyapı benzerliği dikkat çekmektedir. 800°C’nin üzerindeki ısıtma işlem sıcaklıklarında alaşımların yapısında delta fazının oluşmaya başladığı yapılan yüksek sıcaklık XRD çalışmalarıyla tespit edilmiş fakat optik görüntülerde gözlenememiştir. 900°C’de 8saat tavlama sonrası tane kabalaşmasının yanı sıra tavlama ikizlenmeleri yapıda çok nettir. 1000°C’deki ısıtma işleminin mikroyapı üzerindeki etkisine bakıldığında, yalnızca tane sınırları gözlenebilmektedir, bu durumun 1000°C’de söz konusu fazların matris içerisinde çözünmeye başlaması ile ilgili olabileceği düşünülmektedir.

Her iki grup numunede artan sıcaklıkla beraber tane büyümesi olmaktadır. Tutma sıcaklığına bağlı olarak tane büyüklüğündeki değişim Şekil 5.9’da verilmiştir.



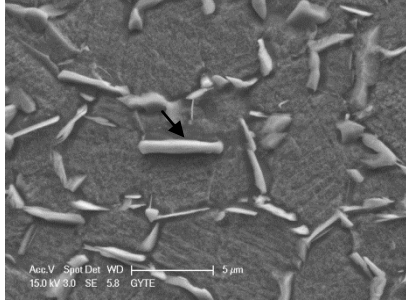
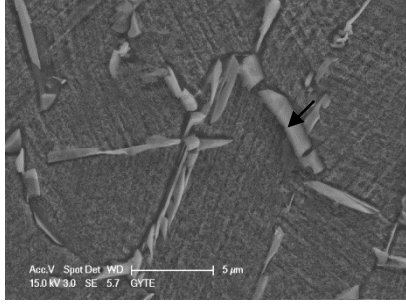
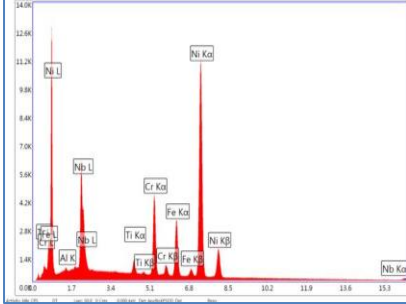
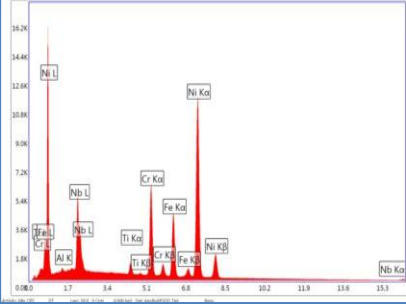
Şekil 5.9 : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış Inconel 718 alaşımının tane boyutuna sıcaklığın etkisi.

Faz dönüşümlerinin etkili olduğu 700°C, 800°C ve 900°C’de 8 saat süre tavlama sonrası taramalı elektron mikroskobu (SEM) 5000X büyütme görüntüleri ve partikül üzerine enerji dağılımlı x-ışınları analizi (EDS) verileri Şekil 5.10’da verilmiştir.

700°C	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış																												
SEM (X5000)																														
EDS																														
% Atomik	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Element</th> <th>% Atomik</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Al</td> <td>3.47</td> </tr> <tr> <td>Nb</td> <td>7.98</td> </tr> <tr> <td>Ti</td> <td>1.39</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>16.94</td> </tr> <tr> <td>Fe</td> <td>14.2</td> </tr> <tr> <td>Ni</td> <td>56.01</td> </tr> </tbody> </table>	Element	% Atomik	Al	3.47	Nb	7.98	Ti	1.39	Cr	16.94	Fe	14.2	Ni	56.01	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Element</th> <th>% Atomik</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Al</td> <td>3.28</td> </tr> <tr> <td>Nb</td> <td>5.79</td> </tr> <tr> <td>Ti</td> <td>1.34</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>18.49</td> </tr> <tr> <td>Fe</td> <td>15.98</td> </tr> <tr> <td>Ni</td> <td>55.13</td> </tr> </tbody> </table>	Element	% Atomik	Al	3.28	Nb	5.79	Ti	1.34	Cr	18.49	Fe	15.98	Ni	55.13
Element	% Atomik																													
Al	3.47																													
Nb	7.98																													
Ti	1.39																													
Cr	16.94																													
Fe	14.2																													
Ni	56.01																													
Element	% Atomik																													
Al	3.28																													
Nb	5.79																													
Ti	1.34																													
Cr	18.49																													
Fe	15.98																													
Ni	55.13																													

Şekil 5.10 : 700°C’de 8 saat süre tutulan numunelerin SEM görüntüleri (X5000) ve partikül EDS analizi.

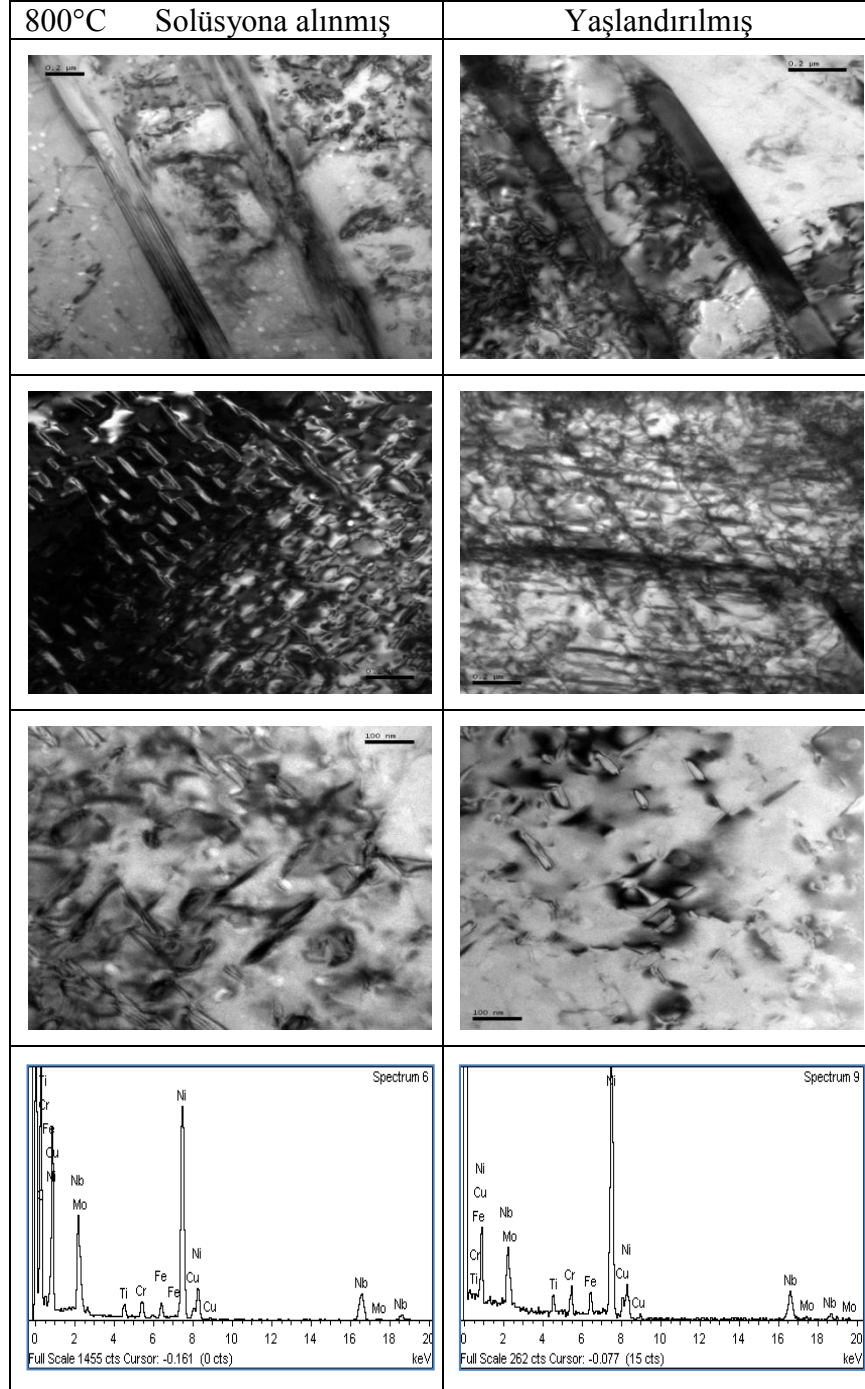
800°C’de 8 saat süre tutulan solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin taramalı elektron mikroskobu 5000X büyütme görüntüleri Şekil 5.11’de, 900°C’de aynı şartlarda tutulan numunelerin SEM görüntüleri ve partikül EDS analizi Şekil B.1’de verilmiştir. Şekil 5.10-11 üzerindeki oklar, EDS analizinin alındığı bölgeleri göstermektedir.

800°C	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış																												
SEM (X5000)																														
EDS																														
% Atomik	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Element</th> <th>% Atomik</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Al</td> <td>2.14</td> </tr> <tr> <td>Nb</td> <td>10.82</td> </tr> <tr> <td>Ti</td> <td>1.91</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>12.67</td> </tr> <tr> <td>Fe</td> <td>10.58</td> </tr> <tr> <td>Ni</td> <td>61.87</td> </tr> </tbody> </table>	Element	% Atomik	Al	2.14	Nb	10.82	Ti	1.91	Cr	12.67	Fe	10.58	Ni	61.87	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Element</th> <th>% Atomik</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Al</td> <td>2.7</td> </tr> <tr> <td>Nb</td> <td>8.51</td> </tr> <tr> <td>Ti</td> <td>1.74</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>15.8</td> </tr> <tr> <td>Fe</td> <td>13.54</td> </tr> <tr> <td>Ni</td> <td>57.71</td> </tr> </tbody> </table>	Element	% Atomik	Al	2.7	Nb	8.51	Ti	1.74	Cr	15.8	Fe	13.54	Ni	57.71
Element	% Atomik																													
Al	2.14																													
Nb	10.82																													
Ti	1.91																													
Cr	12.67																													
Fe	10.58																													
Ni	61.87																													
Element	% Atomik																													
Al	2.7																													
Nb	8.51																													
Ti	1.74																													
Cr	15.8																													
Fe	13.54																													
Ni	57.71																													

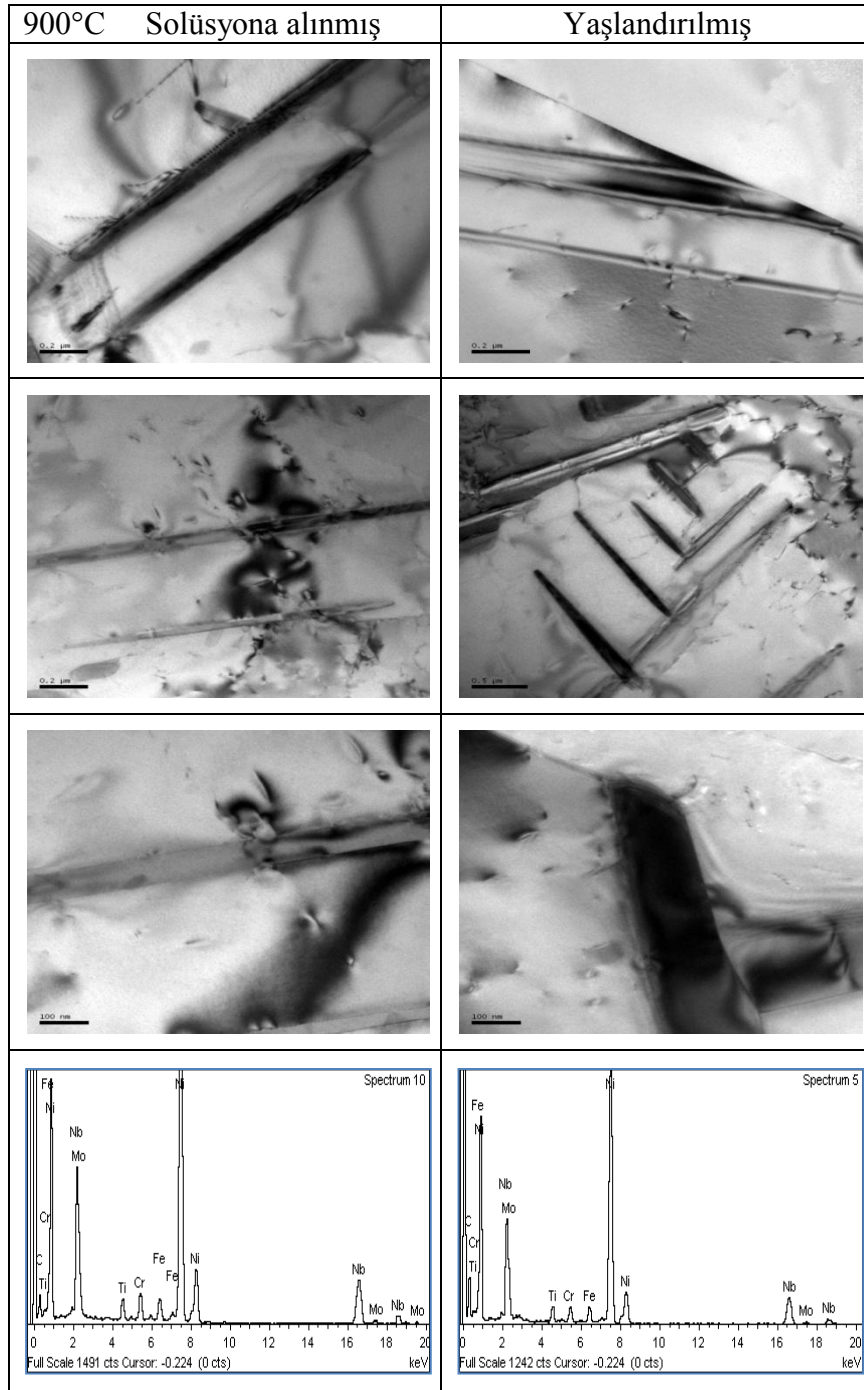
Şekil 5.11 : 800°C’de 8 saat süre tutulan numunelerin SEM görüntüleri (X5000) ve partikül EDS analizi.

Yüksek sıcaklık etkisiyle mikroyapısal değişimleri daha net saptayabilmek için SEM görüntüleri incelendiğinde, sıcaklığa bağlı tane kabalaşması çok daha belirgindir. Ayrıca partikül EDS analizi incelendiğinde, Ni-Nb oranlarına bağlı olarak, levha morfolojisindeki partiküllerin tane sınırlarında çökelti oluşturan, delta fazı (δ -Ni₃Nb) olduğu düşünülmektedir. EDS analizi sırasında matristen de etkileşim olduğu dikkate alınmıştır. 700°C, 800°C ve 900°C’de tavllanmış iki farklı gruptaki alaşımların SEM görüntülerinde, homojen ve yoğun bir şekilde dağılmış, aynı zamanda morfolojik

yapısını (levha) tam olarak gösteren delta fazı çökeltileri mevcuttur. Fakat γ' ve γ'' sertleştirici fazlarına optik ve SEM görüntülerinde rastlanamamıştır. Bu nedenle ayrıntılı mikroyapı incelemeleri için, 800°C ve 900°C'de 8saat tutulan solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numuneler üzerine geçirimli elektron mikroskobu analizi yapılmıştır. Şekil 5.12'de 800°C'de 8saat tutulmuş numunelere ait TEM görüntüleri, Şekil 5.13'de 900°C'de 8saat tutulmuş numunelere ait TEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 5.12 : 800°C'de 8saat süre tutulan numunelerin TEM görüntüleri ve EDS analizi.



Şekil 5.13 : 900°C'de 8 saat süre tutulan numunelerin TEM görüntüleri ve EDS analizi.

TEM görüntüleri incelendiğinde, 800°C'de 8 saat tutulan numunelerin yapısında Chang (2009) araştırmasında belirttiği, matrisle küp yönelimine sahip γ'' ile birlikte çökelti oluşturan küresel morfolojideki γ' fazına ve Dehmas ve diğ. (2011) çalışmasında gözlemlendiği levha morfolojisindeki δ fazına rastlanmıştır. EDS analizi γ' ve γ'' çökelti fazlar içerisindeki titanyum ve niyobiyum oranlarını göstermektedir. 900°C'de 8 saat tutulan numunelerin TEM görüntülerinde yapıda, Dehmas ve diğ.

(2011) çalışmasında da tespit ettiği, yoğun olarak δ fazı görülmektedir, fakat γ' ve γ'' sertleştirici fazlar saptanamamıştır. 800°C'de yapıda bulunan γ' ve γ'' fazlarının 900°C'de kaybolduğu ve delta fazının baskın hale geldiği görülmektedir. Söz konusu sıcaklıkta tutulan numunelerin EDS analizleri delta fazı içerisinde yüksek miktardaki niyobiyumu göstermektedir. Merkezden alınan EDS analizi sonucu, titanyum matris yapısında bulunduğundan hem matris hem de partikülden alınan sinyallerin etkisi mevcuttur.

5.3 Yüksek Sıcaklıkta Tutma Süresinin Yapı ve Özellikler Üzerindeki Etkisi

Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numuneler üzerinde yüksek sıcaklıkta tutma süresinin etkisini tespit etmek için; 600°C, 700°C, 800°C ve 900°C sıcaklıklarda 1sa, 2sa, 3sa, 6sa, 11sa, 23sa, 30sa, 47sa, 71sa ve 96sa sürelerle yaşlandırma işlemi gerçekleştirilmiştir. Söz konusu numuneler üzerinde yapısal ve mekanik özelliklerin değişimini incelemek amacıyla mikrosertlik ölçümü ve mikroyapı analizi yapılmıştır.

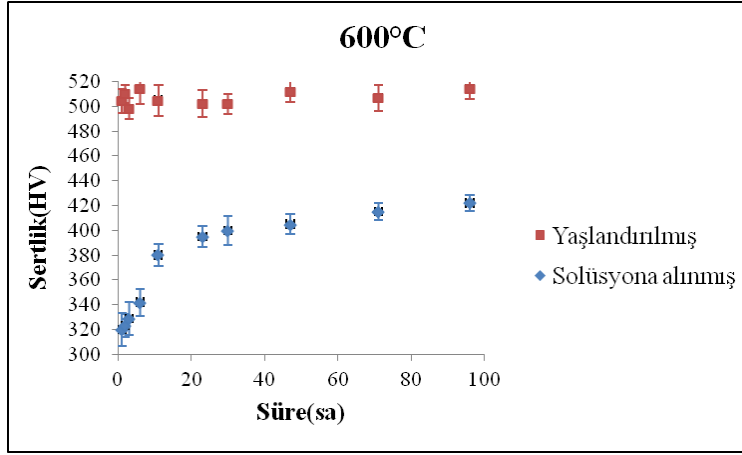
5.3.1 Mikrosertlik ölçümü

600°C'de 1-96saat aralığındaki farklı sürelerde yaşlandırılmış, ardından oda sıcaklığında suda soğutulan numunelerin vickers cinsinden sertlik değerleri Çizelge 5.2'de verilmiştir.

Çizelge 5.2 : 600°C'de 1-96sa sürelerde yaşlandırma sonrası numunelerin oda sıcaklığındaki sertlik değerleri.

600°C		
Ortalama Sertlik (HV _{0,2})		
Süre(sa)	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış
1sa	320±13,2	504,3±9,8
2sa	323±9,2	510±7,4
3sa	329±13,3	498±8,5
6sa	342±11	514±12,3
11sa	380±9,2	505±12,4
23sa	395±8,1	502±10,8
30sa	400±11,8	502±7,8
47sa	405±8	512±8,2
71sa	415±6,8	507±10,6
96sa	422±6,6	514±8

Numunelerin oda sıcaklığı mikrosertlik değerleri sırasıyla; solüsyona alınmış alaşımın $HV_{0,2}=298\pm6,1$ ve yaşlandırılmış alaşımın $HV_{0,2}=505\pm7,1$ olarak ölçülmüştür. 600°C’de yaşlandırma sonrası mikrosertlik değerlerinin ısıtma işlem süresine bağlı değişimi Şekil 5.14’de verilmiştir.



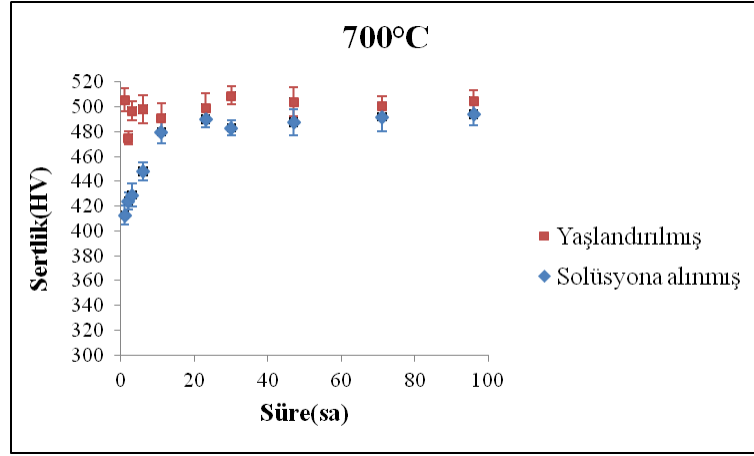
Şekil 5.14 : 600°C’de yaşlandırma sürelerinin sertlik üzerindeki etkisi.

600°C’de farklı sürelerde yaşlandırma sonrası solüsyona alınmış numunelerde sertlik değerleri, yaşlandırma süresi arttıkça artış göstermektedir. Yaşlandırılmış numunelerde ise sertlik değerleri yaşlandırma süresinden bağımsız oda sıcaklığı değerine yakın değerlerde ilerlemektedir. 700°C’de farklı sürelerde yaşlandırma sonrası mikrosertlik değerleri Çizelge 5.3’de verilmiştir.

Çizelge 5.3 : 700°C’de 1-96sa sürelerde yaşlandırma sonrası numunelerin oda sıcaklığındaki sertlik değerleri.

700°C	Ortalama Sertlik ($HV_{0,2}$)	
Süre(sa)	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış
1sa	413±7,8	505,6±9,5
2sa	424±6,9	475±5,3
3sa	429±9,2	497±7,7
6sa	448±7,3	498±11,4
11sa	480±9,3	491±12
23sa	490±6,4	499±12
30sa	483±6,3	509±7,4
47sa	487,5±10,7	504±12
71sa	492±12	501±7,8
96sa	494±9	505±8,1

700°C’de farklı sürelerde yaşlandırma sonrası mikrosertlik değerlerinin yaşlandırma süresine bağlı değişimi Şekil 5.15’de verilmiştir.

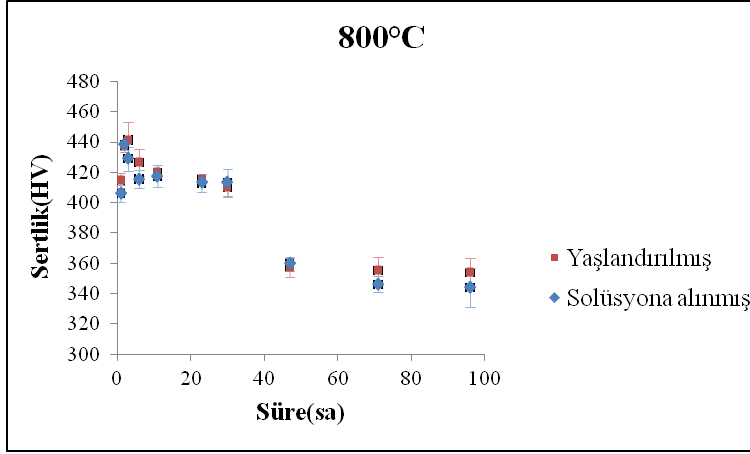


Şekil 5.15 : 700°C’de yaşlandırma sürelerinin sertlik üzerindeki etkisi.

700°C’de farklı sürelerde yaşlandırma sonrası solüsyona alınmış numunelerin sertlik değerleri ısıtma işlem süresine bağlı artış gösterirken, yaşlandırılmış numunelerin sertlik değerleri yaşlandırma süresi arttıkça belirgin değişim olmaksızın oda sıcaklığı değerine yakın değerlerde ölçülmüştür. Her iki gruptaki numunelerin sertlik değerleri 30saat üzerindeki ısıtma sürelerinde aynı mertebeye ilerlemektedir. 800°C’de 1-96sa aralığındaki farklı sürelerde yaşlandırma sonrası mikrosertlik değerleri Çizelge 5.4’de, yaşlandırma sürelerinin sertlik üzerindeki etkisi Şekil 5.16’da verilmiştir.

Çizelge 5.4 : 800°C’de 1-96sa sürelerde yaşlandırma sonrası numunelerin oda sıcaklığındaki sertlik değerleri.

800°C	Ortalama Sertlik (HV _{0,2})	
Süre(sa)	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış
1sa	406±7,8	414,5±5,2
2sa	438±6,2	438±4
3sa	429±7,2	441±9
6sa	415,6±6,2	426,5±9
11sa	417,6±9	420±4,5
23sa	413±4,7	415±4,1
30sa	413±5,3	410±5,6
47sa	360±6	357±6,1
71sa	346±7,7	355±9,4
96sa	344±5,8	354±10



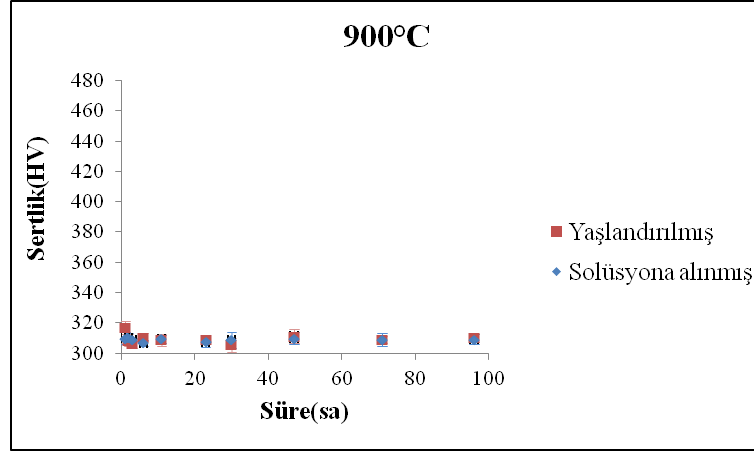
Şekil 5.16 : 800°C’de yaşlandırma sürelerinin sertlik üzerindeki etkisi.

800°C’de farklı sürelerde yaşlandırma sonrası numunelerin sertlik değerleri, orijinal solüsyona alınmış numunenin oda sıcaklığı değerinden daha yüksek olarak ölçülmüştür. Her iki gruptaki numunelerin sertlik değerleri ısıtılma süresi arttıkça, azalma eğilimi göstermektedir. Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numuneler 800°C’de 1-96sa aralığında farklı sürelerde yaşlandırma sonrası kendi aralarında kıyaslandığında sertlik değerleri aynı mertebede azalmaktadır. 900°C’de farklı sürelerde yaşlandırma sonrası mikrosertlik değerleri Çizelge 5.5’de verilmiştir.

Çizelge 5.5 : 900°C’de 1-96sa sürelerde yaşlandırma sonrası numunelerin oda sıcaklığındaki sertlik değerleri.

900°C	Ortalama Sertlik (HV _{0,2})	
Süre(sa)	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış
1sa	310±4	317±4,5
2sa	310±3	308,5±4
3sa	309±1	306±3
6sa	307±2	310,5±2,7
11sa	309,5±2,6	309±3,8
23sa	307±3,5	309±3
30sa	297±5	305±4,5
47sa	310±4	311±4,5
71sa	309±4,5	309±2,4
96sa	309±3,4	310±2,6

900°C’de farklı sürelerde yaşlandırma sonrası mikrosertlik değerlerinin ısıtılma süresine bağlı değişimi Şekil 5.17’de verilmiştir.



Şekil 5.17 : 900°C'de yaşlandırma sürelerinin sertlik üzerindeki etkisi.

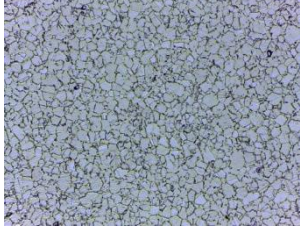
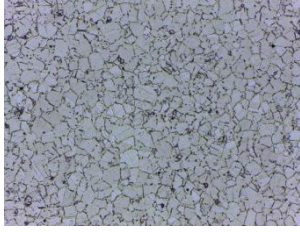
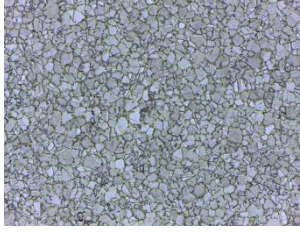

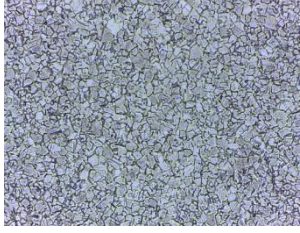
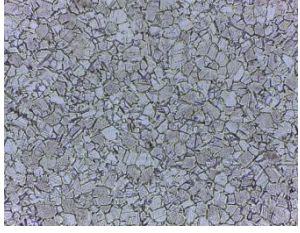
900°C'de farklı sürelerde yaşlandırma sonrası farklı iki gruptaki numunelerin sertlik değerleri, orijinal solüsyona alınmış numunenin oda sıcaklığı değerine çok yakın değerlerde ölçülmüştür. Yaşlandırılmış numunenin sertlik değerleri, orijinal oda sıcaklığı değerine kıyasla faz dönüşümlerinin etkisinde azalmıştır. Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin farklı sürelerde yaşlandırma sonrası sertlik değerleri belirgin bir değişim göstermemekle birlikte, yaşlandırma süresinden bağımsız aynı mertebede ilerlemektedir.

Sonuç olarak, Şekil 5.14-15 incelendiğinde, 600°C ve 700°C sıcaklıklarda farklı sürelerde tutulan yaşlandırılmış numunelerdeki sertlik değerlerinin, ısıl işlem süresinden bağımsız aynı mertebede ilerlediği, solüsyona alınmış numunelerde ise sertliğin ısıl işlem süresi artışıyla, arttığı tespit edilmiştir. 800°C'de her iki gruptaki numunelerin sertlik değerleri ısıl işlem süresi arttıkça, azalma eğilimi göstermekte iken, 900°C'de farklı iki gruptaki numunelerin sertlik değerleri süreden bağımsız solüsyona alınmış numunenin oda sıcaklığı değerine yakın değerde ilerlemektedir.

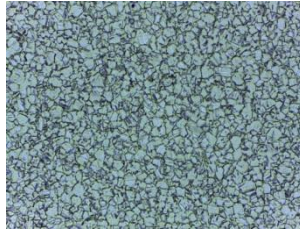
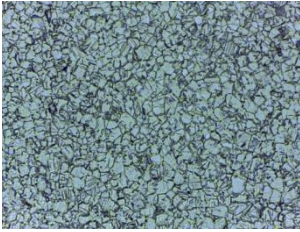
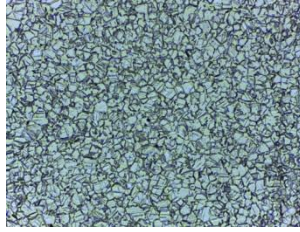
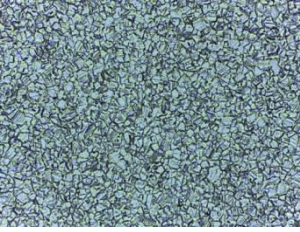
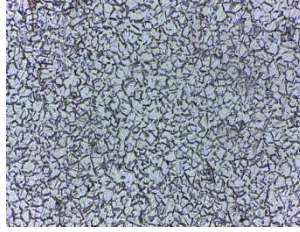
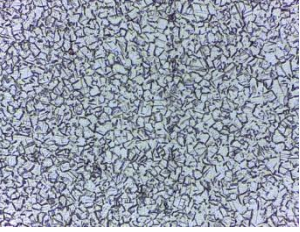
5.3.2 Mikroyapı analizi

800°C ve 900°C'de 1-96saat aralığındaki farklı sürelerde yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş numunelerin, yüksek sıcaklıkta tutma süresinin mikroyapı üzerindeki değişimi incelenmiş, 800°C'de farklı sürelerde yaşlandırılmış numunelerin 500X büyütme optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.18'de verilmiştir.

Düşük, orta ve yüksek sürelerde yaşlandırma etkisini incelemek için, 3sa, 30sa ve 96sa'lık yaşlandırma süreleri seçilmiştir. 900°C'de farklı sürelerde yaşlandırılmış numunelerin 500X büyütme optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.19'da verilmiştir.

800°C	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış
3sa		
30sa		
96sa		

Şekil 5.18 : 800°C’de farklı sürelerde yaşlandırılmış numunelerin optik mikroskop fotoğrafları (X500).

900°C	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış
3sa		
30sa		
96sa		

Şekil 5.19 : 900°C’de farklı sürelerde yaşlandırılmış numunelerin optik mikroskop fotoğrafları (X500).

800°C ve 900°C sıcaklıklarda farklı sürelerde yaşlandırılmış numunelerin optik görüntüleri incelendiğinde, aynı sıcaklıkta ve sürede yaşlandırılmış her iki farklı grup numunelerde mikroyapı benzerliği belirgin şekilde görülmektedir. Yaşlandırılmış numunelerde kaba tane yapısı gözlenirken, özellikle 900°C’de farklı sürelerde tutulan numunelerin yapısındaki tavlama ikizlenmeleri daha belirgindir.

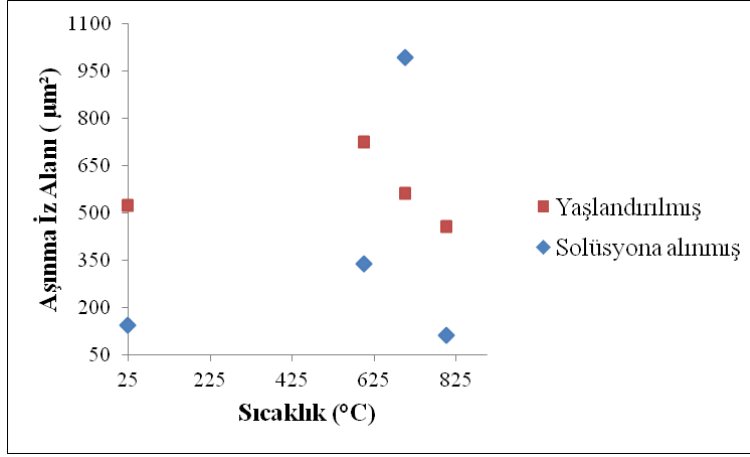
5.4 Yüksek Sıcaklık Aşınma Analizi

Inconel 718 alaşımı solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerde yüksek sıcaklık aşınma davranışı 600°C, 700°C ve 800°C’de yapılan testler ile incelenmiş, böylece dinamik sürtünme katsayısı ve yüksek sıcaklık etkisiyle yüzeydeki sertlik değerleri değişimi Çizelge 5.6’da verilmiştir.

Çizelge 5.6 : Inconel 718 numuneleri yüksek sıcaklık aşınma analizi sonrası yüzey sertlik ve sürtünme katsayısı değerleri.

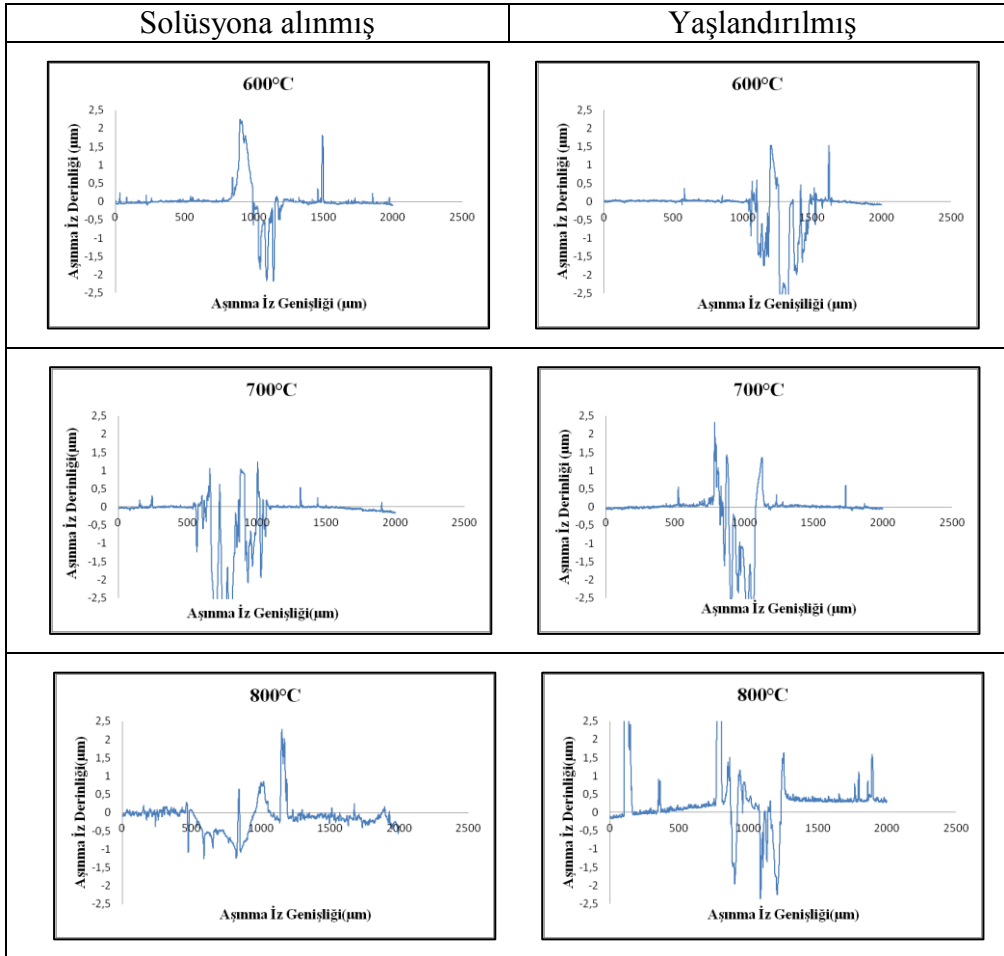
Aşınma T(°C)	Solüsyona alınmış		Yaşlandırılmış	
	Sertlik(HV _{0,2})	Sürtünme katsayısı (fr)	Sertlik(HV _{0,2})	Sürtünme katsayısı (fr)
Oda°C	298	0,78	505	0,85
600°C	353	0,44	510	0,43
700°C	476,5	0,42	538	0,4
800°C	511	0,43	470	0,36

Yaşlandırılmış alaşımda sıcaklığın etkisiyle yüzeyde yumuşama meydana geldiği ve sürtünme katsayısı değerlerinin yumuşama etkisine paralel olarak azaldığı tespit edilmiştir. Sözkonusu alaşımda yüzeyden ölçülen sertlik değerleri ile aşınma sonrası sürtünme katsayıları benzer davranış sergilemektedir. Solüsyona alınmış alaşımda yüksek sıcaklıklarda yüzey sertliğinin arttığı, sürtünme katsayısı değerlerinin ise birbirine yakın değerlerde olduğu ölçülmüştür. Yüksek sıcaklık aşınma davranışını daha detaylı saptayabilmek için aşınma izlerinin taramalı elektron mikroskobu görüntülerinden yararlanılmıştır. Yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen aşınma analizleri sonrası yüksek sıcaklıkların aşınma kaybı üzerine etkisi Şekil 5.20’de verilmiştir.



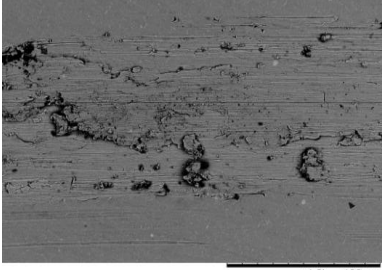

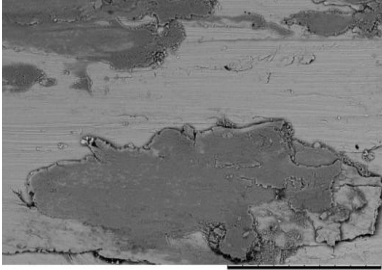
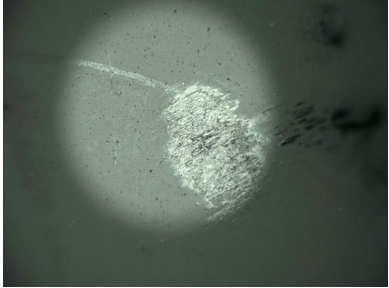
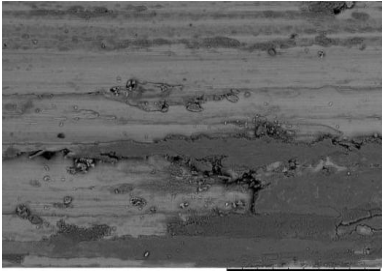
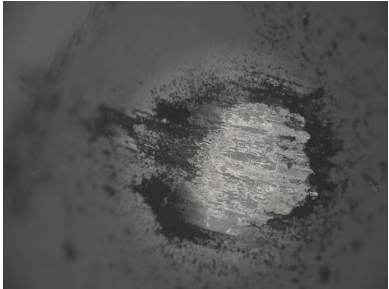

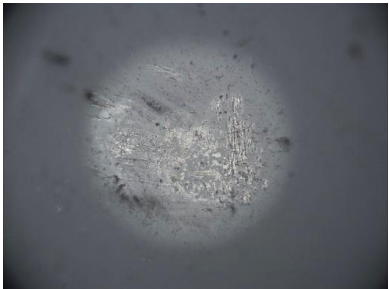
Şekil 5.20 : Yüksek aşınma sıcaklıklarının solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerde aşınma kaybı üzerine etkisi.

Analizler sonrası yaşlandırılmış numunenin aşınma kaybının daha fazla olduğu, sıcaklık arttıkça aşınma kaybının azaldığı görülmüştür. Şekil 5.21’de yüksek sıcaklık aşınma sonrası numunelerin aşınma izi profilleri verilmiştir. Oda sıcaklığı aşınma izi profilleri Şekil C.1’de verilmiştir.



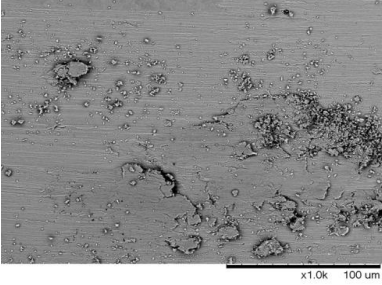
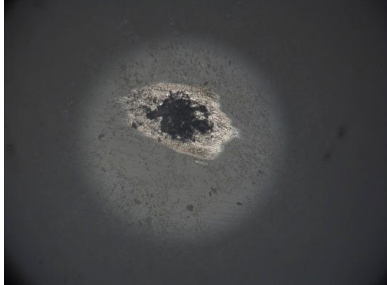
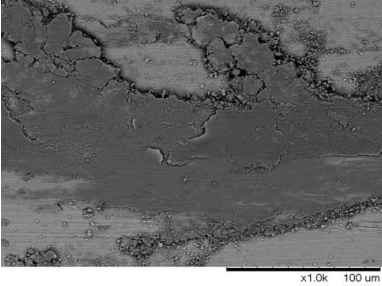
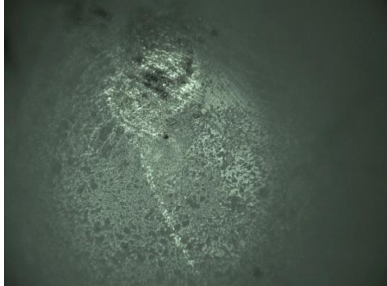
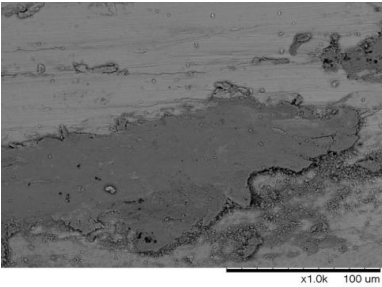
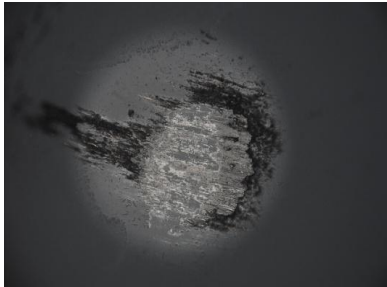
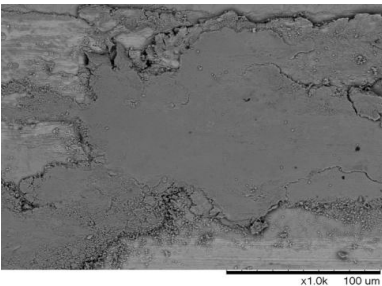
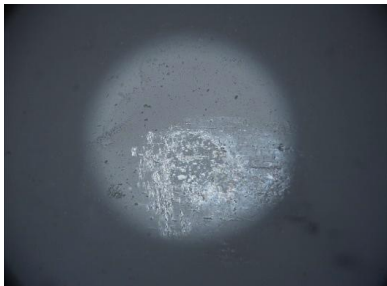
Şekil 5.21 : Numunelerin yüksek sıcaklık aşınma analizi sonrası aşınma izi profilleri.

Numunelerin yüksek sıcaklık aşınma davranışını detaylı incelemek ve aşınma mekanizmasını saptayabilmek amacıyla, aşınma izleri üzerine SEM analizi yapılmış ve aşındırıcı bilya optik görüntüleri incelenmiştir. Solüsyona alınmış numunenin aşınma izleri taramalı elektron mikroskobu 1000X büyütme ve aşındırıcı bilya optik mikroskop 100X büyütme görüntüleri Şekil 5.22’de verilmiştir.

T (°C)	Solüsyona alınmış Aşınma İzi (SEM -1000X)	Bilya (OM-100X)
Oda°C		
600°C		
700°C		
800°C		

Şekil 5.22 : Solüsyona alınmış numunenin aşınma sıcaklığına bağlı, aşınma izleri SEM görüntüleri (X1000) ve aşındırıcı bilya optik mikroskop görüntüleri (X100).

Yaşlandırılmış numunenin aşınma izleri taramalı elektron mikroskobu 1000X büyütme ve aşındırıcı bilya optik mikroskop 100X büyütme görüntüleri Şekil 5.23’de verilmiştir.

T (°C)	Yaşlandırılmış Aşınma İzi (SEM -1000X)	Bilya (OM-100X)
Oda°C		
600°C		
700°C		
800°C		

Şekil 5.23 : Yaşlandırılmış numunenin aşınma sıcaklığına bağlı aşınma izleri SEM görüntüleri (X1000) ve aşındırıcı bilya optik mikroskop görüntüleri (X100).

SEM görüntüleri incelendiğinde, her iki grup alaşımında yüksek sıcaklıkların etkisiyle yüzeylerin oksitlenmesi sonucu oksidatif aşınma mekanizmasının olduğu tespit edilmiştir.

6. GENEL SONUÇLAR

Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış durumda temin edilen Inconel 718 alaşımı ile yapılan bu çalışmada elde edilen bulgular aşağıda özetlenmiştir:

1. 8 saatlik süre 500°C ile 1000°C arasındaki farklı sıcaklıklarda tutulan solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin sertlik davranışı incelendiğinde; yaşlandırılmış alaşımın 700°C'ye kadar sertliğini korurken solüsyona alınmış alaşımda bu sıcaklığa kadar sertliğin arttığı gözlemlenmiştir. 700°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin sertliğinin aynı mertebede, bir fark olmaksızın azaldığı saptanmıştır.
2. XRD analizlerine göre, 700°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda mikroyapıda δ fazı çökmesi literatürde de belirtildiği gibi sertliğin düşmesine sebep olmaktadır. Solüsyona alınmış numunenin yüksek sıcaklıklarda 1saat bekletilerek yapılan yüksek sıcaklık XRD analizi bu sıcaklık değerlerinde delta fazı oluşumuna bağlı olarak sertlikteki düşüşü doğrulamaktadır.
3. DTA analizi yapılan solüsyona alınmış numunenin 600°C'de düşük enerjili pik verdiği gözlemlenmiştir. Böylece 600°C'de 8 saat tutma sonrası bu numunenin sertliğindeki artışı DTA eğrisi doğrulamaktadır. Literatürdeki bilgiler ışığında Inconel 718 alaşımında sertlik artışı sağlayan γ' , γ'' fazlarının 600°C üzerinde oluşmaya başladığı saptanmıştır.
4. Yüksek sıcaklıkların yapısal özellikler üzerine etkileri incelendiğinde, yapılan mikroyapı analizlerinde her iki alaşımda tutma sıcaklığı arttıkça tane boyutu artmaktadır. Ayrıca aynı sıcaklıkta tutulan her iki grup numunelerde mikroyapı benzerliği dikkat çekmektedir. Partikül EDS analizi sonrası, tane sınırlarında çökelti oluşturan levha morfolojisindeki partiküllerin delta fazı olduğu düşünülmektedir.
5. 800°C'de 8saat süre tutulan solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin TEM görüntülerinde literatürde de belirtilen γ' , γ'' fazları ile δ fazı gözlenirken, 900°C'de aynı süre tutulan numunelerin TEM görüntüleri

incelendiğinde γ' , γ'' fazlarının bu sıcaklık değerinde kaybolduğu ve yapıda yoğun olarak levha morfolojisindeki delta fazının olduğu görülmektedir.

6. Yüksek sıcaklıklarda tutma süresinin etkileri incelendiğinde, 600°C ve 700°C sıcaklıklarda 1-96sa aralığındaki farklı sürelerde tutulan yaşlandırılmış numunelerdeki sertlik değerlerinin, ısıl işlem süresinden bağımsız aynı mertebede ilerlediği, solüsyona alınmış numunelerde ise sertliğin ısıl işlem süresi artışıyla, arttığı tespit edilmiştir.
7. 800°C ve 900°C sıcaklıklarda, 1-96sa aralığındaki farklı sürelerde yaşlandırma sonrası sertlik değerleri her iki alaşım grubu için aynı mertebede ilerlemektedir. Özellikle 900°C'de farklı sürelerde yaşlandırma sonrası, farklı iki gruptaki numunelerin sertlik değerleri, solüsyona alınmış numunenin oda sıcaklığı değerine çok yakın değerlerde ölçülmüştür.
8. 800°C ve 900°C sıcaklıklarda, 1-96sa aralığındaki farklı sürelerde yaşlandırma sonrası yapılan mikroyapı analizlerinde, solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin mikroyapı benzerliği gözlenmiştir.
9. 600°C, 700°C ve 800°C sıcaklıklarda aşınma analizi yapılan Inconel 718 alaşımı yüksek sıcaklık aşınma mekanizmasının, aşınma izleri SEM görüntüleri incelendiğinde, oksidatif aşınma olduğu tespit edilmiştir. Yaşlandırılmış numunenin aşınma kaybı daha fazla olmakla birlikte aşınma test sıcaklığı arttıkça bu kayıp azalmaktadır.

KAYNAKLAR

- [1] **Bhattacharya, S.K., Javaid, A., Lewis, M.H., Walbank, J.,** (1983).Wear Mechanisms of Syalon Ceramic Tools when Machining Nickel-Based Material. *Metals Technology*, 10: 482-483.
- [2] **Metals Handbook Volume 9,** (2004). Metallography and Microstructures of Heat Resisting Alloys. ASM International, USA.
- [3] **Donachie, M. J., Donachie, S. J.,** (2000). Superalloys: A Technical Guide (2nd Edition). ASM International.
- [4] **Warbuton, P.,** (1967). Problems of Machining Nickel-Based Alloys. *Iron and Steel Institute, Special Report 94*, 151-160.
- [5] **Davis, J. R.,** (2000). ASM Speciality Handbook: Nickel, Cobalt and their alloys, ASM International Handbook Committee, USA.
- [6] **Slama C., Abdellaoui M.,** (2000). Structural characterization of the aged Inconel 718. *Journal of Alloys and Compounds*, 306, 277–284.
- [7] **Sims, T.C., Stoloff, S.N. ve Hagel, C.W.,** (1987). *SuperalloysII*, John Wiley&Sons.
- [8] **Metals Handbook, Nineth edition,** (1983). ASM (American Society for Metals), Metals Park, Ohio, 10: 761.
- [9] **Reed, R.C.,** (2006). The Superalloys: Fundamentals and Applications, Cambridge University Press, Cambridge, UK.
- [10] **Davis, J.R.,** (1997). Heat Resistant Materials. ASM Specialty Handbook, ASM International, 221-254.
- [11] **Ezugwu, E.O., Wang, Z.M. ve Machado A.R.,** (1998). Machinability of nickel base superalloys: a general review, *Journal of Materials Processing Technology*, 86, 1-16.
- [12] **Pawade, R.S., Joshi, S. S., Brahmanakar, P.K., Rahman, M.,** (2007). An investigation of cutting forces and surface damage in high-speed turning of Inconel 718, *Journal of Materials Processing Technology*, 192–193; 139–146.
- [13] **Url-1** < <http://cst-www.nrl.navy.mil/lattice/alloys/index.html>>, alındığı tarih: 19.10.2011.
- [14] **Erdoğan M., Çakmakkaya M., Erol E.,** (2005). Katkı Elementlerinin Süper Alaşımlara Kazandırdığı Genel Özellikler, Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 41-46.
- [15] **Kuo, C.M., Yang, Y.T., Bor, H.Y., Wei, C.N., Tai, C.C.,** (2009). Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy. *Materials Science and Engineering, A* 510–511, 289–294.

- [16] **Wang, C., Li, R.,** (2004). Effect of double aging treatment on structure in Inconel 718 alloy. *Journal of Materials Science*, 39, 2593-2595.
- [17] **Url-2** < <http://www.specialmetals.com/products/inconelalloy718.php>>, alındığı tarih: 01.09.2011.
- [18] **Klopp, W. D.,** (1995). Nickel Base Alloys:IN-718, Aerospace Structural Metals Handbook, USA.
- [19] **Radavich, J. F.,** (1989). The Physical Metallurgy of Cast and Wrought Alloy 718, Superalloy 718-Metallurgy and Applications, Edited by E.A.Loria, P 229-240.
- [20] **Davis, J.R.,** (2000). ASM Speciality Handbook: Nickel, Cobalt and their alloys, ASM International Handbook Committee, USA.
- [21] **Dehmas, M., Lacaze, J., Niang, A. ve Viguiet, B.,** (2011). TEM Study of High-Temperature Precipitation of Delta Phase in Inconel 718 Alloy, *Advances in Materials Science and Engineering*, Volume 2011, Article ID 940634, 9 page doi:10.1155/2011/940634.
- [22] **Warrington, K. ve D. H.,** (1970). The precipitation of Ni₃Nb phases in a Ni-Fe-Cr-Nb alloy, *Metallurgical Transactions*, vol. 1, no. 10, pp. 2667-2675.
- [23] **Sundararaman, M., Mukhopadhyay, P. ve Banerjee, S.,** (1988). Precipitation of the δ -Ni₃Nb phase in two nickel base superalloys, *Metallurgical Transactions A*, vol. 19, no. 3, pp. 453-465.
- [24] **Yang, L., Chang, K.M., Mannan, S. ve Barbadillo, J. D.,** (1997). Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, in *Proceedings of the 6th International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives*, E. A. Loria, Ed., pp. 353-365, TMS.
- [25] **Liu, W., Xiao, C. F. R., Yao, M. Ve Chen, Z. L.,** (1997). *J. Mater. Sci. Lett.* 16, 769.
- [26] **Rao, G.A., Kumar, M., Srinivas, M., Sarma, D.S.,** (2003). *Mater. Sci. Eng. A* 355, 114-125.
- [27] **Wenchang, L., Furen, X., Mei, Y., Zonglin, C., Shaogang, W., Weihong, L.,** (1997). *Journal of Materials Science Letters*, 16, 769-771.
- [28] **Zhanga, H.Y., Zhanga, S.H., Cheng, M., Li, Z.X.,** (2010). Deformation characteristics of δ phase in the delta-processed Inconel 718 alloy, *Materials Characterization*, 61, 49-53.
- [29] **Cone, F.P.,** (2001). Observations on the development of delta phase in IN718 alloy. *Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives*. PA: TMS, p. 323-32.
- [30] **Azadian, S., Wei, L.Y., Warren, R.,** (2004). Delta phase precipitation in Inconel 718, *Materials Characterization*, 53, 7-16.
- [31] **He, J.,** (1994). γ'' precipitate in Inconel 718. *Mater. Sci. Technol*,10:293-303.
- [32] **Choudhury, I.A. ve El-Baradie, M.A.,** (1998). Machinability of nickel base superalloys: a general review, *Journal of Materials Processing Technology*, 77, 278-284.

- [33] **Azadian, S., Wei, L.Y., Niklasson, F., Warren, R.,** (2001), Precipitation in spray-formed IN 718. In: Loria EA, editor. *Superalloys 718, 625 and various derivatives*. Warrendale, PA7 Minerals, Metals & Materials Society; p. 617–26.
- [34] **Gustafsson, D., Moverare, J., Simonsson, K., Johansson, S., Hörnqvist, M., Månsson, T. ve Sjöström, S.,** (2011). Fatigue crack growth behaviour of Inconel 718-the concept of a damaged zone caused by high temperature hold times, *Procedia Engineering*, 10, 2821–2826.
- [35] **Arunachalam, R., Mannan, M.A.,** (2000). Machinability of Nickel-Based High Temperature Alloys, *Machining Science and Technology*, 4 (1): 127-168.
- [36] **Li, R.B., Yao, M., Liu, W.C., He, X.C.,** (2002). Isolation and determination for δ , γ' and γ'' phases in Inconel 718 alloy, *Scripta Materialia*, 46, 635-638.
- [37] **Srinivasan, N., Prasad, Y.V.R.K.,** (1994). Microstructural control in hot working of IN-718 superalloy using processing map. *Metall. Mater. Trans. A* 25A (10), 2275.
- [38] **Ezugwu, E.O., Bonney, J., Yamane, Y.,** (2003). An overview of the machinability of aeroengine alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 134:233-253.
- [39] **Thomas, A., El-Wahabi, M., Cabrera, J.M., Prado, J.M.,** (2006). High temperature deformation of Inconel 718, *J. Mater. Process. Technol.*, 177:469–72.
- [40] **Liu, W.C., Yao, M., Chen, L., Wang, S. G.,** (1999). Niobium segregation in Inconel 718, *Journal of Materials Science*, 34, 2583-2586.
- [41] **Chang, S.H.,** (2009). In situ TEM observation of γ' , γ'' and δ precipitations on Inconel 718 superalloy through HIP treatment, *Journal of Alloys and Compounds*, 486, 716-721.

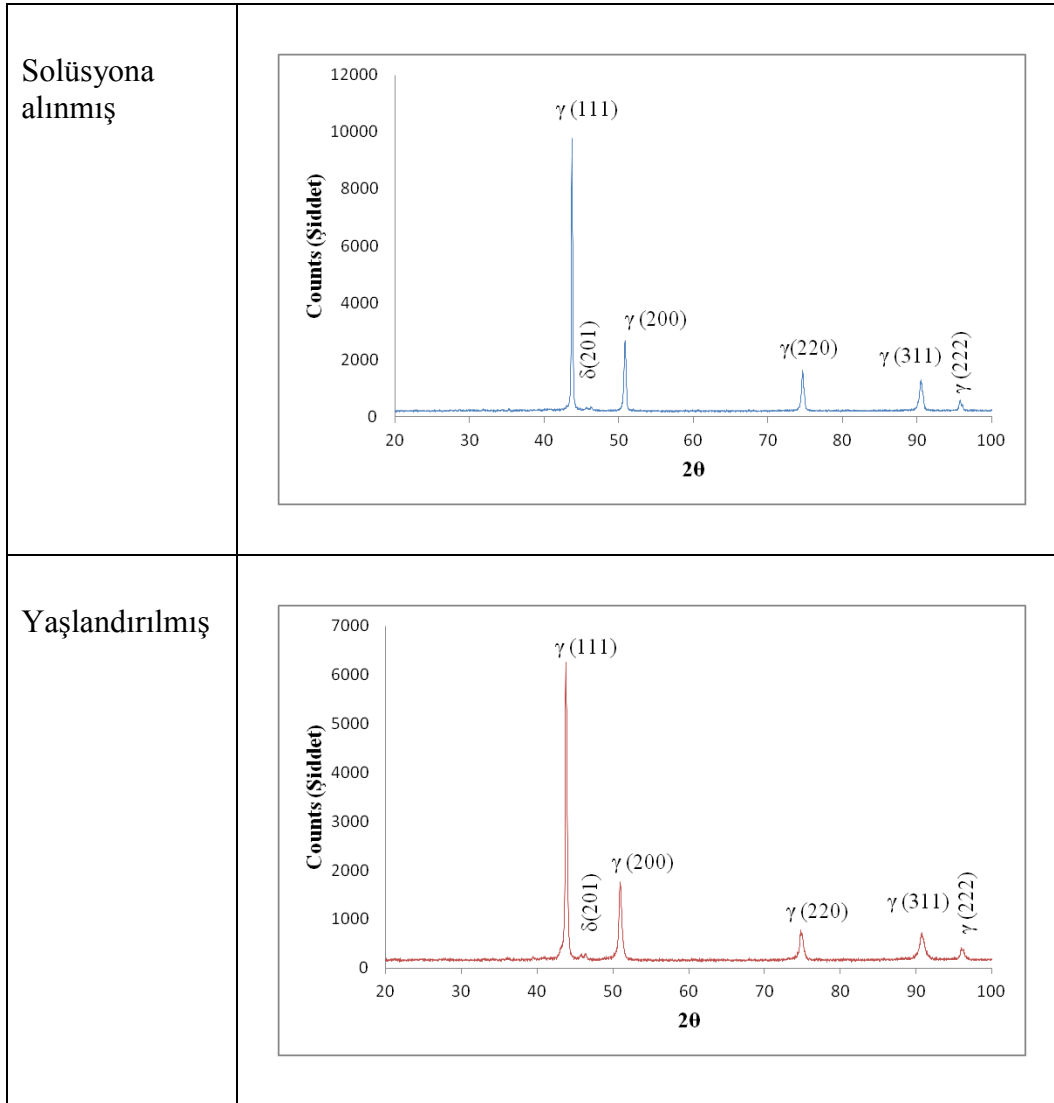
EKLER

EK A : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin oda sıcaklığı XRD paternleri ve 1000°C'de 8saat tutulmuş numunelerin XRD paternleri.

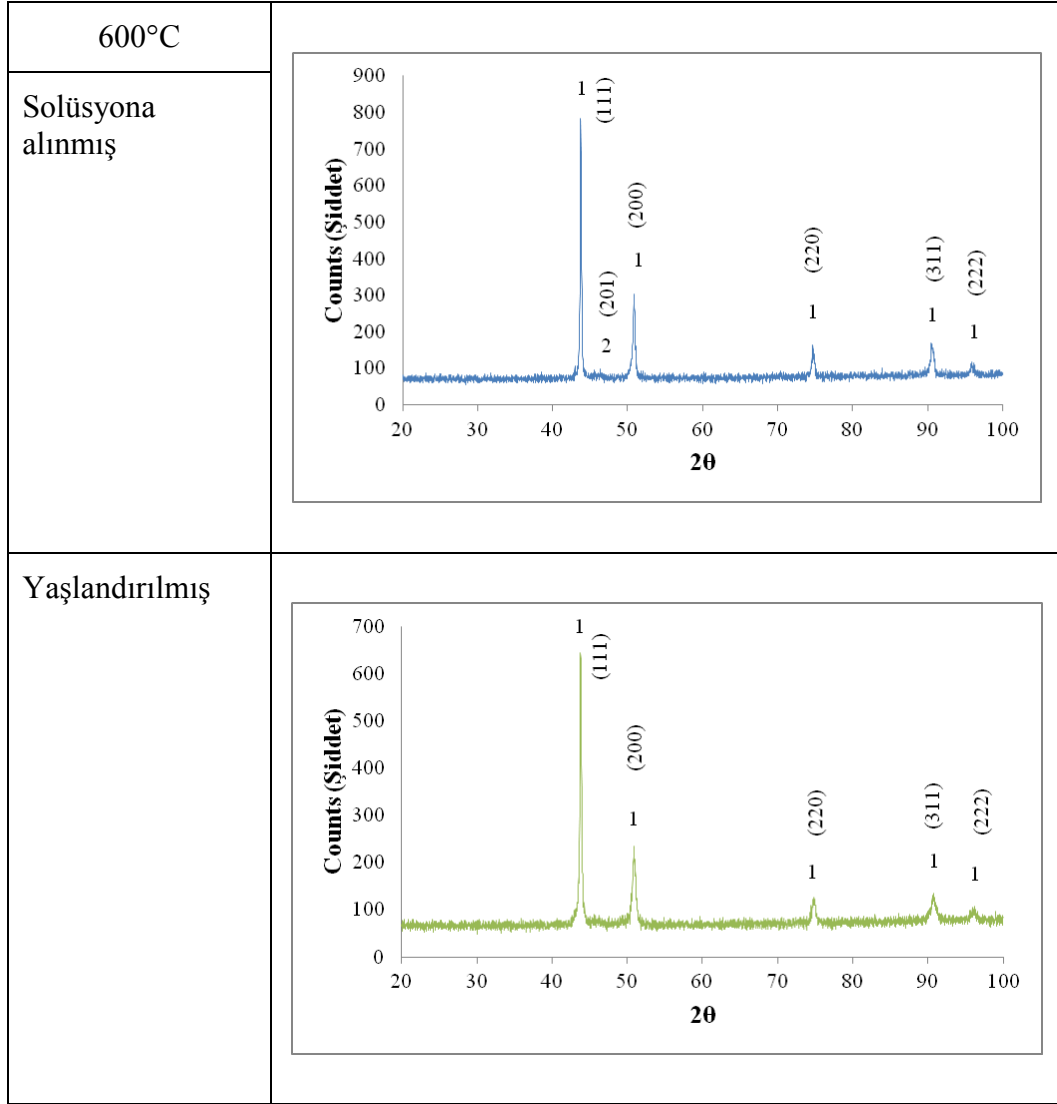
EK B : 900°C'de 8 saat süre tutulan numunelerin SEM görüntüleri (X5000) ve partikül EDS analizi.

EK C : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin oda sıcaklığı aşınma analizi sonrası aşınma izi profilleri.

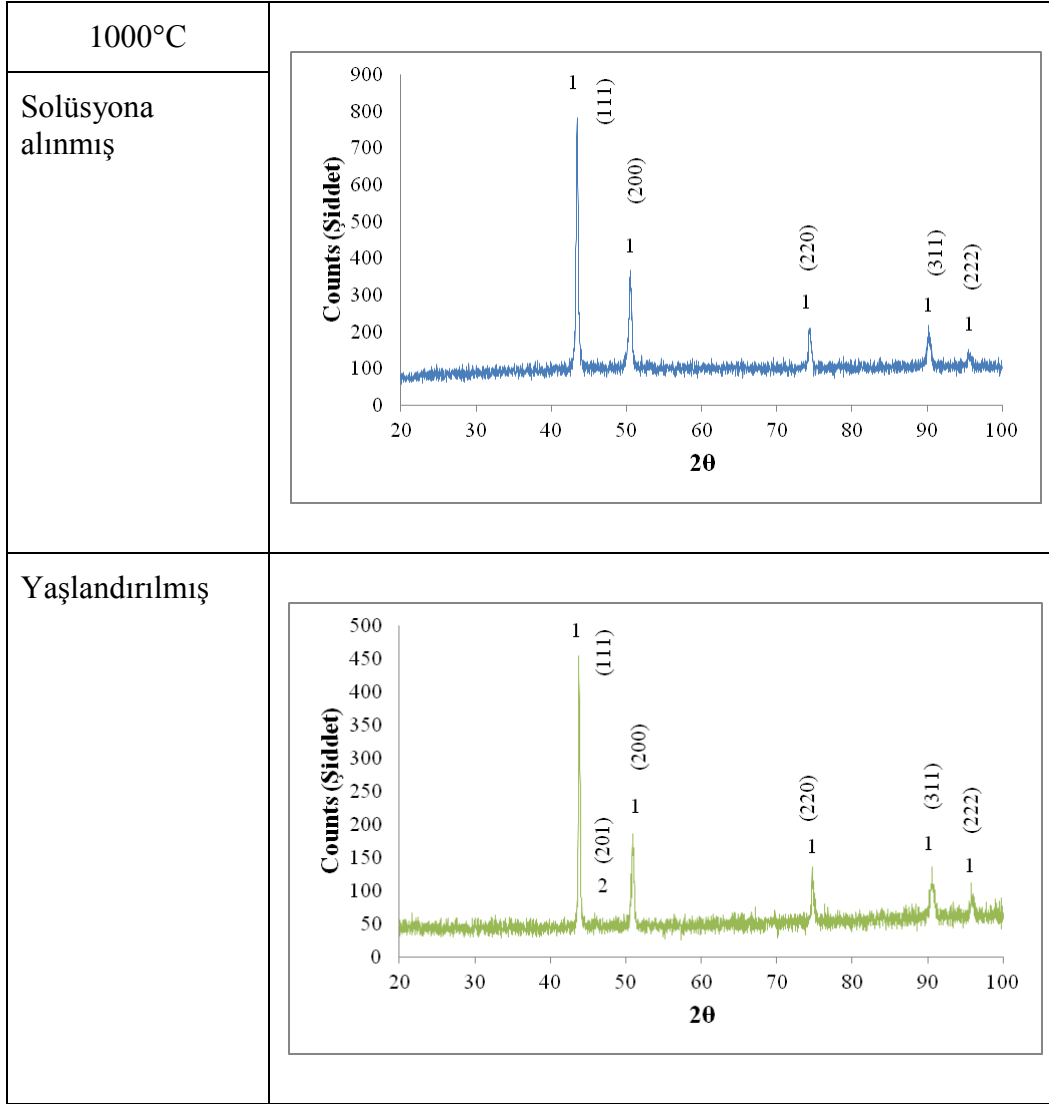
EK A



Şekil A.1 : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin oda sıcaklığı XRD paternleri. (γ : matris δ : Ni_3Nb)

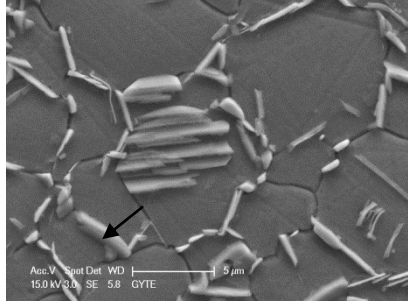
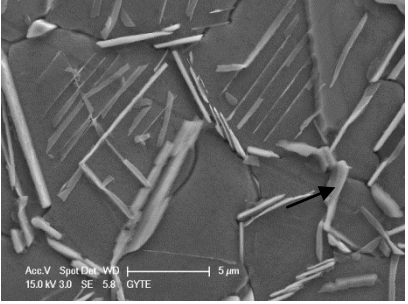
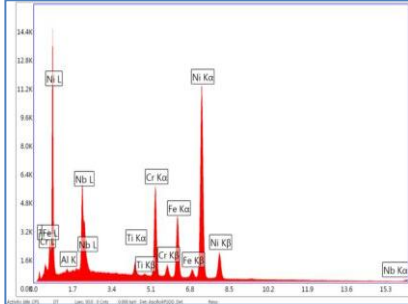
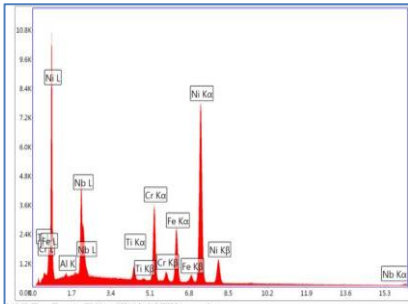


Şekil A.2 : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin 600°C’de 8 saat tutma sonrası XRD paternleri. (1: matris 2: δ -Ni₃Nb)



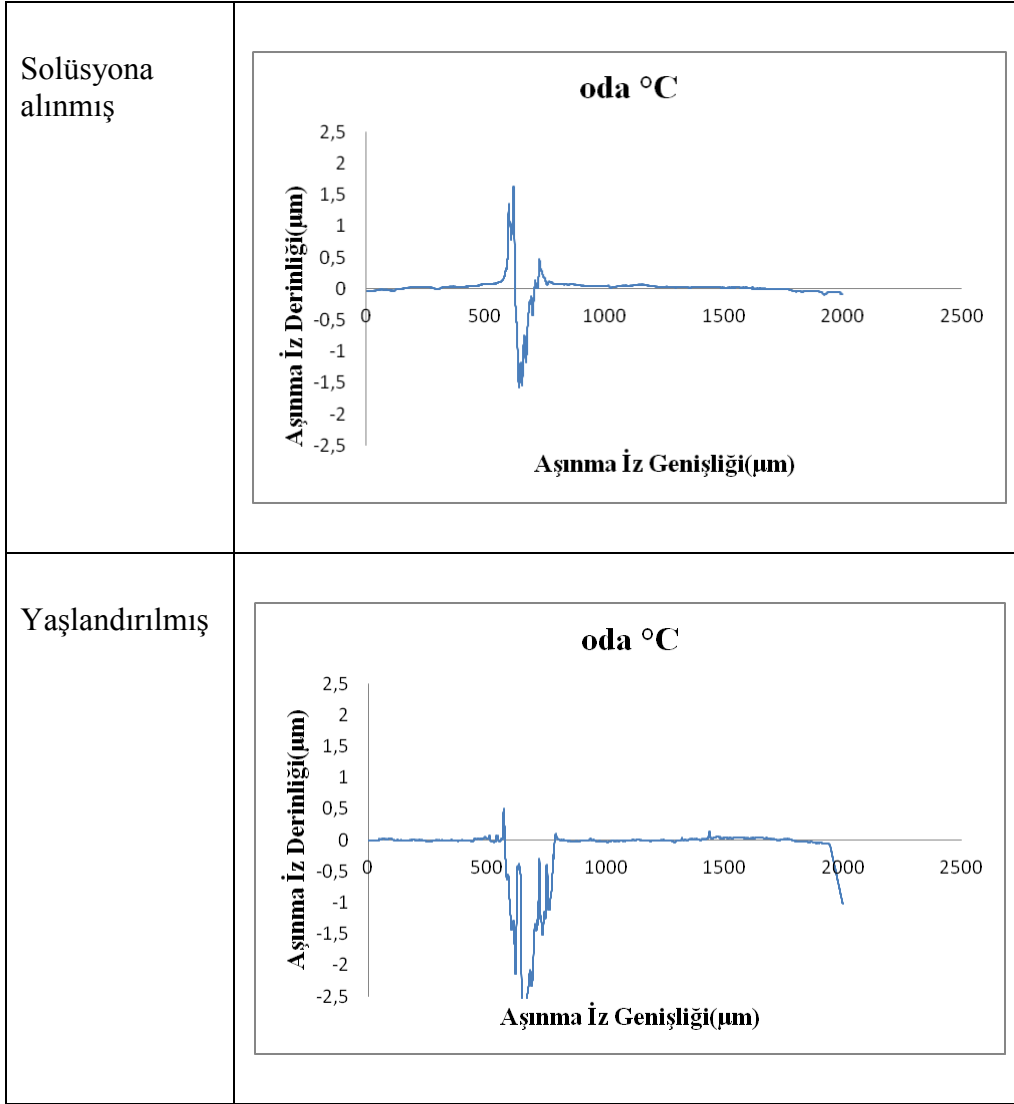
Şekil A.2 (devam) : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin 1000°C’de 8 saat tutma sonrası XRD paternleri. (1: matris 2: δ -Ni₃Nb)

EK B

900°C	Solüsyona alınmış	Yaşlandırılmış																												
SEM (X5000)																														
EDS																														
% Atomik	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Element</th> <th>% Atomik</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Al</td> <td>2.4</td> </tr> <tr> <td>Nb</td> <td>9.67</td> </tr> <tr> <td>Ti</td> <td>1.67</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>15.08</td> </tr> <tr> <td>Fe</td> <td>12.49</td> </tr> <tr> <td>Ni</td> <td>58.7</td> </tr> </tbody> </table>	Element	% Atomik	Al	2.4	Nb	9.67	Ti	1.67	Cr	15.08	Fe	12.49	Ni	58.7	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Element</th> <th>% Atomik</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Al</td> <td>2.67</td> </tr> <tr> <td>Nb</td> <td>10.88</td> </tr> <tr> <td>Ti</td> <td>1.99</td> </tr> <tr> <td>Cr</td> <td>13.67</td> </tr> <tr> <td>Fe</td> <td>11.52</td> </tr> <tr> <td>Ni</td> <td>59.27</td> </tr> </tbody> </table>	Element	% Atomik	Al	2.67	Nb	10.88	Ti	1.99	Cr	13.67	Fe	11.52	Ni	59.27
Element	% Atomik																													
Al	2.4																													
Nb	9.67																													
Ti	1.67																													
Cr	15.08																													
Fe	12.49																													
Ni	58.7																													
Element	% Atomik																													
Al	2.67																													
Nb	10.88																													
Ti	1.99																													
Cr	13.67																													
Fe	11.52																													
Ni	59.27																													

Şekil B.1 : 900°C’de 8 saat süre tutulan numunelerin SEM görüntüleri (X5000) ve partikül EDS analizi.

EK C



Şekil C.1 : Solüsyona alınmış ve yaşlandırılmış numunelerin oda sıcaklığı aşınma analizi sonrası aşınma izi profilleri.



ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad: Zühra İNANIR

Doğum Yeri ve Tarihi: Bulgaristan-Varna / 06.05.1987

Adres: Altunizade-ÜSKÜDAR / İSTANBUL

E-Posta: zuhrainanir@gmail.com

Lisans: Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü