

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**INCONEL 713 LC SÜPER ALAŞIMININ AKIŞKAN YATAKLI FIRIN
SİSTEMİ İLE NİTRÜRLENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mine YÜCEL

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

HAZİRAN 2017

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**INCONEL 713 LC SÜPER ALAŞIMININ AKIŞKAN YATAKLI FIRIN
SİSTEMİ İLE NİTRÜLENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Mine YÜCEL
(506151415)**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU

HAZİRAN 2017

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506151415 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi Mine YÜCEL, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “INCONEL 713 LC SÜPER ALAŞIMININ AKIŞKAN YATAKLI FIRIN SİSTEMİ İLE NİTRÜRLENMESİ ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

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

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN**
İstanbul Teknik Üniversitesi

.....

Doç. Dr. Erdem ATAR
Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü

.....

Teslim Tarihi : 5 Mayıs 2017
Savunma Tarihi : 8 Haziran 2017





Aileme,



ÖNSÖZ

Öğrenciliğim süresince ilgi ve yakın desteğini gördüğüm, öneri ve değerli fikirleri ile yol gösteren, tez çalışmamın her aşamasında büyük bir titizlikle katkı sağlayan, bilgi ve birikimlerini esirgmeden benimle paylaşan danışman hocam Prof Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU ‘na teşekkürü bir borç bilirim.

Laboratuvar çalışmalarında cihazların kullanımı ve deneylerin yapılması esnasındaki yardımlarından dolayı Uzm. Dr. Faiz MUHAFFEL’e çok teşekkür ederim. Ayrıca laboratuvar çalışmaları esnasında katkılarını esirgemeyen Araş.Gör. Doğan ÇETİNER ve Araş.Gör. Onur TAZEGÜL’e teşekkürlerimi sunarım.

Inconel 713 LC süper alaşım numunelerinin taramalı elektron mikroskopunda (SEM) çekimi ve numunenin hazırlanması sırasındaki katkı ve yardımlarından dolayı Araş.Gör. Sıddıka MERTDİNÇ, Araş.Gör. Emre TEKOĞLU, Kadir YENER ve Mert ALTAY teşekkür ederim.

Bu tez çalışmasında kullanılan “Inconel 713 LC” numunelerini temin eden “SERPA Hassas Döküm A.Ş.” yöneticilerine teşekkürlerimi sunarım.

Tüm hayatım boyunca maddi ve manevi her türlü desteği veren, çalışmalarım sırasında beni destekleyen aileme, her zaman yanımda olan arkadaşlarıma ve Edison ekibine teşekkürü bir borç bilirim.

Haziran 2017

Mine YÜCEL
(Malzeme Müh.)



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR	xi
SEMBOLLER	xiii
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xv
ŞEKİL LİSTESİ.....	xvii
ÖZET	xix
SUMMARY	xxi
1. GİRİŞ	1
2. SÜPER ALAŞIMLAR	3
2.1 Süper Alaşımların Tarihsel Gelişimi.....	3
2.2 Süper Alaşımların Genel Özellikleri	4
2.3 Süper Alaşımların Üretim Yöntemleri	5
2.4 Süper Alaşımların Sınıflandırılması.....	6
2.4.1 Demir esaslı süper alaşımlar	7
2.4.2 Kobalt esaslı süper alaşımlar.....	8
2.4.3 Nikel esaslı süper alaşımlar.....	9
2.5 Inconel 713 LC Süper Alaşımının Özellikleri.....	15
3. NİTRÜRLEME	17
3.1 Nitrürleme Yöntemleri	19
3.2 Gaz Nitrürleme	20
3.3 Akışkan Yataklı Fırın Sistemi ile Nitrürleme	23
3.4 Sıvı Nitrürleme.....	25
3.5 Plazma Nitrürleme.....	26
3.6 Nitrürlenmiş Nikel Süper Alaşımlarına Ait Literatür Çalışmaları	28
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	31
4.1 Numunelerin Hazırlanması	31
4.2 Nitrürleme İşlemi	32
4.3 Yapısal Karakterizasyon	32
4.3.1 Mikroyapı analizi	32
4.3.2 X- ışınları Difraksiyon (XRD) Analizi	33
4.4 Mikro Sertlik Ölçümü	33
4.5 Yüksek Sıcaklık Aşınma Analizi	33
4.6 Yüzey Profilometre Analizi.....	34
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	35
5.1 Nitrürlenmiş Inconel 713 LC Yüzeylerinin Yapısal Karakterizasyonu	35
5.2 Mikro Sertlik Analizi	41
5.3 Yüksek Sıcaklık Aşınma Analizi	42
6. GENEL SONUÇLAR	49
KAYNAKLAR	51
EKLER	55

ÖZGEÇMİŞ.....	59
---------------	----



KISALTMALAR

SEM	: Scanning Electron Microscopy
XRD	: X-Işınları difraksiyonu
LC	: Low Carbon
HSP	: Hegzagonal Sıkı Paket
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
TCP	: Topological Closed Packed
HV	: Vickers sertlik değeri
MC	: Metal Karbür
TEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu



SEMBOLLER

$^{\circ}\text{C}$	: Santigrat derece
$^{\circ}\text{F}$	: Fahrenheit
γ	: gamma fazı
γ'	: gamma prime fazı
γ''	: gamma double prime fazı
η	: eta fazı
δ	: teta fazı
$\text{\AA}$	: Angstrom
α_{N}	: azot afinitesi
ρ_{NH_3}	: amonyak kısmi basıncı
$\rho_{\text{H}}^{3/2}$	: hidrojen kısmi basıncı
N_{p}	: Nitrüleme Potansiyeli



ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : Süper Alaşımların Uygulama Alanları.	5
Çizelge 4.1 : Ticari olarak temin edilen 713 LC süper alaşımının % ağırlıkça kimyasal kompozisyonu.	31
Çizelge 5.1 : Farklı işlem koşullarında nitrürlenmiş Inconel 713 LC numunelerinin nitrürlenmiş tabaka kalınlıkları.	38
Çizelge 5.2 : Değişken yükler altında nitrürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numunelerinin ortalama mikroyapı değerleri.	41
Çizelge 5.3 : Nitrürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numune yüzeylerinin a) 600°C'deki, b) 700°C'deki ortalama aşınma izi derinlik ve genişlik değerleri.	44



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Tipik bir jet motorundaki malzeme dağılımı	4
Şekil 2.2 : Süper alaşımların sınıflandırılması	7
Şekil 2.3 : Nikel esaslı süper alaşımların kimyasal bileşimleri	10
Şekil 2.4 : Gamma prime fazının kristal yapısı.	12
Şekil 2.5 : Hacim merkezli tetragonal γ'' Ni_3Nb fazının kristal yapısı	13
Şekil 3.1 : Termokimyasal difüzyon teknikleri	18
Şekil 3.2 : Gaz nitürleme işlem prosedürünün şematik olarak sunumu	20
Şekil 3.3 : Amonyakın termal ayrışması	21
Şekil 3.4 : Nitürleme sırasındaki arayer difüzyonunun şematik olarak gösterimi. ..	22
Şekil 3.5 : Nitürleme tabakası yapısı	23
Şekil 3.6 : Akışkan yataklı fırın sisteminin şematik gösterimi	24
Şekil 3.7 : Akışkan yataklı fırında akışlanma aşamaları.....	25
Şekil 3.8 : Sıvı nitürlemede kullanılan harici ısıtmalı tuz banyosu	26
Şekil 3.9 : Çelikler için plazma nitürleme mekanizması	27
Şekil 5.1 : İşlemsiz ve nitürlenmiş In713LC numunelerine ait 100x, 200x ve 500x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri.....	35
Şekil 5.1 (devam): İşlemsiz ve nitürlenmiş In713LC numunelerine ait 100x, 200x ve 500x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri	36
Şekil 5.2 : Inconel 713 LC süper alaşımının 2000x büyütmedeki SEM görüntüsü. .	36
Şekil 5.3 : (a) 400°C – 6 saat, (b) 400°C – 7,5 saat, (c) 375°C – 6 saat nitürlenmiş 713 LC süper alaşımlarının SEM görüntüleri.	38
Şekil 5.4 : Inconel 713 LC numunesine ait X- ışınları paterni.	39
Şekil 5.5 : Nikel süper alaşımlarına ait X-ışınları difraksiyonu verilerinden elde edilen değişik fazlardaki çakışan piklerin verileri	40
Şekil 5.6 : Nitürlenmiş (1) ve işlemsiz (2) Inconel 713 LC numunelerine ait XRD paternleri.....	40
Şekil 5.7 : Nitürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numunelerinin yüzey mikrosertlik dağılımı.	42
Şekil 5.8 : (a)İşlemsiz ve (b) 400°C – 6 saat, (c) 375°C – 6 saat nitürlenmiş Inconel 713 LC numunelerinin 600°C ve 700°C’deki aşınma profilleri.	43
Şekil 5.9 : Nitürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numune yüzeylerinin a) 600°C’deki, b) 700°C’deki aşınma kaybı hacmi değerleri.	45
Şekil 5.10 : (a)İşlemsiz ve (b) 400°C – 6 saat, (c) 375°C – 6 saat nitürlenmiş Inconel 713 LC numunelerine ait 600°C ve 700°C aşınma izi optik mikroskop görüntüleri (100x).	46
Şekil A.1 : 600°C sıcak aşınma testi sonucu numunelerdeki aşınma iz genişlikler. .	56
Şekil A.2 : 600°C sıcak aşınma testi sonucu numunelerdeki aşınma izi derinlikleri.	56
Şekil A.3 : 700°C sıcak aşınma testi sonucu numunelerdeki aşınma izi genişlikleri.	57
Şekil A.4 : 700°C sıcak aşınma testi sonucu numunelerdeki aşınma izi derinlikleri.	57

Şekil B.1: a) Nitrülenmemiş Inconel 713 LC, (b) 400°C – 6 saat (c) 375°C – 7,5 saat (d) 400°C – 7,5 saat nitrülenmiş Inconel 713 LC numunelerin yüzeyleri. **58**



INCONEL 713 LC SÜPER ALAŞIMININ AKIŞKAN YATAKLI FIRIN SİSTEMİ İLE NİTRÜRLENMESİ

ÖZET

Uçak ve uzay endüstrisindeki türbin motorları başta olmak üzere yüksek sıcaklıklarda yüksek performans gerektiren yerlerde kullanılmak üzere geliştirilen alaşımlara süper alaşımlar denilmektedir. Uçak ve uzay endüstrisindeki gaz türbin motorları için kullanılan malzemelerin büyük çoğunluğunu oluşturdukları gibi, sahip oldukları yüksek mekanik özellikler ile marin edüstrisi, endüstriyel enerji üretim motorları havacılık için motor harici parçalarda da yaygın kullanım alanına sahiptirler. Süper alaşımlar sıcaklığın ve mekanik etkilerin yüksek olduğu koşullarda dahi yüksek sertlik dayanımı, aşınma, yorulma, sürünme ve korozyon direnci özellikleri göstermektedirler. Sahip oldukları yüksek mekanik özellikler, içerdikleri kompozisyon elementleri ve miktarları ile sağlanmaktadır. İçerdikleri ana elementler dikkate alınarak demir esaslı, nikel esaslı ve kobalt esaslı süper alaşımlar olmak üzere üç ana grupta incelenmektedirler. Ana elementler ile birlikte süper alaşımlarda alaşımlandırma elementleri olarak krom, alüminyum, titanyum, molibden, niyobyum ve tungsten elementleri de bulunmaktadır. Nikel esaslı süper alaşımlar en yaygın kullanım alanına sahip süper alaşım gruplarıdır. Sahip oldukları yüksek ısıl dayanım, korozyon direnci ve yüksek mukavemet gibi değerler ile uçak, marin ve endüstriyel enerji üretim motorlarının çok büyük bir kısmını oluşturmaktadırlar. Nikel esaslı süper alaşımlar, oksit dağılımları ile sertleşme, katı- eriyik ve çökelti serleşmesi mekanizmaları ile sertleştirilmektedirler.

Inconel 713 LC, en yaygın kullanılan nikel süper alaşım grubu Inconel'in bir çeşididir. Yapısal özelliklerini etkileyen başlıca elementlere; kimyasal kompozisyonundaki alüminyum, titanyum, molibden, krom ve niyobyum örnek verilebilir. Sektörde yaygın olarak kullanılan Inconel 718 nikel süper alaşımından en büyük farkı; Inconel 718 yüksek oranda demir içerirken Inconel 713 LC'de demir oranı çok tutulmuştur. Sahip olduğu düşük demir oranı ile korozyon direncinde artış sağlanmıştır. Ayrıca Inconel 713 LC'nin diğer önemli özelliği, karbon oranı diğerlerine kıyasla çok daha düşüktür. Bu sayede; yapıda oluşan ve gevrek yapısıyla kırılma, sürünme gibi mekanik özellikleri olumsuz yönde etkileyen metal karbür yapılarının oluşumu azaltılmıştır.

Ana yapıyı değiştirmeden yüzeyde sertlik ve aşınma direnci artışı gibi başlıca özellikler sağlayan nitrürleme işlemi ilk ve yaygın olarak çeliklere uyulanmıştır. Düşük sıcaklıklarla yüzey özellikleri gelişimi sağlayan nitrürleme yönteminin, nikel süper alaşımlara farklı nitrürleme yöntemleri ile uygulanması ve malzemede yarattığı değişimler araştırılmaya devam etmektedir.

Bu çalışmada Inconel 713 LC nikel süper alaşımının, düşük sıcaklıkta gaz nitrürleme tekniği olan akışkan yataklı fırın ile farklı sıcaklık ve sürelerde nitrürlenmesi sonucu meydana gelen yapı ve başlıca mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Sistemde azot kaynağı olarak %60 amonyak ve %40 azot gazı karışımı kullanılmıştır.

Nitrüleme işlemi için kullanılan sıcaklık ve süreler 400 C 6 saat, 400 C 7,5 saat ve 375 C 7,5 saat koşullarıdır.

Farklı sıcaklık ve süre koşullarında nitrülenmiş numunlerin yapısal karakterizasyonu optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve XRD analizleri ile gerçekleştirilmiştir. Mekanik açıdan yüzeyde meydana getirilen değişimlerin analizi için 250 mN, 500 mN ve 1000mN yükleri altında yüzey mikro sertlik ölçümleri alınmıştır. Ayrıca 600 C ve 700 C sıcaklıklarda yüksek aşınma analizi yapılarak yüzey profillerinin çıkarılması ile akışkan yatak sistemiyle nitr lenen numunelerde aşınma kaybı ve aşınma derinliği değerleri bulunarak nitrüleme sonrası aşınma direncindeki değişim gözlemlenmiştir.

Yapılan  alışma ile Inconel 713 LC süper alaşımının yüzeyinde nitrüleme ile elde edilen mekanik özellikleri geliştiricek ince bir difüzyon bölgesi oluştuğu ve ana g bek yapısının korunduğu tespit edilmiştir.



NITRIDING OF INCONEL 713 LC SUPERALLOY WITH FLUIDIZED BED

SUMMARY

Alloys that are developed in order to use in places where high performance is required at high temperatures, especially in turbine engines in the aeronautics and astronautics industry, are called superalloys. As they constitute the vast majority of materials used for gas turbine engines in the aeronautics and astronautics industry, they also have a widespread use in non-engine components for aerospace, industrial power generation engines and in the marine industry thanks to their high mechanical properties. At these usage areas, superalloys show high strength, good resistance to erosion, to fatigue, to friction and to corrosion, even under high temperatures and rough conditions with high mechanical effects. The high mechanical properties they have are provided by the composition elements and amounts they contain. Because the containing elements determine the phases of the structures and mechanical properties take form due to these phases. Production method and the secondary processes, like heat treatments, also plays role of the phase formation. Cast, wrought and powder metallurgy are the product forms of superalloys. Investments casting under vacuum and the single crystal methods are the most common production methods of superalloys. They provide to control the grain boundaries of the crystal structure and hereby the mechanical properties of the structure like creep resistance can be increased.

Considering the main elements they contain, they are analyzed in three main groups consisting of iron-based, nickel-based and cobalt-based superalloys. Along the main elements in superalloys, chromium, aluminum, titanium, molybdenum, niobium and tungsten are also included as alloying elements. The iron-based superalloys are the developed from austenitic stainless steel. They also contains high amount of nickel. Cobalt-base superalloys are mainly known with their high temperature properties. They are generally used at combustor parts of the engine which are exposed to high temperature with high stress gradients. Nickel-based superalloys are the most commonly used superalloy groups. With their high thermal resistance, corrosion resistance and high endurance levels, they constitute a great deal of aircraft, marine and industrial power generation engines. Another important criteria for the usage at industrial engines is weldability of the material. Nickel-based superalloy parts are convenient to be welded. The strengthening mechanism of nickel-based superalloys are oxide dispersion strengthening, solid-solution and precipitation hardening mechanisms.

Inconel 713 LC is a type of Inconel which is the most commonly used nickel superalloy group. Vanes of the industrial turbines, first stage blade in jet aircraft engines, wheels of diesel turbochargers, rotor blades of gas turbines are the examples of the usage areas of Inconel 713 LC. Titanium, molybdenum, chrome, niobium, aluminum in chemical composition are some of the main elements that affect its constitutional properties. The largest difference from Inconel 718 nickel superalloy, which is commonly used in the sector, is that while Inconel 718 contains a high

amount of iron, it is kept very low in Inconel 713 LC. An increase is ensured in the corrosion resistance through its low iron ratio. Moreover, another important feature of Inconel 713LC is its very low carbon ratio compared to the other ones. By this way, a reduction is ensured in the formation of carbide structures that negatively affect mechanical properties like fatigue and creep with its brittleness, formed in the structure. The main strengthening mechanism is precipitation hardening and solid solution hardening. These are mainly generated with gamma prime phases that are exist with gamma phase at the austenitic fcc structure. Aluminum, niobium or titanium are lead the formation of the gamma prime phases during the heat treatment processes. Gamma prime phases that are formed with aluminum and titanium are called intermetallic gamma prime. Niobium is one of the key elements for precipitation. It provides the formation of gamma double prime phases. The crystal structure of the gamma prime phase is simple cubic and the gamma double prime is centered tetragonal. Gamma double prime has more effect on strengthening mechanism at the structure. The other phase that increase the hardness of the material at the structure is metal carbide phases. Carbon cluster with titanium or niobium and leads the formation of the metal carbides.

The nitriding process that provides main features like an increase in strength and corrosion resistance on the surface without changing the framework is initially and commonly used in steel. The factors that makes the nitriding process more advantages are low process temperature, providing opportunity of controlling the process parameters, saving the properties of the core part during the process and no need to apply quenching after the process in order to decrease the distortion.

The basis of the nitriding process types is the diffusion of the atomic nitrogen in to the material surface and the with concentration difference, it increase the resistance of the area where the diffusion of nitrogen occurs. In that way, it provides to change the surface properties of the material. After the nitriding process, some layers can occur at the material surface like compound layer and diffusion layer. Compound layer is also called as white layer. It has high corrosion resistance and high strength due to its structure but it is also brittle. With this brittle structure, cracks can easily occur at that surface and it can cause more damage at wear if cracks exist at the surface. Also, it can prevent the diffusion of the nitrogen into the surface.

Nitriding can be considered in three groups as liquid (salt bath), gas and plasma. Liquid nitriding is made at salt baths and the nitrogen source is the salts that contains nitrogen, they can be molten salts that includes cyanide or cyanate. At plasma nitriding, the process takes under vacuum and at high voltage at 400-560°C temperature. High voltage and vacuum increase the velocity of the nitrogen ions. With ion bombarding, material is heated, the surface is cleaned and it provides active nitrogen for the nitriding process. At gas nitriding, the process temperature can be 350°C - 570°C. The nitrogen source is ammonia. The reason of not using nitrogen directly to the nitriding process is, molecule nitrogen is hard to decompose in to the atomic nitrogen. Ammonia is at unstable state at the nitriding temperature and when it reaches at the heated surface, it decompose into the hydrogen molecule and nitrogen. Then, atomic nitrogen starts fill in to the voids at the microstructure and in that way, diffusion takes place on the surface of the material. The thickness of this diffusion layer can be controlled by changing the temperature and time of the nitriding process.

Studies are being maintained on the application of different nitriding methods that provide improvements in surface characteristics in low temperatures on nickel superalloys and the changes in material it causes. In this study, structures formed following the nitridation of Inconel 713LC nickel superalloy with nitriding at various temperatures and durations with fluidized bed furnace - which is a gas nitriding technique performed at low temperatures - and the effects on main mechanical features are investigated. A mixture of 60% ammonia and 40% nitrogen gas was used in the system as nitrogen source. Temperatures and durations used for the nitridation procedure are 400°C 6 hours, 400°C 7.5 hours and 375°C 7.5 hours.

Structural characterization of the nitrided samples under various temperatures and time conditions was performed with optical microscope, scanning electron microscopy (SEM) and XRD analysis. Microstrength measurements of the surface were obtained under loads 250 mN, 500 mN and 1000 mN for the analysis of mechanical changes caused on the surface. In addition, surface profiles were removed by performing high corrosion analysis at 600 °C and 700 °C temperatures, and the change in corrosion resistance in samples nitrided with fluidized bed was observed after corrosion loss and depth values were found.

The study showed that a thin diffusion zone formed on the surface of Inconel 713 LC superalloy with nitridation, which will improve the mechanical properties, and that the main core structure was preserved.



1. GİRİŞ

Süper alaşımlar, türbin elemanları gibi yüksek sıcaklıklarda yüksek performans gerektiren alanlarda kullanılmak üzere geliştirilmiş malzemelerdir. Ergime noktaları yüksek, ısıl dayanımlı süper alaşımlar içerdikleri baz malzeme temel alınarak: demir, nikel ve kobalt esaslı olmak üzere üç grupta incelenebilir.

Nikel esaslı süper alaşımlar; yükek sıcaklıkta yüksek mekanik özelliklerinin yanı sıra korozyona karşı olan dirençleriyle havacılık, marin ve endüstriyel enerji üretimi motorlarında geniş kullanım alanına sahiptir. Ana malzemeyi oluşturan nikelin yanı sıra molibden, krom, tungsten, niyobyum, alüminyum, titanyum gibi önemli alaşım elementleri içermektedir.

Nikel süper alaşımları, uygulama esnasında mekanik yüklenmeler, yüksek sıcaklık, korozyon ve erozyon etkenlerine maruz kalırlar. Herhangi bir koruyucu yüzey işlemi uygulanmaması durumunda, bu degradasyonlar süper alaşım kullanılmış parçalara zarar verebilir ve sistemin durması, bozulması ile sonuçlanabilir. Bu sebeple bulunan ortam koşullarına ve proses parametrelerine bağlı olarak ana metali yüksek sıcaklık ve mekanik yüklenme etkilerinden korumak için çeşitli yüzey geliştirme işlemleri uygulanmaktadır. Nitrürleme, difüzyon mekanizmalı yüzey işlemi tekniklerindendir. Nitrürleme yöntemleri plazma (iyon), sıvı ve gaz nitrürleme olarak sınıflandırılabilir.

Bu çalışmada, bir nikel esaslı süper alaşım olan Inconel 713 LC alaşımının yüzey özelliklerini geliştirmek amacıyla; yüksek kurulum, proses ve bakım maliyetine sahip olan plazma nitrürleme, çevre ve sağlığa zararlı olan siyanür içeren sıvı nitrürleme uygulaması olan tuz banyolarına alternatif olarak gaz nitrürleme tekniği olan akışkan yataklı fırın ile nitrürleme işlemine tabi tutulup mikroyapı, yüzey mikrosertliği ve aşınma davranışları incelenmiştir. Yüksek sıcaklık ve yüksek mekanik koşullar altında kullanılan 713 LC'nin yüzey sertliği ve aşınma direncine farklı nitrürleme sıcaklık ve sürelerinin etkisi araştırılmıştır.



2. SÜPER ALAŞIMLAR

Süper alaşımlar; demir, nikel ve kobalt esaslı olan ve genellikle 540⁰C'nin üzerindeki sıcaklıklarda yüksek mekanik özellik göstermesi için oluşturulan malzemelerdir. Baz elementlerin yanı sıra alaşımda yüksek sıcaklık ve oksidasyon direncine sahip krom da yeterli miktarda bulunmaktadır. Ayrıca süper alaşımlar molibden, tungsten, niyobyum, alüminyum, titanyum gibi önemli alaşım elementleri de içermektedir.

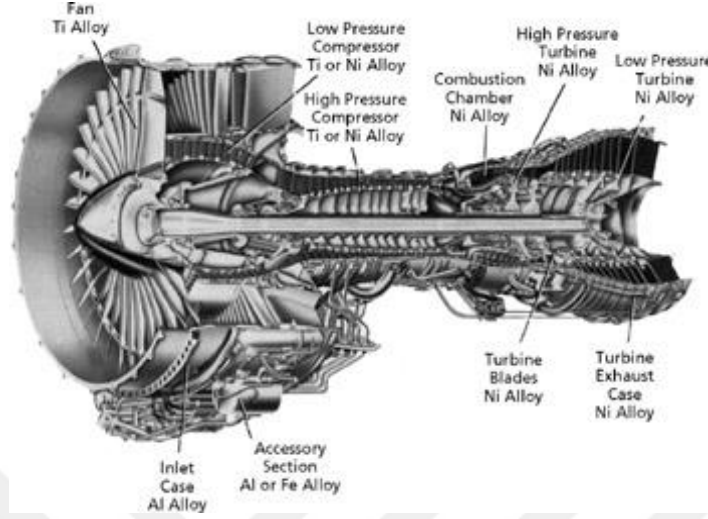
Demir esaslı süper alaşımlar genellikle dövmedir, Nikel ve kobalt esaslı süper alaşımlar ise uygulama ve kompozisyona bağlı olarak dövme ya da döküm olabilir.

2.1 Süper Alaşımların Tarihsel Gelişimi

Gelişen teknoloji ile birlikte kullanım koşullarından doğan ihtiyaç doğrultusunda yüksek sıcaklık uygulamaları için yüksek mekanik özelliklere ve korozyon dayanımına sahip malzemelere ihtiyaç duyulmuştur. 20.yüzyılın başlarında geliştirilip kullanılmaya başlayan paslanmaz çelik, yüksek sıcaklık uygulamaları için gerekli malzeme ihtiyacına yönelik hazırlanan malzelerin başlangıç noktası olmuştur. Bir süre sonra paslanmaz çeliklerin sertlik kapasitelerinin bu koşullar için limitli olduğu görülmüş ve metalurji komüniteleri artan taleplere “süper alaşımlar” ile cevap vermişlerdir [1].

“Süper alaşım” terimi ilk olarak 2. Dünya Savaşından kısa bir süre sonra, yüksek sıcaklıklarda yüksek performansa gerek duyulan turbo güçlendirici kompresör ve uçak türbin motorlarında kullanılmak için geliştirilmiş bir grup alaşımın tanımlanmasında kullanılmıştır [1]. 1940'larda, sahip oldukları oksidasyon direnci ve sürünme, kırılma gerilimi değerleri ile kullanılmaya başlanmıştır. İlk üretilen süper alaşım, Nimonic 80'dir. Artan ihtiyaç ve taleplere bağlı olarak eklenen alaşımlandırma elementlerinin çeşidi arttırılmış, mekanik özellikler farklılaştırılmıştır [2]. Böylelikle süper alaşımların kullanıldığı uygulama birçok alana yayılmış ve artık uçak ve yerleşik gaz türbinleri, roket motorları, kimyasal ve petrol tesislerini

kapsamaktadır [1]. Şekil 2.1’de tipik bir jet motorunda kullanılan malzeme dağılımında da görüldüğü gibi parçalarda süper alaşımlar kullanılmıştır.



Şekil 2.1 : Tipik bir jet motorundaki malzeme dağılımı [3].

2.2 Süper Alaşımların Genel Özellikleri

Süper alaşımlar, çoğunlukla Grup VIII B elementleri ve demir, nikel, kobalt ve kromun’un değişik oranlarda kullanılmasına dayalı, yüksek sıcaklıkta oksitleyici ortamlarda dahi yüzey kararlılığı ve yüksek mekanik özelliklerin korunması gerektiği koşullar için tasarlanan alaşım çeşitleridir [4]. Yaklaşık 650°C’nin üzerindeki sıcaklıklarda mukavemetlerini korumaya devam ederler, ısı korozyonu ve erozyon dirençleri yüksektir [5]. Yüksek sıcaklıkta yüksek mekanik dayanıma sahip olmalarının yanı sıra düşük sıcaklıkta ise süneklik ve yüzey kararlılığına sahiptirler [6]. Bu özellikleri ile Çizelge 2.1’de görüldüğü gibi yağın kullanım alanı bulunmaktadır.

Süper alaşımların temel içeriğini oluşturan demir, nikel ve kobalt genelde yüzey merkezli kübik (YMK-östenitik) kristal yapıdadırlar. Demir ve kobalt oda sıcaklığında yüzey merkezli kristal yapıya geçerken; nikel tüm sıcaklıklarda yüzey merkezli yapıdadır. Yüzey merkezli yapıdaki demir ve kobalt bazlı süper alaşımlar, istenen yüksek özellikleri gösterebilmeleri için başta nikel olmak üzere alaşım elementi ilavesi ile kararlı hale getirilirler. Saf demir 7,87 g/cm³, saf nikel 8,91 g/cm³ ve saf kobalt 8.86 g/cm³ yoğunluk değerlerine sahiptir. Süper alaşımların yoğunlukları alaşımlandırma elementlerine bağlı olarak değişiklik gösterir: demir

süper alaşımları $7.9-8.3\text{g/cm}^3$, kobalt süper alaşımları $8.3-9.4\text{ g/cm}^3$ ve nikel süper alaşımları $7.8-8.9\text{ g/cm}^3$ yoğunluk aralıklarında bulunmaktadır. Korozyon dirençleri ise bulundukları ortam koşullarına ve alaşımlarında bulunan elementlere, özellikle alüminyum ve krom oranına, bağlı olarak değişkenlik gösterir. Nikel elementinin korozyon dayanımına bağlı olarak nikel esaslı süper alaşımların korozyon direnci genel olarak daha yüksektir. Süper alaşımları oluşturan temel elementlerin saf hallerinin ergime sıcaklıkları sırasıyla demir için 1537°C , nikel için 1453°C ve kobalt için 1495°C 'dir. Süper alaşımların ergime sıcaklıkları ise içerdikleri kompozisyon ve gördükleri birincil prosesler doğrultusunda değişmektedir. Genel olarak kobalt esaslı süper alaşımların sıcaklık dayanımları demir ve nikel süper alaşımlara kıyasla daha yüksektir. Demir süper alaşımları ise düşük sıcaklıklarda nikel ve kobalt esaslı süper alaşımlara kıyasla uygulama alanındaki sertlik ön şartlarına bağlı olarak düşük maliyetleri ile birlikte daha çok kullanım yeri bulunmaktadır [7].

Çizelge 2.1 : Süper Alaşımların Uygulama Alanları [1].

Uçaklar ve endüstriyel gaz türbinleri	Diskler, civatalar, şaftlar, muhafa kapları, pervane kanatçıkları, vanlar yanma odaları, gaz ısıtıcıların bacaları, valfler, contalar, pervane kanatçıkları
Metal işçiliği	Sıcak işleme takımları ve kalıpları, döküm kalıplar
Tıbbi uygulamalar	Dişçilik, protezcilik ekipmanları
Isıl işlem ekipmanları	Tepsiler, karıştırıcılar, konveyör bantları
Nükleer güç sistemleri	Hareket mekanizmaları için kontrol çubukları, akış valfleri, yaylar
Uzay araçları	Aerodinamik araç zırhları, roket motor parçaları
Kimyasal ve petrokimya sanayisi	Civatalar, valfler, reaksiyon kapları, borular, pompalar

2.3 Süper Alaşımların Üretim Yöntemleri

Süper alaşımların dökümleri ile ilgili üç farklı döküm yöntemi bulunmaktadır; eş eksenli döküm, yönlü katılaşma ve tek kristal yöntemi. İlk olarak 1940 yıllarda polikristal eş eksenli döküm gerçekleştirilmiştir. Daha sonra 1960 yıllarında yönlü katılaşma ve 1970 yıllarında ise tek kristal döküm yöntemi kullanılmaya

başlanmıştır. Döküm yöntemlerindeki ilerleme ve gelişmeler sayesinde süper alaşımlar çok daha zorlu koşullarda daha yüksek dayanımlarla kullanılabilmiştir [8].

Yönlü katılaşma yönteminde, istenilen yöne göre döküm kalıbının bir uçtan diğer uca soğutulması ile katılaşma yönüne paralel olarak sütunsal taneler gelişir ve bu yönde tane sınırları oluşur, dik yönde tane sınırları bulunmaz. Bu yöntem sayesinde, parçalar maruz kalacakları gerilmelerin yönlerine bağlı olarak üretilabilir ve parçaların gerilmelere dayanımları artırılmış olur [1].

Tek kristal döküm yöntemi ise yönlü katılaşma yöntemindeki gelişmeler sayesinde ortaya çıkmıştır. Döküm ve alaşımlandırma yöntemlerindeki gelişmeler ile mekanik özellikleri geliştirilen süper alaşımların sürünme davranışlarını da daha iyi bir noktaya getirmek için tane sınırı kaymasını en aza indirmek üzere tek kristal yöntemi geliştirilmiştir. Yönlü katılaşma yöntemine benzer bir şekilde, seçilen tek bir tanenin büyümesi şeklinde gerçekleşir. Bu sayede eş eksenli ve yönlü katılaşmadaki tane sınırları ortadan kaldırılmış olur.

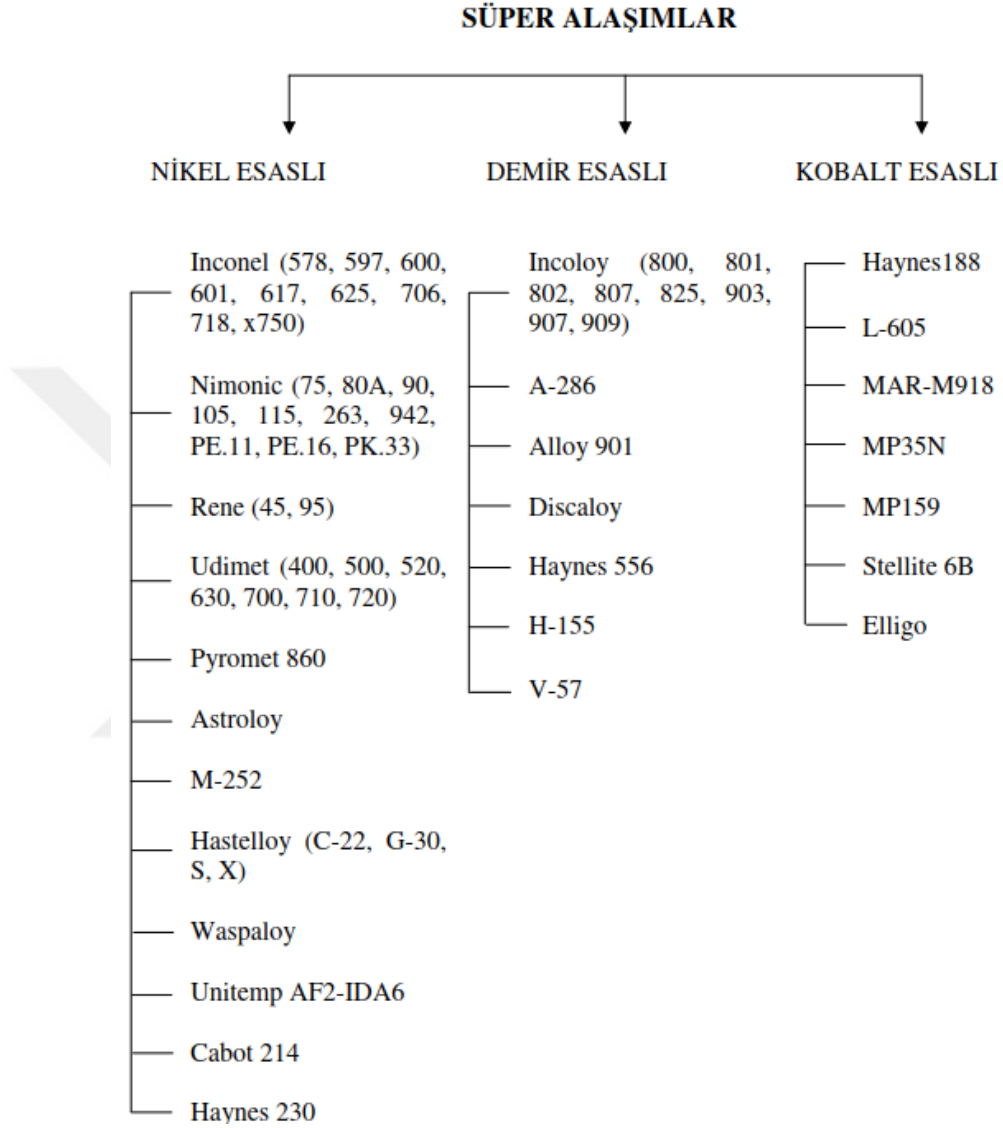
2.4 Süper Alaşımların Sınıflandırılması

Süper alaşımlar, içerdikleri ana elementin miktarına bağlı olarak üç ana grupta sınıflandırılmaktadır; bunlar demir, nikel ve kobalt esaslı süper alaşımlardır.

Yapısında yüksek miktarda demir elementi bulunduran demir alaşımlarının 700°C'lere kadar mekanik özellikleri, oksidasyon ve aşınma dirençleri yüksektir. Fiyatlarının diğer süper alaşımlara kıyasla ucuz olması ile birlikte düşük sıcaklıkları kullanımları için ortam gerekliliklerine bağlı olarak tercih edilir.

Ergime sıcaklığı diğer süper alaşımlara kıyasla daha düşük (1204°C-1371°C) olan nikel esaslı süper alaşımlar, mekanik gerilmeler altında en yüksek sıcaklık kapasitesine sahip olan gruptur. Bununla birlikte kobalt esaslı süper alaşımların daha iyi kaynaklanabildiği ve daha yüksek termal yorulma direncine sahip olmaları ile birlikte çok yüksek sıcaklıklarda kullanımları nikel süper alaşımlara kıyasla daha yüksektir [9]. Ortalama 1175°C sıcaklıklara kadar mükemmel oksidasyon direnci ve yüksek mukavemete sahiptirler. Özellikle yüksek sıcaklıklarda çalışan ve hareketli parçalarda tercih edilir. Özellikle 1200°F (649°C) üzerindeki sıcaklıklarda sürünme-kopma dayanımı, katı eriyik sertleşmesi ile mukavemetlendirilen nikel ve demir esaslı süper alaşımlarda, çökelme sertleşmesi ile mukavemet kazanan nikel esaslı ve

karbür çökmesi ile dayanımı artırılan kobalt esaslı süper alaşımlara oranla daha düşüktür [1]. Süper alaşımlar içerdikleri alaşımlandırma elementleri ve oranlarına bağlı olarak farklı isimler almışlardır. Bu alaşımların temel örnekleri Şekil 2.2’de gösterilmektedir.



Şekil 2.2 : Süper alaşımların sınıflandırılması [10].

2.4.1 Demir esaslı süper alaşımlar

Demir esaslı süper alaşımlar, östenitik paslanmaz çelikler geliştirilerek üretilmiş, yüzey merkezli kübik kristal yapıya sahip, katı-eriyik ve çökelti sertleşmesi sağlayan elementler içeren süper alaşımlardır. Östenitik matris yapısı %25 nikel ve %18-55 demirden oluşmaktadır [9, 3]. Krom katı-eriyik sertleşmesi için, Karbürler ve γ' Ni_3Al , γ Ni_3Ti ve γ'' Ni_3Nb gibi intermetalikler ise çökelti sertleşmesi için yapıda bulunmaktadır. Bor ve zirkonyum gibi alaşım elementleri tane sınırlarında

meydana gelebilecek kırılmayı baskılayarak kopma dayanımını ve kopma ömrünü arttırmaktadır.

Sahip oldukları kimyasal kompozisyon ve sertleştirme mekanizmalarına göre, demir esaslı süper alaşımlar gruplara ayrılır. Bunlardan ilki, %25-35 ağırlığında nikel içeren ve YMK γ' fazı sertleşmesine sahip demir esaslı süper alaşımlardır. V-57 ve A-286 bunlara örnektir. Bu gruptaki alaşımlarda yüksek orandaki titanyum/alüminyum oranından kaçınılmasının sebebi; γ' fazı yüksek oranda titanyum elementi içerir ve bu durum yüzey merkezli kristal yapıdaki γ' fazı yerine HSP (hegzagonal sıkı paket) yapıda η (Ni_3Ti) fazı çökeltisi oluşturur. Bu yapıdaki fazın mukavemete etkisi YMK'ya kıyasla daha düşüktür [10].

İkinci demir esaslı süper alaşım grubu ise %40 ağırlığında nikel içeren yapısında yüksek miktarda katı-eriyik ve çökelti sertleştirici elementler bulunduran demir esaslı süper alaşımlardır. Pyromet 860 ve Incoloy 901 bunlara örnek verilebilir. Üçüncü grup ise demir-nikel-krom-kobalt alaşımlar olarak tanımlanan, intermetalik bileşiklerin çökmesi sonucu sertleştirme sağlanmayan, yüksek sıcaklıkta yüksek korozyon direnci gösteren demir esaslı süper alaşımlardır. Haynes-556 süper alaşımları bu gruba örnektir. Dördüncü grup, YMK γ' fazı ile sertleştirilen demir-nikel-kobalt alaşımlarıdır. 650°C'de yüksek dayanım ve düşük ısı genleşme gösterirler. Incoloy 903, 907 ve Pyromet CTX-1 bu gruba örnek süper alaşımlardır [9].

Demir esaslı süper alaşımlar yapılarında bulunun düşük miktardaki titanyum, yaşlandırma prosesi esnasında östenitik matris içerisinde yarı-kararlı γ' ($\text{Ni}_3\text{Ti}/\text{Ni}_3\text{Al}$) fazının oluşturur. Yaşlandırma prosesinin süresinin artması halinde Pyromet süper alaşımlarında kararlı HSP yapıda η (Ni_3Ti) fazı oluşur. Oluşan bu faz, γ' ile kıyaslandığında yapıya daha az sertlik artışı sağlar.

2.4.2 Kobalt esaslı süper alaşımlar

Diğer süper alaşımlar, γ' ve γ'' gibi fazların çökmesi ile sertleşirken, kobalt esaslı süper alaşımlarda östenitik matris içerisindeki katı eriyik sertleştirici elementler ve karbür çökelti ile sertlik artışı sağlanmaktadır [1].

Kobalt, 417°C’de HSP yapıda kristalleşir ve daha yüksek sıcaklıklarda YMK yapısına dönüşür. Kullanım koşullarında yüksek sıcaklıklar söz konusu olduğu için bu dönüşümü engellemek adına kobalt esaslı süper alaşımlarda nikel elementi katkılanmıştır. Bu süper alaşımların içerdiği bir diğer önemli katkılandırma elementi de kromdur. Krom içerikleri sayesinde yüksek sıcaklıklarda yüksek korozyon direncine sahiptirler. Bu temel alaşım elementlerinin dışında tungsten, molibden, niobiyum, tantal, titanyum ve demir gibi elementler de içermektedir. Sıcaklığın çok üst derecelerde olduğu kullanım koşullarında nikel ve demir esaslı süper alaşımlara kıyasla daha çok tercih edilirler. Bunun sebebi, kolay kaynaklanabilirlik özellikleri ve sahip oldukları yüksek termal yorulma dirençleridir. Kobalt esaslı süper alaşımların üretimlerindeki avantajları ise; demir ve nikel esaslı süper alaşımlar içerdikleri alüminyum ve titanyum gibi reaktif elementler nedeniyle vakum altında ergitme yöntemi gerektirirken kobalt esaslı süper alaşımlar argon ve hava ortamında ergitilebilirler. Bununla birlikte, mekanik özellikleri olumsuz yönde etkileyen σ , Lava ve TCP fazların çökmesi kobalt esaslı süper alaşımlarda daha çok görülmektedir.

Dövme kobalt süper alaşımlar yüzey merkezli kübik matrise sahiptir ve en az %10 nikel içermektedir. Yapıda, yüzey merkezli kübik yapıyı kararlı halde tutan mangan, demir ve karbon da yer almaktadır. İçerikteki krom, diğer süper alaşımlarda olduğu gibi oksidasyon ve yüksek sıcaklıkta korozyon direncini artırır. Tungsten katı eriyik sertleşmesi sağlayarak yapının mukavemetini arttırmaya yardımcı olur [9]. Döküm kobalt esaslı süper alaşımlar, dövme kobalt süper alaşımlardaki gibi yüzey merkezli kübik östenitik matris yapısındadırlar. Yapıdaki karbürlerin çökmesi ile sertlik artışı kazandırır. Dövme kobalt süper alaşımları türbin kanatları gibi uygulama alanlarında kullanılırken gaz türbinlerinin yanma odası parçalarında döküm uygulamaları tercih edilir [1].

2.4.3 Nikel esaslı süper alaşımlar

Nikel esaslı süper alaşımlar sahip oldukları yüksek sıcaklıktaki ısıl dayanımları, toklukları, korozyon etkenlere dayanıklılıkları ile diğer metalik malzeme gruplarından ayrılırlar. 700°C gibi sıcaklıklarda bile sahip oldukları bu eşsiz özellikler ile havacılık, enerji üretim motor türbinleri, roket motorları, bağlantı elemanları, nükleer güç ve kimyasal işleme tesislerinde yaygın olarak kullanılmaktadırlar [11]. Şekil 2.3’

teki nikel esaslı süper alaşım çeşitlerinin kimyasal bileşimlerinin verildiği tabloda görüldüğü gibi nikel esaslı süper alaşım yapılarının en az %50'sini nikel oluşturmaktadır.

Alaşım adı	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Cb	Al	Ti	Mn	Si	C	B	Zr
<i>Inconel 718</i>	53	18.3	0.23	3.04		0.005	0.23	0.50	0.09	0.08	0.08	0.04	0.004	
<i>Alaşım 713C</i>	74	12.5	-	4.2	-	-	2.0	0.8	-	-	-	0.12	0.012	0.10
<i>Alaşım 713LC</i>	75	12.0	-	4.5	-	-	2.0	0.6	-	-	-	0.05	0.010	0.10
<i>B-1900</i>	64	8.0	10.0	6.0	-	4.0	-	1.0	-	-	-	0.10	0.015	0.10
<i>FORT 406</i>	60	6.0	10.0	1.0	8.5	6.0	2.0	2.0	-	-	-	0.13	0.018	0.06
<i>IN-100</i>	60	10.0	15.0	3.0	-	-	-	4.7	-	-	-	0.18	0.014	0.06
<i>IN-162</i>	73	10.0	-	4.0	2.0	2.0	1.0	1.0	-	-	-	0.12	0.020	0.10
<i>IN-731</i>	67	9.5	10.0	2.5	-	-	-	4.6	-	-	-	0.18	0.015	0.06
<i>IN-738</i>	61	16.0	8.5	1.7	2.6	1.7	0.9	3.4	-	-	-	0.17	0.010	0.10
<i>IN-792</i>	61	12.4	9.0	1.9	3.8	3.9	-	4.5	-	-	-	0.12	0.020	0.10
<i>M22</i>	71	5.7	-	2.0	11.0	3.0	-	-	-	-	-	0.13	-	0.60
<i>MAR-M200</i>	60	9.0	10.0	-	12.0	-	1.0	2.0	-	-	-	0.15	0.15	0.05
<i>MAR-M200(DS)</i>	60	9.0	10.0	-	12.0	-	1.0	2.0	-	-	-	0.13	0.15	0.05
<i>MAR-M246</i>	60	9.0	10.0	2.5	10.0	1.5	-	1.5	-	-	-	0.15	0.15	0.05
<i>MAR-M421</i>	61	15.8	9.5	2.0	3.8	-	2.0	1.8	-	-	-	0.15	0.15	0.05
<i>MAR-M432</i>	50	15.5	20.0	-	3.0	2.0	2.0	4.3	-	-	-	0.15	0.15	0.05
<i>NX188(DS)</i>	74	-	-	18.0	-	-	-	-	-	-	-	0.04	-	-
<i>Rene'77</i>	58	14.6	15.0	4.2	-	-	-	3.3	-	-	-	0.07	0.016	0.04
<i>Rene'80</i>	60	14.0	9.5	4.0	4.0	-	-	5.0	-	-	-	0.17	0.015	0.03
<i>Rene'100</i>	60	9.5	15.0	3.0	-	-	-	4.2	-	-	-	0.18	0.014	0.06
<i>SEL</i>	51	15.0	22.0	4.5	-	-	-	2.4	-	-	-	0.08	0.015	-
<i>SEL-15</i>	58	11.0	14.5	6.5	1.5	-	0.5	2.5	-	-	-	0.07	0.015	-
<i>TAZ-8A</i>	68	6.0	-	4.0	4.0	8.0	2.5	-	-	-	-	0.12	0.004	1.00
<i>TRW-NAZA VIA</i>	61	6.1	7.5	2.0	5.8	9.0	0.5	1.0	-	-	-	0.13	0.020	0.13
<i>UDIMET 500</i>	52	18.0	19.0	4.2	-	-	-	3.0	-	-	-	0.07	0.007	0.05
<i>WAZ-20(DS)</i>	72	-	-	-	20.0	-	-	-	-	-	-	0.20	-	1.50

Şekil 2.3 : Nikel esaslı süper alaşımların kimyasal bileşimleri [12]

Nikel, yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir ve bu sayede atomlar arası bağın oluşturduğu artan kohezif enerji ile birlikte yapıya tokluk ve süneklik sağlar, difüzyon hızı düşüklüğü ile yüksek sıcaklıklarda mikrokimyasal kararlılığı koruyabilmektedir. Yapının geri kalanı genellikle %10-20 krom, %8 alüminyum-titanyum ve %5-15 kobalt içerir. Kullanım özelliğine bağlı olarak yapıda boron, zirkonyum, karbon, molibden, niyobyum, tantalyum, tungsten ve renyum gibi elementler de içermektedirler. Yapıdaki krom ve alüminyum elementlerinin oksitleri, nikel esaslı süper alaşımların oksidasyon direncinin artırmasında önemli rol oynamaktadır[3,13].

Nikel esaslı süper alaşımlarında görülen fazlar:

Nikel esaslı süper alaşımların döküm ve dövme gibi üretim methodlarına göre ayarlanmış kompozisyonları bulunmaktadır. Ana bileşenin YMK yapıdaki nikel olması ile birlikte, alaşımların ağırlıkça %40'ı diğer elementlerin bileşiminden oluşur. Alaşım elementlerinin birçoğu geçiş metallerinin d-bloğunda yer alır. Her bir alaşım elementinin davranışı ve fazlar üzerindeki etkileri periyodik tablodaki konumlarına bağlıdır [14].

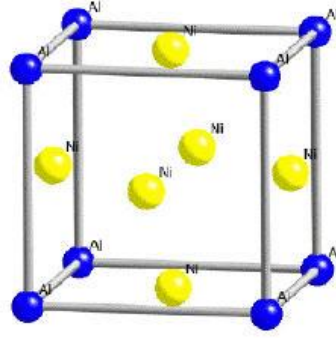
Yüzey merkezli karbür yapıları (MC , $M_{23}C_6$, M_6C ve M_7C_3) tüm süper alaşım türlerinde bulunurlar. Bunun yanı sıra mikroyapıda gamma prime (γ') yüzey merkezli $Ni_3(Al, Ti)$, gamma double prime (γ''), hacim merkezli yapıda Ni_3Nb , eta (η) hegzagonal düzenli Ni_3Ti ve delta (δ) ortorombik (dikey eksenli) Ni_3Nb ara metalik bileşikler bulunur. γ' , γ'' ve η fazları aynı zamanda geometrik sıkı paket (GCP) fazlar olarak da bilinir [15]. Demir-nikel ve nikel esaslı süper alaşımlar içerisinde bulunan γ' ve γ'' fazları sertlik dayanımlarını çoğunlukla katı çözeltilerden ve çökelti fazlarından elde ettiği için sertlik artışı mekanizmaları için önemlidir [16].

Gamma Fazı:

Gamma fazı (γ) yüzey merkezli kübik yapısı sergiler ve yüksek miktarda, kobalt, demir, krom, molibden ve tungsten gibi katı eriyik elementleri ile; diğer fazları içeren devamlı matris fazını oluşturur, östenitik yapıdadır. Yapıdaki krom, oksit tabaka oluşturarak yapıyı oluşturan metalik elementlerin dışarı difüzyonunu engelleyerek yüzey kararlılığını sağlamaktadır [16].

Gamma prime fazı (γ'):

Gamma prime çökeltisi, genellikle γ –matris ile koherent olan alüminyum, titanyum ve tantalyum bakımından zengindir. Genellikle yapıda $Ni_3 (Al,Ti)$ kompozisyonundaki intermetalik bileşik olarak görülürler. Şekil 2.4'te gamma prime fazına ait kristal yapıda da görüldüğü gibi Ni atomları yapıda merkez atom olarak bulunmaktadır.

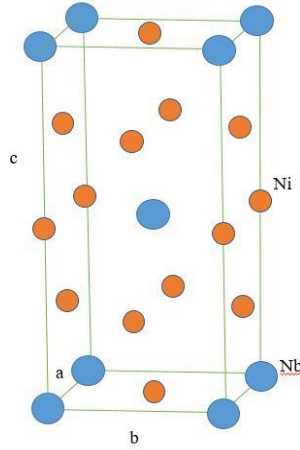


Şekil 2.4 : Gamma prime fazının kristal yapısı.

γ' fazları çökelme ve büyüme kinetiği yönünden katılaşma sıcaklığına soğuma hızına oldukça duyarlıdır. Buna ek olarak γ' fazının yüksek hacim fraksiyonu, sertlik dayanımını artırma açısından kritiktir. Yüksek sıcaklıkta özellikle nikel süper alaşımlarının birincil sertleşme fazıdır. Yeni geliştirilmiş nikel esaslı alaşımlarda γ' genellikle kübiktir. Deneyler göstermiştir ki molibden içeriğindeki dağılım ve alüminyum/titanyum oranındaki değişimler, γ' yapısını değiştirebilmektedir. Artan γ/γ' oranıyla şekil değişimleri şu sırayla gerçekleşir: yuvarlak, küresel, bloklu ve kübik. Gamma prime çökeltleri büyürken koherent durumda kayba neden olur ve γ/γ' uyumsuzluğundaki artışa bağlı olarak küresel formdan küp veya plaka formlarına dönüşebilmektedir. γ/γ' latis oranı yüksek olması, 700°C üzeri sıcaklığa maruz kalan sürenin artmasıyla istenmeyen η (Ni_3Ti) veya δ (Ni_3Nb) fazlarının oluşmasına neden olur [1,10].

Gamma double prime fazı:

γ'' çökeltleri $\{100\}$ düzlemi (ortalama çapı yaklaşık olarak 600 Å, kalınlığı yaklaşık olarak 50-90 Å) olan disk şekilli taneciklerdir ve bu fazlar özellikle Inconel 718 içerisinde bulunan sertlik dayanımını artırıcı fazlardır. İçerdiği demir miktarına bağlı olarak yapıdaki nikel ve niyobyum kombinasyonu hacim merkezli tetragonal yapıda Ni_3Nb intermetalik bileşiği oluşur. Şekil 2.5'te gamma double prime fazına ait kristal yapı dizilimi bulunmaktadır.



Şekil 2.5 : Hacim merkezli tetragonal γ'' Ni_3Nb fazının kristal yapısı [17].

Yetersiz çözünmüş γ'' çökeltileri yüksek yoğunluğa sahiptir ve transmisyon elektron mikroskobu (TEM) görüntülerine dayanarak, bu çökeltiler çevresinde güçlü kontrast vardır. Gamma double prime fazı yüksek mukavemet sağlarken artan sıcaklık ile birlikte 650°C 'nin üzerinde kararsız hale gelir.

Gamma double prime fazı yaşlandırma koşullarında, aynı kimyasal içerikte olan (Ni_3Nb) incoherent yapıdaki ortorombik δ fazına dönüşüm eğilimi gösterir. Az miktarda oluşturduğu çökelti sayesinde tane boyutu kontrolü, yorulma dayanımı ve sürünme-kopma sünekliğinde az oranda artış sağlar. Fakat yüksek orandaki δ fazının sertlik dayanımına etkisi yoktur. Mekanik özelliklere etkisinin az olması ve çoğunu olumsuz yönde etkilemesi sebebiyle yapıdaki oluşumundan kaçınılmalıdır [9,10].

η (eta) fazı:

Uzun süreli yüksek sıcaklık koşullarında ortaya çıkar ve yüksek miktarda titanyum/alüminyum (Ti/Al) oranına, Ni_3Ti intermetalik bileşik kompozisyonuna sahiptir. Çökelme hızının yavaş olması ile birlikte hızlı büyüyerek gamma double prime - (Ni_3Nb) fazından daha büyük tanecikler oluşturur [9]. Tane sınırlarında hücresel formda veya tane boyunca iğnesel formda oluşarak sürünme-kopma dayanımını olumsuz yönde etkilemektedir.

TCP fazları

TCP fazları genellikle düşük sünekliğe sahiptir ve yapıda fazla miktarda bulunduğu mekanik (ara sıra korozyon) özelliklerin kaybına yol açar. Birçok element (kobalt, molibden, tungsten, renyum, krom, vb.) alaşımlaşma istenen özellikleri sebebiyle alaşımlandırılmaya katılması ile birlikte TCP fazlarının

oluşumuna sebep olabilirler. Özellikle yüksek miktardaki tantalum (Ta), niyobiyum (Nb), krom (Cr), tungsten (W) ve molibden (Mo) gibi hacim merkezli kübik (HMK) yapıdaki elementler TCP fazlarının oluşumuna sebep olur. TCP fazları, belirli element oranları ve proses koşullarında oluşumları gerçekleşen σ , μ ve L₁ fazlarıdır. Yapıda en çok γ' ve γ'' dayanım kazandıran sertleştirici fazları bağlayarak sürünme dayanımını düşürür ve kırılgan yapıya sahip olmaları nedeniyle çatlak başlangıcı gibi davranarak yapının mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilerler.

Karbur ve borür fazları

Karbur fazları genelde yapıda %0.2 ağırlık konsantrasyona kadar karbon bulundurulur. Yapıdaki karbonun, reaktif elementler olan tantal, titanyum ve hafniyum ile birleşmesi ile metal karbur fazları oluşmaktadır. İşletme ve servis süreci boyunca bu karburler krom, molibden ve tungstence zengin olan ve tane sınırlarında oluşmayı tercih eden $M_{23}C_6$ and M_6C gibi diğer türlere ayrışabilir. Tanecik yüzeyindeki karburlerin nikel bazlı süper alaşımların mekanik özelliklerinde önemli bir rol oynadığı kabul görmüştür. Karbon Hf, Zr, Ta, Ti, Nb, W, Mo, V, ve Cr gibi elementlere yüksek duyarlılık gösterir ve nikel bazlı süper alaşımların doğrudan sıvı halden katılaştırılması sırasında birincil metal karbur fazları oluşumu görülmektedir.

Bor, gamma tane sınırlarında mevcut olan borürleri oluşturmak için krom veya molibden gibi elementlerle bir araya gelebilir [18]. Bununla birlikte; nikel bazlı süper alaşımları güçlendirmek için borürler, karburler gibi kullanılabilirler. Borür ve karburler aynı zamanda nikel esaslı süper alaşımların yüksek sıcaklıklarda işlenebilirliğini geliştirebilirler. Borürler genellikle, yüksek miktarda Ti, Mo, Cr ve Ni kompozisyonu içermeye eğilimindedirler. MM_2B_2 veya $M_2M'B_2$ tetragonal kristal yapı formunda bulunmaktadır.

Yeni nesil süper alaşımlarda borürler kontrol edilmeye çalışılmış fakat düşük ergime sıcaklığına sahip Ni-Cr-B lehim ve kaynak alaşımları kullanıldığında özellikle sert lehimli ek yerlerinde olduğu gözlemlenmiştir ve bu bölgelerde ppm kadar düşük seviyelerde bulunsalar bile HAZ (heat effected zone) bölgelerinde çatlak oluşumuna sebep olabilirler [10].

2.5 Inconel 713 LC Süper Alaşımının Özellikleri

Inconel 713 LC, en yaygın kullanım alanına sahip nikel süper alaşım çeşidi olan Inconel'in bir çeşididir. Kimyasal kompozisyonunda nikel hariçinde temel olarak %11-14 Cr, %3.8-5.2 Mo, %3- 4 Nb, %0.5-1 Ti, %5.5-6.5 Al, %0.05- 0.15 Zr, max %0.5 Si, max %0.5 Cu bulunmaktadır. Yaygın kullanım alanına sahip Inconel 718'den farkı, Inconel 718'de demir oranı yüksekken Inconel 713 LC' de max %0.05 oranındadır. Inconel 713 LC'nin en büyük özelliği, diğer süper alaşımlarda karbon oranı yüzünden görülen $M_{23}C_6$ gibi sürünme özellikler açısından sorun teşkil edecek metal karbürlerin oluşumunu en aza indirmek için yapısındaki karbon oranı düşük miktarda tutulmuştur. Bununla birlikte karbon türleri yüksek sıcaklık altında türlerini değiştirebilmektedir ve az miktardaki MC yapıları, tane sınırlarında $M_{23}C_6$ karbürlerini oluşturabilmektedir. Bu nedenle tane sınırı özelliklerini geliştirmek için yapıda bor bulunmaktadır [19].

Yeterli miktarda tutulmuş karbon oranı sayesinde tane yapılarındaki karbürler istenen sertlik ve sünekliği sağlanmaktadır. Yaygın olarak güç jeneratörleri ve uçak gaz türbinlerinin 3. stage kanatlarında 500-915°C sıcaklık koşullarında kullanılmaktadır. Bunun dışında sıcaklık değişikliklere karşı dayanıklılığı sayesinde dizel turboşarjların tekerlerinde de kullanılmaktadır.

Çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla yapıda sertlik artışı sağlanır. Oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda gamma prime tanecikleri, intermetalik $Ni_3(Al, Ti)$ bileşikler gamma matrisi içerisinde çökerek çökelti sertleşmesini meydana getirirler. Döküm yapısındaki gamma tanelerinin boyutu yapıdaki sürünme davranışını belirler [20]. Yapının oksidasyon ve korozyon direnci ise alaşımdaki alüminyum ve kromun oluşturduğu oksit filmler ile sağlanmaktadır [2].

Inconel 713 LC süper alaşımının işlenebilirliğinin zor olması sebebiyle kullanılacak parçaların üretim yöntemi olarak döküm tercih edilmektedir. En çok tercih edilen döküm yöntemi ise en yüksek oranda homojenizasyonu sağlayan ve alaşımdaki elementlerin oksijen ile temasını engelleyen, vakum altında hassas dökümdür. Optimum akışkanlık ve mekanik özellikler için Inconel 713 LC süper alaşımının döküm sıcaklığı yaklaşık 1321°C civarında tercih edilir ve taneler <100> yönünde büyürler. Gamma ve gamma prime fazları tane içerisinde bulunurken metal karbür yapıları hem tane hem de tane sınırlarında bulunabilmektedirler. Döküm sıcaklığı

yapıdaki düşük karbon ve alaşımlandırma elemenleri özellikleri açısından önemlidir [19].



3. NİTRÜRLEME

Nitrürleme işlemi ilk olarak 1900'lerin başında geliştirilmiştir ve sonrasında birçok endüstriyel uygulamada önemli rol oynamıştır. Adolph Machlet ve eş zamanlı olarak Adolph Fry, karbürleme işleminde yüksek sıcaklık ve sürelerde yapıya su verilip sertleşmesi esnasında yapıda distorsiyon problemlerinin oluştuğunu gözlemleyerek bu sorunu aşmak için azotun demirde yüksek oranda çözünmesi özelliğini kullanmayı ön görmüştür. Çeliği yüksek sıcaklık ve ani soğuma etkilerinden uzak tutarak, azotun difüzyonu ile yüzeyde sertlik ve korozyon direncinde artış sağlanmıştır. Amonyakın işlem sırasında çözünmesi ile oluşan azot sayesinde gerçekleşen bu işlemde azot oranının kontrolü için seyreltici olarak hidrojen gazı kullanılmıştır [21]. Endüstriyel alandaki ilk uygulamaları amonyak atmosferinde nitrürlenmiş çelik vites parçalarıdır [16]. Nitrürleme, genellikle hava aracı, rulman, otomotiv parçaları, tekstil makineleri ve türbin jeneratör sistemlerinde kullanılır.

Hala araştırılmaya açık yönleri olması ile birlikte, nitrürleme işlemi yüzey sertleşmesi teknikleri arasında en basit olanıdır. Yüzey sertleştirme yöntemleri, yüzeyden başlayabilecek bir hasarı önleyebilmek ya da geciktirmek için uygulanır. Böylelikle yüzeyde elde edilen bir bölge ya da tabaka ile parçanın sertlik, aşınma, yorulma ve korozyon dayanımı gibi özellikleri iyileşir ve ana yapıda herhangi bir değişim oluşmadığı için parçanın sahip olduğu süneklilik de korunmuş olur. Bu özellikleri ile yüksek tork, aşınma, korozyon ve yüzey sertliği gerektiren uygulamalar için kullanılır.

Nitrürleme işlemini diğer yüzey yöntemlerine göre avantajlı kılan özellikler temel olarak şu şekilde sıralanabilir: düşük işlem sıcaklığı, proses parametrelerinin kontrolü, düşük karbonlu çeliklerde korozyon direncinin artırılması, ana yapının özelliklerini büyük oranda değiştirmemesi ve distorsiyonu düşürmek için su verme işlemine ihtiyaç duymamasıdır. Nitrürleme işlemi diğer yüzey işlemlerine kıyasla düşük sıcaklıkta gerçekleşmektedir. Örneğin karbürleme sıcaklığı 970°C civarında ve karbonitrürleme sıcaklığı 870°C civarında iken nitrürleme işlemi sıcaklığı en fazla yaklaşık 500°C civarındadır. Özellikle ön işlem görmüş çeliklerde, zaman ve

sıcaklığa bağlı malzemenin göbek sertliği azalacağı için nitrürleme sıcaklığı malzemenin temperleme sıcaklığı veya üzerinde seçilmelidir. Şekil 3.1’de de görüldüğü gibi karbürleme yönteminde tabaka kalınlığı diğer proseslere oranla daha kalındır. Fakat bu tabaka kalınlığına ulaşabilmek için işlem sıcaklığında uzun süreler beklenmesi gerekmektedir. Bu da yapıda göbek yapısında tane büyümesine neden olmaktadır.



Şekil 3.1 : Termokimyasal difüzyon teknikleri [21].

Nitrürleme yönteminde malzemeye su verme işleminin uygulanıp malzemenin hızlı soğumasına ihtiyaç duyulmamaktadır. Proses ortamı amonyak atmosferi altında uygun sıcaklığa (yaklaşık 200°C) serbest soğur ve sonrasında kuru ve temiz nitrojen ile gazdan arındırılır. Karbürleme ve karbonitrürleme yöntemlerinde çelik, uygun östenitleşme sıcaklığında olmalıdır ve işlem sonrasında östenitik fazdan martenzitik faza dönüşümün sağlanabilmesi için su verme işlemi gerekmektedir.

Distorsiyon ısıtılma işlemi proseslerinde sık karşılaşılan bir sorundur. Yapıda şekil ve boyut distorsiyonu olarak kendini gösterebilmektedir. Şekil distorsiyonu, eğilme burulma gibi geometrik formun değişmesi ve boyut distorsiyonu ise büyüme ya da küçülmeye bağlı olarak malzemenin hacminin değişmesi şeklindedir. Yapıda son ısıtılma işlemi öncesindeki prosesler sebebiyle oluşmuş iç gerilmeler sebebiyle distorsiyon problemi tam olarak ortadan kaldırılamasa da minimuma indirilebilir. Nitrürleme yönteminde uygulanan düşük sıcaklık ve sonrasında su verme işlemine gerek kalmaması ile, karbürleme işlemi gibi yüksek sıcaklıktaki uzun tutma süreleri sebebiyle görülen distorsiyon nitrürleme yönteminde minimum seviyededir.

Nitr rl me işlemi genellikle azota karşı afinitesi yüksek ve kararlı nitrür yapısı oluşturabilecek özel alaşımlı çeliklere uygulanır. Adolph Fry, nitr rl me yönteminin gelişiminde nitr rl me sonrası yüksek sertlik değerlerine ulaşan Nitralloy alaşımlarını geliştirmiştir. Nitralloy alaşımları azota afinitesi yüksek olan krom, molibden, vanadyum, tungsten ve alüminyum elementlerini içeren özel alaşımlı çeliklerdir. İçerdikleri bu alaşım elementlerinin oranına bağlı olarak sertlik değerleri değişmektedir.

Nitr rl me yönteminde; azot malzeme yüzeyine difüze olur ve difüzyonun gerçekleştiği bölge boyunca malzemenin yüzey mekanik özellikleri değişir. Nitr rl me işleminde malzemenin göbek özelliklerini değişmemesi, malzemenin mekanik özelliklerinin korunması ve yüzey özelliklerini desteklenmesi açısından önem taşımaktadır. Aksi takdirde yüzeyde gelişim sağlanırken malzemenin ana mekanik özelliklerinden kayıp sağlanacağı için yapılan yüzey işlemi önemini yitirmektedir [21].

3.1 Nitr rl me Yöntemleri

Nitr rl me yöntemlerindeki ortak prensip, ortamdan sağlanan atomik azot malzeme yüzeyine difüze olur ve yüzeyden içeri doğru artan azot konsantrasyon değişimi ile difüzyonun gerçekleştiği bölgenin dayanımı artar, malzemenin yüzey özelliklerinde değişim sağlanır.

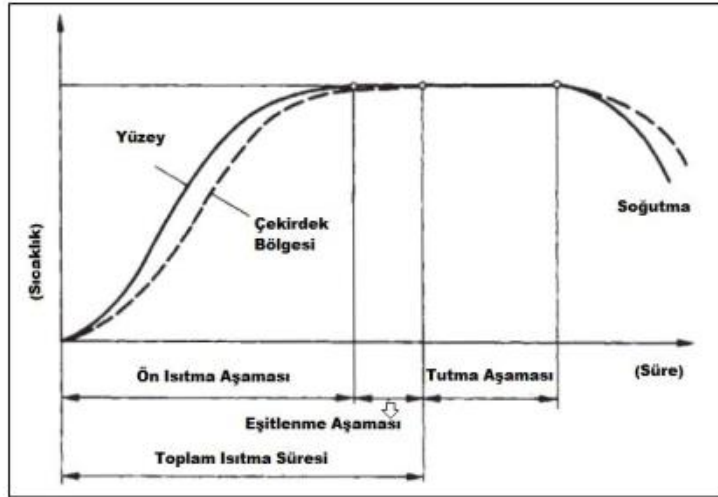
Atomik azotun malzeme yüzeyine difüzyonu için; uygun yüzey azot konsantrasyonu, aktivasyon enerjisi, azotun elde edileceği ortam ve uygun işlem sıcaklığı gerekmektedir.

Nitr rl me işlemi sonrasında yapı yüzeyinde, belirli tabakalar meydana gelir. Bunlar beyaz tabaka olarak adlandırılan bileşke tabaka ve bu tabakanın altında azotun krom, vanadyum, molibden, tungsten ve alüminyum gibi nitrür yapıcı elementlerle reaksiyonu ile oluşan kararlı nitr rl rin olduğu difüzyon bölgesidir [22].

Atomik azotun elde edileceği ortama bağlı olarak nitr rl me işlemi, gaz, sıvı ya da plazma olarak ayrılabilir. Uygulanan nitr rl me işlemlerinde işlem sıcaklık, yüzey hazırlığı, malzeme kompozisyonu ve işlem süresi parametreleri istenen yüzey özelliği değerlerine bağlı olarak ayarlanmaktadır.

3.2 Gaz Nitrürleme

Gaz nitrürleme yöntemi, yaklaşık 350°C-570°C sıcaklık aralığında azotlu bir gaz ortamında gerçekleşen ve sıcaklık ile birlikte bu gazın malzeme yüzeyinde parçalanarak atomik azota dönüşmesiyle malzeme yüzeyine difüze olması prensibine dayanan nitrürleme yöntemidir [23]. Şekil 3.2’de prosesin aşamaları süreye bağlı olarak belirtilmiştir.



Şekil 3.2 : Gaz nitrürleme işlem prosedürünün şematik olarak sunumu [24].

Sistemin azot kaynağı amonyak gazıdır. Doğrudan azotun kullanılmamasının nedeni, proses sıcaklığında molekül halindeki azotun serbest atomlara ayrışmasının zor olmasıdır. Isınan parça yüzeyi katalizör görevi görür ve amonyağın parça yüzeyiyle teması ile birlikte amonyak ayrışır. Amonyak, nitrürleme sıcaklığında termodinamik kararsız yapıdadır ve Denklem 3.1’de belirtildiği gibi azot ve hidrojene ayrışır:

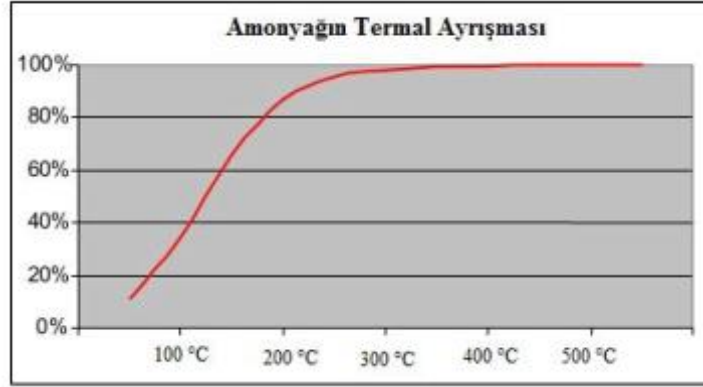


İşlem sıcaklığına gelindiğinde parça yüzeyinde genelde Denklem 3.2, 3.3 ve 3.4’teki gibi üç tipik reaksiyon gözlemlenir:



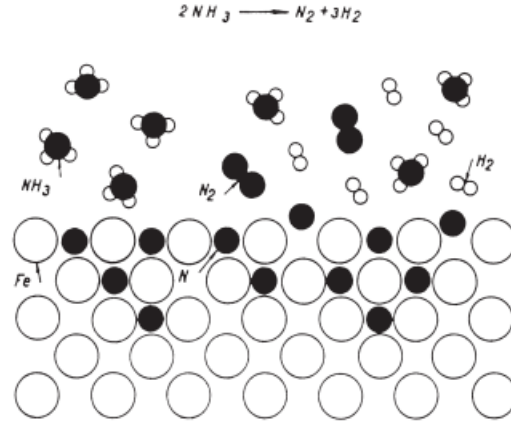


Denklem 3.2’de belirtilen atomik azot ve hidrojen bileşenleri kararsız yapıdadırlar ve denklem 3.3 ve 3.4’te görüldüğü gibi benzer atomlarıyla molekül formuna geçerler. Difüzyon, azotun parça yüzeyine çarpıp ayrışma ile atomik boyutta malzemeye girmesi ile gerçekleşir. Yapısı gereği yavaş gerçekleşen bu proses, işlem sıcaklığının artması ile hızlanır. Bu doğrultuda, parçanın mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemeyecek, ekonomik verimliliği düşürmeyecek ve difüzyon hızını sağlayacak optimum proses sıcaklığı belirlenir. Şekil 3.3’te amonyağın ayrışma yüzdesinin sıcaklığa bağlı grafiği belirtilmiştir.



Şekil 3.3 : Amonyağın termal ayrışması [25].

Azot atomu 0.142 nm çapa sahiptir ve Şekil 3.4’te görüldüğü gibi nitrürleme işleminde yüzeye difüzyonu sırasında parçada arayer boşluklarına yerleşir. Azot atomlarının ısı etkisiyle kafes yapı içerisindeki bu hareketi arayer difüzyonu olarak adlandırılmaktadır. Difüzyon sonucu yapının sadece yüzey kısmında hacim artışı meydana gelir. Göbek yapının fazı ve hacmi korunmaktadır. Yüzeydeki bu büyümeyi etkileyen faktörler; parçanın kimyasal içeriği, işlem sıcaklığı, süresi ve buna bağlı olarak gerçekleşen gaz ayrışma miktarıdır.



Şekil 3.4 : Nitrürleme sırasındaki arayer difüzyonunun şematik olarak gösterimi [21].

Gaz nitrürleme işlemi sıcaklığında amonyak gazının kararlılığı düşüktür, bu nedenle amonyakın %98'i ayrışır. Geri kalan amonyak tane sınırlarında Denklem 3.5'te belirtilen reaksiyonla birlikte azot difüzyonunu etkiler:



Kütle aktarımının itici gücü olan azot afinitesi Denklem 3.6 ile hesaplanmaktadır:

$$a_{\text{N}} = K_{\text{N}} \frac{p_{\text{NH}_3}}{p_{\text{H}}^{3/2}} \quad (3.6)$$

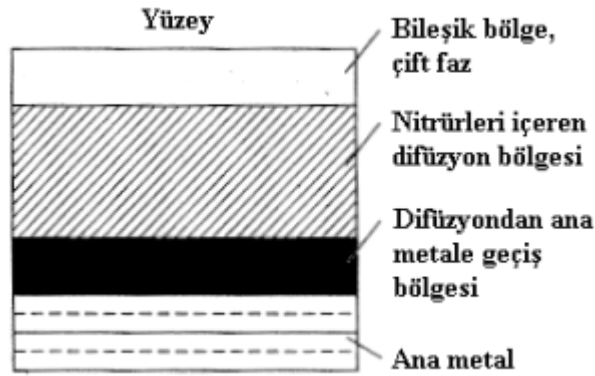
Bu denklemde K_{N} azotun denge sabiti, p_{NH_3} ile $p_{\text{H}}^{3/2}$ ise amonyak ve hidrojenin kısmi basınçlarıdır. Azot atomunun transferi nispeten düşük olduğu için, proses hızını amonyaktan ayrılan hidrojen belirlemektedir.

Nitrürleme etkisi, denklem 3.7'de gösterildiği gibi nitrürleme potansiyeli ile kolaylıkla belirlenmektedir:

$$N_p = \frac{p_{\text{NH}_3}}{p_{\text{H}_2}^{3/2}} \quad (3.7)$$

Nitrürleme potansiyeli genellikle amonyak atmosferinin nitrürleme etkisini tanımlamakta kullanılır. Bunun kontrolü işlemde, oluşacak yapının ve difüzyon tabakası kalınlığının tahminine olanak sağlar. Yüksek N_p değeri yüksek azot yüzey konsantrasyonu yaratır. Düşük potansiyel değerleri, nitrürleme işleminin beyaz tabaka oluşturmada gerçekleşmesini sağlar.

Şekil 3.5'te görüldüğü gibi, gaz nitrürlemesi sonucu yapıda 4 farklı tabaka görülmektedir. Bunlar beyaz tabaka (bileşik tabaka), difüzyon bölgesi, difüzyon bölgesinden göbek bölgesine geçiş ve malzemenin kendi yapısını oluşturan göbek bölgesidir. Nitrürleme, parça yüzeyinde çekirdeklenerek büyüme ile başlar. Çekirdeklenmiş büyüme alanları bileşik tabaka ya da beyaz tabaka olarak bilinmektedir. Metalografik olarak hazırlanıp dağlandıktan sonra yapının beyaz görünmesi sebebiyle beyaz tabaka adını almıştır. Bu yapı epsilon ve gamma prime fazlarından oluştuğu için aynı zamanda bileşik tabaka da denmektedir. Bu tabakanın yüksek sertlik değerine sahip olması ile birlikte oldukça gevrek bir yapıya sahip olması sebebiyle kullanım sırasında problemler yaratabilir ve bu yüzden genellikle oluşumundan kaçınılır [26,27]. Bileşik bölgenin kalınlığı; işlemin sıcaklık, zaman ve gaz kompozisyonuna bağlı olarak değişmektedir. Beyaz tabaka kalınlığı, Floe prosesi ya da plazma nitrürleme yöntemi ile önlenabilir. Beyaz tabakanın altında difüzyon bölgesi bulunmaktadır. Bu bölgede azot ile azota afinitesi yüksek olan molibden, krom, tungsten, vanadyum ve alüminyum elementlerinin oluşturduğu kararlı nitrürler bulunur.



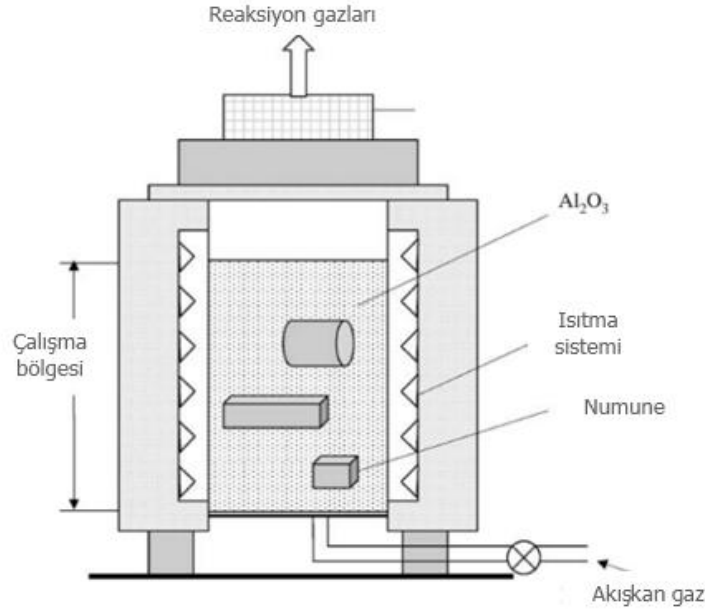
Şekil 3.5 : Nitrürleme tabakası yapısı [26].

Gaz nitrürleme yöntemi ile yüzey sertliği ve aşınma değerlerinde artış elde edilir. Proses sonrası su verme işlemine gerek duyulmaması, hacim değişikliği oluşturmaması, diğer yüzey işlemlerine göre minimum distorsiyon ve maksimum boyutsal kontrolü sağlar [23].

3.3 Akışkan Yataklı Fırın Sistemi ile Nitrürleme

Akışkan yatak sistemi, 1970 yıllarının başında, petrol krizi ile birlikte metalleri ısıtmanın alternatif yolları olarak geliştirilmiştir. Akışkan yataklı fırın sistemi ile

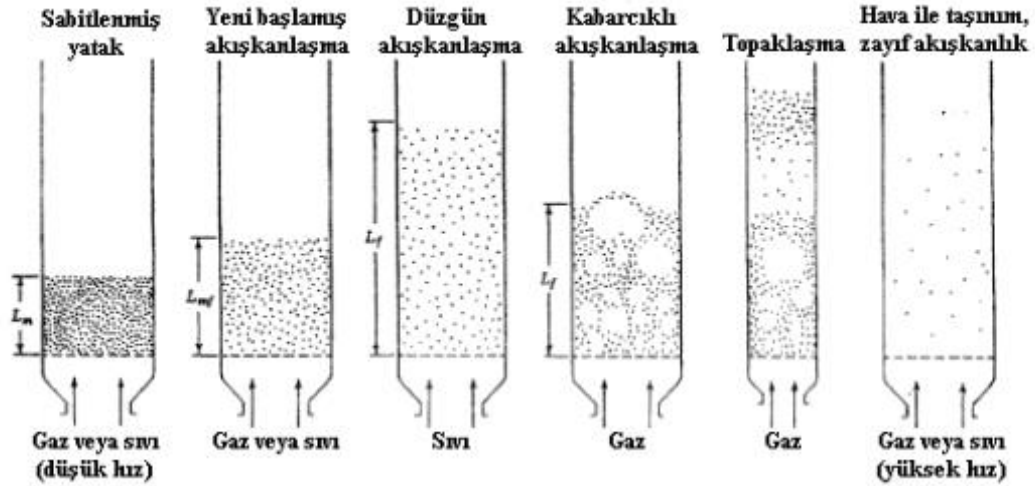
nitürleme, gaz nitürleme yöntemlerindendir. Nitürleme tekniği açısından gaz nitürlemeye benzese de ısı transferi bakımından sıvı nitürlemedeki tuz banyolarındaki yöntemle benzerdir. Akışkan yatakta ısı transferi; sisteme eklenen alüminyum oksit gibi ince partiküllerin ısı ve gaz ortamı ile birlikte kaynamasıyla sıvı gibi davranmaları ile sağlanır [21,28]. Şekil 3.6’da akışkan yatak sistemine ait temel bölümler gösterilmiştir.



Şekil 3.6 : Akışkan yataklı fırın sisteminin şematik gösterimi [29].

Şekil 3.7’de görüldüğü gibi akışlanmanın safhaları bulunmaktadır. Sistemin ısınması ve etkili basınç ve hacime sahip gazın sisteme gönderilmesi ile birlikte partiküller hareketlenmeye, akışlanmaya başlarlar. Bir süre sonra sıvının kaynaması gibi özellik göstererek kümelenerek kaynayan bir akışma sergilerler. Sonrasında türbülansın etkisiyle kümeler arasında kopmalar başlar ve son olarak seyreltik akışma trendine geçerek homojen bir şekilde fırının içerisinde akışlanma hareketlerini gerçekleştirirler [21,28].

Sistemlerde genellikle alüminyum oksit partiküllerinin kullanılmasının sebebi, alüminyum oksitin ısı transferinin yüksek olmasıdır. Isı transferinde yatak malzemesi, partikül boyutu, akışı sağlayan gazın hacmi ve hızı önemli rol oynamaktadır [21].



Şekil 3.7 : Akışkan yataklı fırında akışlanma aşamaları [21].

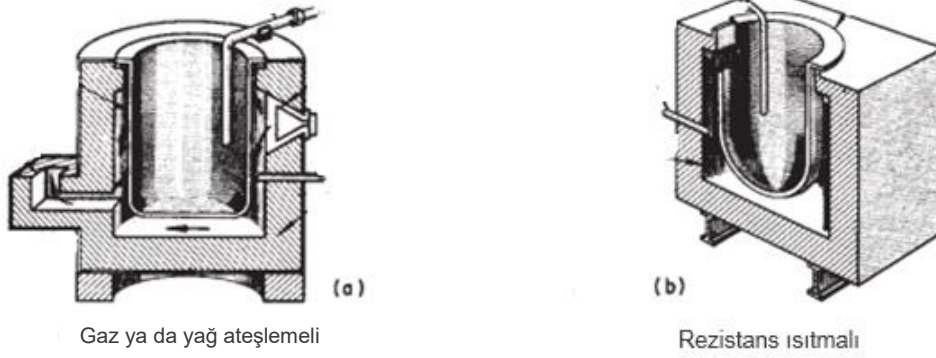
Akışkan yataklı sistemin, diğer sistemlere göre tercih edilmesini sağlayan önemli avantajları vardır. Fırın içerisinde gazlar ve partiküller sayesinde iyi bir akışlanma elde edildiği için proseste yüksek ısı ve kütle transfer hızları elde edilebilmektedir. Aynı zamanda akışlanma ile sağlanan fırın içerisindeki üniform ısı transferi sayesinde parça yüzeyinde elde edilen işlem tabakası homojen kalınlıktadır. İstenen özelliklere bağlı olarak bu akışlanmanın süresi ve hızı ayarlanabilir.

Fırın atmosferinin değiştirilmesi, işlem başlama ve bitişi hızlı şekilde gerçekleştirilebilir. Düşük sıcaklıklarda gerçekleşen ve sonrasında su verme işlemine gerektirmeyen prosesi sayesinde distorsiyon sorununu minimuma indirir.

İşlemin sağlık ve çevre açısından herhangi bir toksik atığı bulunmamaktadır. Sistemin kurulum ve bakım maliyetleri daha ucuz, kullanımı kolaydır. Dikey sistem olması sayesinde fabrika ve işletmeler için daha az yer kaplamaktadır [21, 26, 30, 31].

3.4 Sıvı Nitrüleme

Sıvı nitrüleme yöntemi, 510°C-585°C sıcaklık aralığında sıvı tuz banyolarında gerçekleştirilen nitrüleme yöntemi olup 1930 yılında gaz nitrülemeye alternatif olarak çıkmıştır. Sıvı nitrüleme yönteminde, yüzeye azot difüzyonunu sağlayacak azot içerikli tuzlar kullanılmaktadır. Bunlar siyanür ve siyanat içeren sodyum siyanür (NaCN), sodyum siyanat (NaCNO), potasyum siyanür (KCN) gibi ergimiş tuzlardır. Şekil 3.8’de tuz banyosu çeşitlerine ait iki örnek bulunmaktadır.



Şekil 3.8 : Sıvı nitrürlemede kullanılan harici ısıtmalı tuz banyosu [21].

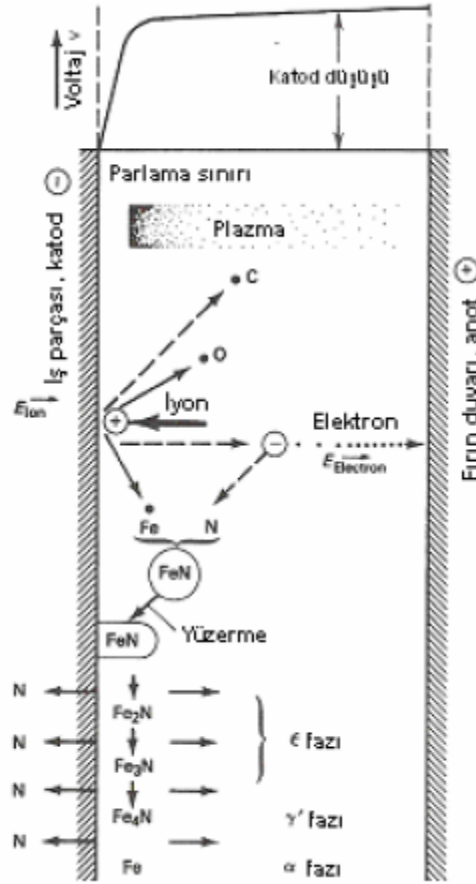
Sıvı nitrürleme tekniği, gaz nitrürleme tekniğiyle benzerdir. Sistem dahili veya harici ısıtıcı ile ısıtılır. Yöntem, sistemdeki tuzun eriyerek ortaya çıkan atomik azotun yüzeye difüze olmasına dayanır. Sıvı nitrürleme tekniğinde nitrürleme işlemi sonrası elde edilen tabaka daha uniform özelliktedir [21]. Sıvı nitrürlemenin gaz nitrürlemeye avantajı parçaların boyutsal kararlılığının korunması ve diğer yüksek sıcaklık difüzyon işlemlerine kıyasla malzeme yüzeyine daha fazla azot difüzyonu sağlanabilmesidir. Proses maliyeti düşük ve verimliliği yüksek bir nitrürleme yöntemidir. Sıvı nitrürleme prosesi ile malzeme yüzeylerinin aşınma ve yorulma dayanımları arttırılır. Çeliklerin büyük bir kısmı için korozyon direncinde de artış sağlamaktadır. Sıvı nitrürlemenin dezavantajı ise derin nitrürlenmiş tabaka kalınlığı için uygun değildir [26]. Tabakanın derinliği ve kalitesi tuz banyosunun kimyasal kompozisyonuna göre değişir.

3.5 Plazma Nitrürleme

Plazma veya iyon nitrürleme yöntemi, azot, hidrojen ve tercihe bağlı olarak karbon içerikli gazların kullanıldığı modern bir termokimyasal işlemdir. İşlem vakum ortamında, 400-560°C sıcaklık aralığında ve yüksek voltaj altında gerçekleştirilir ve bu sayede oluşturulan plazma ortamı sayesinde yüzeye difüze olacak azot iyonlarının hızı arttırılır. Elde edilen iyon bombardımanı parçayı ısıtır, yüzeyi temizler ve ortama aktif azot sağlar [21].

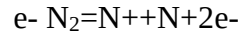
Plazma nitrürlemede parça katot, vakum fırını odası ise anot olarak davranır. Sistem akımı parça ve oda duvarı arasında akar ve parça odadan izole bir şekilde bulunur. Parça çevresinde oluşturulan plazma ısısı sayesinde parça nitrürleme sıcaklığına çıkarılır. Plazma nitrürleme için kullanılan sıcaklık genellikle 340°C-600°C

sıcaklıkları arasındadır [26]. Uygulanan basınç 1-10 mbar ve doğru akım (DC) 400 - 1000V civarındadır. Kullanılan doğru akım sayesinde plazma ortamının sürekliliği sağlanır. Gaz nitrürleme ile plazma nitrürleme yöntemlerini birbirinden ayıran özellik, atomik azot oluşturmak için kullanılan bu mekanizmadır. Şekil 3.9'da plazma nitrürleme mekanizması gösterilmektedir. Gaz atmosferi olarak genelde farklı oranlarda N_2-H_2 , N_2-Ar gibi gaz karışımları veya amonyak kullanılabilir.



Şekil 3.9 : Çelikler için plazma nitrürleme mekanizması [21].

Plazma nitrürleme prosesi temel olarak dört kademeye ayrılabilir. Öncelikle fırın haznesi vakum altına alınarak ortamdaki yabancı maddeler ve hava uzaklaştırılır. Ardından fırın nitrürleme için istenen sıcaklığa getirilir. Bu ısınma hızlanan iyonların çarpışması ile elde edilmesinin yanı sıra bazı uygulamalarda özel katot kaplamalar ya da dirençli ısıtıcılar ile de gerçekleştirilebilir. Nitrürlenecek parçalar uygun sıcaklığına ulaştıktan sonra sisteme azot gazı karışımı verilir. Voltaj etkisi altında ayrılan azot gazı iyonize olur ve parçaya hızlanarak çarpar. Bu çarpışma sayesinde parça nitrürleme sıcaklığına getirilir ve azot gazı karışımları malzeme yüzeyinde nötral azot atomlarına dönüşür [21,32]:



Nitrürleme işlemi sonrası parçalar inert atmosfer altında soğutulur. Plazma nitrürleme prosesinde hidrojen gazı kullanıldığında, ortama öncelikle sadece hidrojen gazı verilir. Verilen enerji ile birlikte akım boşalması gerçekleşir ve parça yüzeyi hidrojen bombardımanına tutulur. Bu sayede parça yüzeyinde bulunan yağ ve oksit tabaka gibi istenmeyen etkiler yüzeyden uzaklaştırılır. Böylelikle azotun yüzeye difüzyonu kolaylaşır [21,26]. Gaz karışımı olarak N_2-H_2 kullanıldığında sıcaklık artışı sırasında ortama sadece H_2 gazı verildiğinde azot (N_2) difüzyonu gerçekleşmeyeceği için istenilen sıcaklıkta nitrürleme gerçekleştirilir.

Plazma nitrürleme yöntemindeki gaz kompozisyonu, akım yoğunluğu, işlem haznesi basıncı ve güç parametreleri oluşacak nitrürlü yüzeyi etkiler. Plazma nitrürleme yöntemi ile diğer nitrürleme yöntemlerinde elde edilen sertlik ve aşınma direnci artışına ek olarak yorulma direncinde de önemli oranda artış sağlanabilmektedir [21]. Plazma nitrürleme ile diğer nitrürleme yöntemlerine göre daha düşük sıcaklıklarda nitrürlemeler gerçekleştirilebilir. Bu düşük sıcaklıklar sayesinde yüzey sertliği daha yüksek değerlerde elde edilebilir [33]. Plazma nitrürlemenin diğer avantajları ise yangın riski taşımaması, operatöre minimum bağlılık, düşük proses gazı tüketimi ve tekrarlanabilir sonuçlar sağlamasıdır.

3.6 Nitrürlenmiş Nikel Süper Alaşımlarına Ait Literatür Çalışmaları

Leroy ve diğerleri 2001 yılında gerçekleştirdikleri çalışmada, Inconel 690 süper alaşımını düşük sıcaklıkta nitrürleyerek korozyon direncini düşürmeden tribolojik özellikleri iyileştirmeyi hedeflemişlerdir. Nitrürleme işlemi öncesi, üzerlerindeki oksit tabakayı gidermek için numunelere in-situ temizleme prosesi uygulanmıştır. Nitrürleme işlemi 200 Pa basınç altında %95 N_2 - %5 H_2 ve ya tam tersi oranda gaz karışımı ile 300°C-400°C sıcaklık aralıklarında 15 dakika ila 6 saat süre aralıklarında gerçekleştirilmiştir.

Yapılan çalışma sonucunda plazma reaktifliğine bağlı olarak yüzeyde iki veya üç katman oluştuğu gözlemlenmiştir. Oluşan tabakalardaki azot oranları ilk tabakada %17-20 (γ_{N1}), ikinci tabakada %10-17 (γ_{N2}) ve difüzyon tabakasında (γ_{N3}) %10'dan daha olarak tespit edilmiştir. Kinetik analizi sonucu görülmüştür ki, γ_{N3} 'e karşılık gelen difüzyon tabakası, azot atomlarının difüzyon hacmi ile kontrol edilmektedir ve bunda, kullanılan reaktif gaz karışımının da etkisi bulunmaktadır. Yapının oluşması

için gerekli aktivasyon enerjisi 1.1 eV olarak bulunmuştur. γ_N 'de görülen (200) ve (111) kırınım çizgilerinden hesaplanan latis parametrelerindeki kaymayı γ_{N1} 'de Nitrülenmiş bölgede γ_{N1} tabakasında görülen kayma çizgilerinin sebebinin dislokasyon ve istifleme hataları olduğu düşünülmüştür [34].

Dahm ve diğerlerinin 2007 yılında yaptıkları çalışmada plazma nitrüleme yönteminin, Inconel 601 süper alaşımının aşınma ve korozyon direncine etkisi incelenmiştir. Plazma nitrüleme işlemi, 350°C, 400°C, 450°C ve 525°C sıcaklıklarda 5saat olarak gerçekleştirilmiştir.

Nitrüleme işlemi sonrası yapılan analizlerle, 350°C ve 400°C sıcaklıklarda nitrülenmiş numunelerde doymuş, yüzey merkezi yapıdaki gamma fazı gözlemlenmiştir. 450°C ve 525°C nitrülenmiş numunelerde ise oluşan nitrür tabakasında CrN fazına rastlanmıştır. Nanoindentasyon yöntemi ile 50 mN yük altında normal sertlik değeri 2.94 ± 0.16 GPa olarak ölçülen Inconel 601 süper alaşımının, nitrüleme işlemi ile sertlik değerinde artış gözlemlenmiştir. Sertlik değerleri 350°C'den 525°C'ye kadar artan sıcaklık ile birlikte artmıştır (350°C'de 6.83 ± 1.43 GPa, 450°C'de 15.05 ± 0.53 GPa). Ancak 525°C'de sertlik değerinde düşüş gözlenmiştir (9.40 ± 0.69 GPa). Nitrülenen tüm numunelerin korozyon direncinde artış görülmüştür. Korozyon ortamı olarak ağırlıkça %3.56 NaCl çözeltisi kullanılmıştır. Nitrüleme ile CrN tabakası oluşmuş numunelerin korozyon direncinde, CrN tabakasına bağlı olarak östenitik paslanmaz çeliklerdeki gibi ciddi bir düşüş gözlemlenmemiştir. 4.9 N yük altında gerçekleştirilen pin-on-plate aşınma testi sonucu tüm nitrülenmiş numunelerde aşınma direnci ve sürtünme katsayısında artış görülmüştür. 525°C'de nitrülenmiş numune, en düşük sertlik artışını göstermesine rağmen aşınma direnci ve sürtünme katsayısında en çok artış gösteren numune olmuştur [35].

Chollet ve diğerleri 2013 yılında Ni-Cr süper alaşımlarından olan Inconel 600'ün plazma nitrüleme sonucundaki mikroyapısını ve nitrüleme kinetiğini incelemişlerdir. Inconel 600 numuneleri öncelikle 1000°C sıcaklıkta 6 saat süre ile çözelti tavlama (solution annealing) uygulanmıştır. Tavlanan numuneler ardından 450°C, 500°C, 550°C ve 600°C'de 1-24 saat aralıkta plazma nitrüleme işlemine tabi tutulmuştur. Nitrüleme işleminde 4:1 oranında N_2-H_2 gaz karışımı kullanılmıştır. Nitrülenen numuneler mikroyapısal analiz için kesit incelemesi öncesi Watt banyosunda köşe koruması adına nickel kaplanmıştır.

Plazma nitrürleme sonucu yapılan TEM analizi ile sıcaklık ve süre ile birlikte nitrürlenmiş tabaka kalınlığının arttığı görülmüştür. Azotun difüzyonu için aktivasyon enerjisi 0.65 eV olarak elde edilmiştir. Elde edilen en geniş nitrürlenmiş tabaka kalınlığı yaklaşık 14 μm olarak 600°C -24 saat nitrürlenmiş numunede gözlemlenmiştir. Nitrürleme sonrası elde edilen bu tabakada 2 katman içermektedir. Diğer tabaka, yaklaşık 7-10 nm ile yüzey merkezli yapıda olan CrN tabakasından oluşmaktadır. 600°C- 24 saatte nitrürlenmiş numuneye ait sertlik değeri 200 VHN değerinden 1260 VHN değerine yükselmiştir [36].

Oliviera ve diğerleri 2017 yılında yaptıkları çalışmada, 600°C sıcaklığın üzerinde mekanik özelliklerini yitirmeye başlayan Inconel 625 süper alaşımını plazma nitrürleme yöntemi ile yüzey özelliklerini geliştirerek kullanım sıcaklığı limitini yükseltmeyi amaçlamışlardır. Bu doğrultuda numunelere optik mikroskop ve XRD ile yapı analizi ve 600°C-1000°C sıcaklık aralığında 0.0002-0.002 s⁻¹ hızlarında çekme testi gerçekleştirmişlerdir.

Inconel 625 bar numuneleri, 520°C sıcaklıkta 12 süre ile plazma nitrürleme işlemine tabi tutulmuştur. Numunelerde oluşan nitrürlenmiş tabaka kalınlığı yapısal analiz ile yaklaşık 4 μm olarak ölçülmüştür. Yapılan XRD analizi sonucu elde edilen tabakada gamma fazının yanı sıra CrN fazı da tespit edilmiştir. 600°C ve 700°C’de gerçekleştirilen çekme testleri sonucu elde edilen gerilim-birim şekil değiştirme grafiklerinde gerinim sertleşmesi etkisi görülmüştür. Bununla birlikte nitrürlenmiş ve işlemsiz numune arasında akma dayanımı ve uzanım açısından belirgin bir farklılık gözlenmemiştir [37].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, güç jeneratörleri ve uçak-gaz türbin kanatları ve dizel turboşarj gibi yüksek sıcaklık ve mekanik dayanım gerektiren alanlarda kullanılan bir nikel esaslı süper alaşım olan Inconel 713 LC süper alaşımı kullanılmıştır. Inconel 713 LC süper alaşımına ait numuneler SERPA Hassas Döküm Sanayi ve Ticaret Ltd.Şti. tarafından sağlanmıştır. Çizelge 4.1’de Inconel 713 LC süper alaşımına ait ağırlıkça kimyasal kompozisyon değerleri verilmiştir. Çalışmada akışkan yataklı fırın sistemi ile Inconel 713 LC süper alaşımı nitrürlenmiş ve nitrürlemenin yüzey mekanik özellikleri açısından etkisi incelenmiştir.

Çizelge 4.1 : Ticari olarak temin edilen 713 LC süper alaşımının % ağırlıkça kimyasal kompozisyonu.

Element	% Ağırlık
Ni	78.47
Cr	10.37
Al	3.85
Nb	3.46
Mo	2.45
Ti	0.53
Fe	0.3
Co	0.14
C	0.12
Si	0.12
Mn	0.06
W	0.06
Cu	0.021
B	0.005
P	0.006
Sn	0.006

4.1 Numunelerin Hazırlanması

Numuneler, hassas döküm tekniği ile üretilmiş türbin parçalarından bloklar halinde alınmıştır. Kalınlıkları 3 mm olacak şekilde kestirilmiş ve numuneler akışkan yataklı fırın içerisine tel yardımıyla asılarak nitrürlenecekleri için her bir numuneye 3mm çapında delik açılmıştır.

Kesim ve delme işlemleri sonrası numunelerin yüzeyleri metalografik olarak hazırlanmıştır. Bu aşamada numuneler 300, 800, 1000, 1200 ve 2500 gritlik SiC zımpara kağıtları ile bir önceki zımparalama izleri giderilecek şekilde her bir aşamada 90° çevrilerek zımparalanmıştır. Zımparalama işlemi sonrası yüzeyler 0.05 mikron Alümina tozlu parlatma solüsyonu ile parlatılmıştır. Yüzeyleri hazırlanan numuneler ultrasonic banyoda %50 oranında oksit kırıcı ve saf su çözeltisi ile temizlenerek nitrürleme prosesine hazır hale getirilmişlerdir.

4.2 Nitrürleme İşlemi

Metalografik yöntemlerle yüzeyleri hazırlanmış ve temizlenmiş numuneler, akışkan yataklı fırında 400°C'de 6 saat, 400°'de 7,5 saat ve 375°C'de 7,5 saat olarak nitrürleme işlemine tabi tutulmuştur.

Öncelikli olarak, akışkan yataklı fırın sistemi istenilen nitrürleme sıcaklığına ulaşana kadar sisteme sadece hava gönderilmiştir. Fırın istenilen sıcaklığa ulaştıktan sonra hava kesilerek, sistemdeki havayı uzaklaştırması için azot gazı gönderilmiştir. Fırın içerisinde akışmayı sağlaması için ısı transfer kapasitesi yüksek olan Al_2O_3 partikülleri kullanılmıştır. Sisteme gönderilen gaz ve ısının etkisi ile Al_2O_3 partikülleri akışmaya başlamıştır. Fırın içerisine numuneler yerleştirildikten sonra sisteme %60 amonyak ve %40 azot gazı karışımı verilmiştir. Böylelikle numunelerin nitrürleme işlemi, sisteme gönderilen azot gazı karışımının numune yüzeyiyle etkileşimiyle atomik azota ayrışması ve azotun yüzeye difüzyonu ile başlamıştır. Nitrürleme işlemi istenilen sürenin sonuna geldiğinde amonyak gazı gönderimi kesilip numuneler azot gazı ortamında çıkarılarak havada soğutulmuştur. Nitrürleme işlem süresince sistemdeki fazla ve atık gazlar, ateşleyici sistem ile yakılarak sistemden uzaklaştırılmıştır.

4.3 Yapısal Karakterizasyon

4.3.1 Mikroyapı analizi

Akışkan yataklı fırın sisteminde nitrürlenmiş numunelerin mikroyapısal değişimlerini incelemek amacıyla nitrürlenmiş numunelerin ve nitrürleme sonucu oluşan değişimi gözlemek adına karşılaştırma amacıyla nitrürlenmemiş bir numunenin kesitleri alınıp sıcak bakalit ile bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numunelerin yüzeyleri, nitrürleme

prosesi için uygulanan zımpara ve parlatma koşullarıyla ile metalografik olarak hazırlandıktan sonra dağlama işlemi uygulanmıştır. Dağlama solüsyonu 14 ml HCl, 4 damla H₂O₂, 26 ml etil alkol ve 0.4 g CuCl₂ çözeltisinden oluşmaktadır. Bakalite alınmış numunelerin bu solüsyon ile 10 saniye bekletilerek dağlanmış ve ardından su ile yıkanıp kurutulmuştur.

Hazırlanan numunelerin mikroyapı analizi optik mikroskop ve HITACHI TM 1000 model taramalı elektron mikroskobunda (SEM) geri saçınımlı elektron (back scattering) ile gerçekleştirilmiştir.

4.3.2 X- ışınları Difraksiyon (XRD) Analizi

Farklı sıcaklık ve sürelerle nitrülenmiş Inconel 713 LC numunelerindeki fazların tespiti için CuK α radyasyonu ($\lambda=1.54$ nm dalga boyunda) altında, 1°/dak tarama hızı ve 0.02° tarama boyutunda $2\theta = 35^\circ-55^\circ$ tarama aralığında ve işlemsiz Inconel 713 LC için $2\theta = 30^\circ-100^\circ$ tarama aralığında Philips PW 3710 XRD cihazı ile X-ışınları difraksiyon analizi gerçekleştirilmiştir.

4.4 Mikro Sertlik Ölçümü

Nitrülenmiş ve kıyaslama için ayrılan nitrülenmemiş numunelerin yüzey sertlik değerleri, 10 saniye süre ile uygulanan 250, 500 ve 1000mN yükler altında Shimadzu HVM-2 mikro sertlik cihazı ile ölçülmüştür. Sertlik değerleri, her bir numune için en az 5 noktadan alınan ölçümün ortalama değeri ile bulunmuştur.

4.5 Yüksek Sıcaklık Aşınma Analizi

Nitrülenmiş ve kıyaslama için ayrılan nitrülenmemiş Inconel 713 LC süper alaşımı numunelerine, Inconel 713 LC süper alaşımının uygulama alanlarında maruz kaldığı yüksek sıcaklık koşulları ve mekanik etkeiler dikkate alınarak, yüksek sıcaklıkta aşınma analizi uygulanmıştır. Analiz, CSM High Temperature Tribometer marka yüksek sıcaklık aşınma cihazı ile 600°C ve 700°C sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir. Uygulanan yük 3N, lineer hız 5 cm/s, aşınma izi yarıçapı 3500 μ m ve aşınma mesafesi 400 metredir. Aşındırı olarak alüminyum bilya kullanılmıştır.

4.6 Yüzey Profilometre Analizi

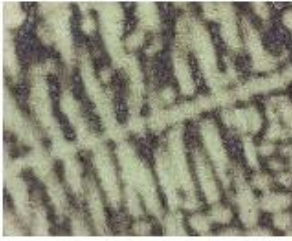
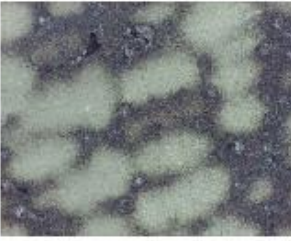
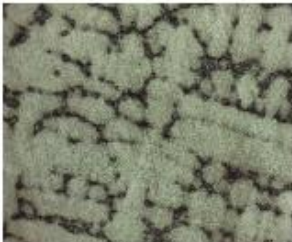
600°C ve 700°C sıcaklıklarda gerçekleştirilen yüksek sıcaklık aşınma analizi uygulanmış numunelere, aşınma yüzey profillerinin belirlenmesi ve oluşan aşınma etkilerinin ve miktarlarının belirlenmesi için Veeco DEKTAK 6M marka profilometre ile topografik profil analizi yapılmıştır. Aşınma analizi ile elde edilen dairesel izlerden 90°'lik açılardan en az 4 ölçüm alınmıştır, bu işlem her aşınma numunesi için gerçekleştirilmiştir. Profil analizi 15 saniye sürede, 3 mg yük altında 1500 µm mesafe taranarak gerçekleştirilmiştir.



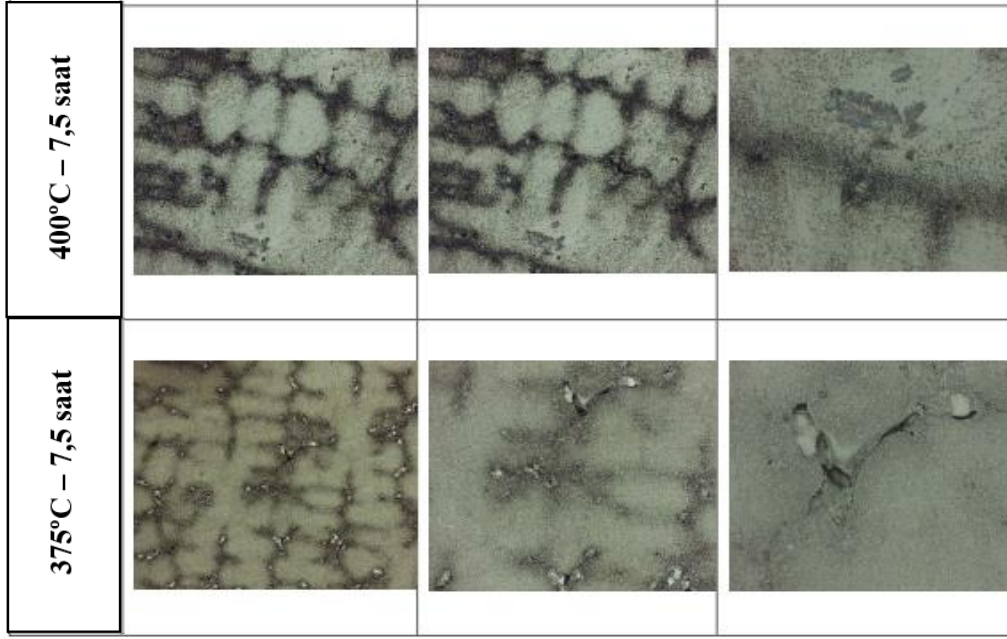
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1 Nitrürlenmiş Inconel 713 LC Yüzeylerinin Yapısal Karakterizasyonu

Akışkan yataklı fırın ile nitrürlenmiş ve nitrürleme işlemi görmemiş Inconel 713 LC süper alaşımlarının mikroyapıları optik mikroskop altında 100x, 200x ve 500x olarak farklı büyütmelerde incelenmiştir. Şekil 5.1.'deki optik mikroskop görüntülerinde de gösterildiği gibi 100x ve 200x büyütmelerde Inconel alaşımlarının genel olarak sahip olduğu dendritik mikro yapıları rahatlıkla görülebilmektedir. 200x büyütmelerden itibaren ise dendritik segregasyon bölgelerinde oluşan farklı fazlar görülmeye başlanır.

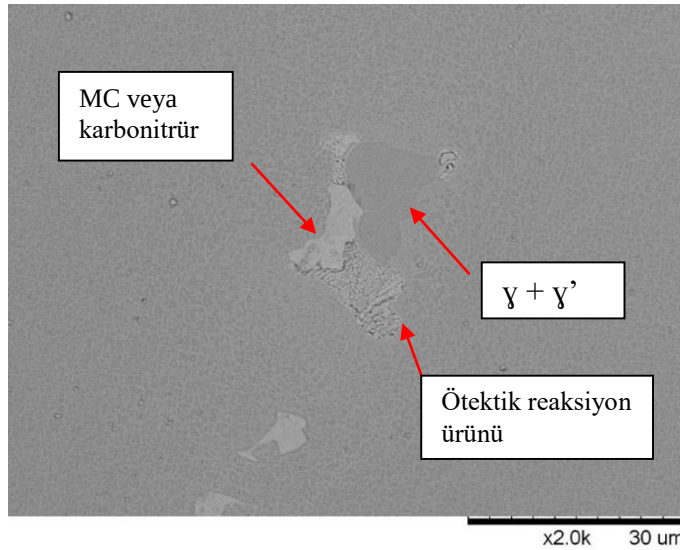
İşlem koşulu	100x	200x	500x
İşlemsiz Inconel 713 LC			
400°C – 6 saat			

Şekil 5.1 : İşlemsiz ve nitrürlenmiş In713LC numunelerine ait 100x, 200x ve 500x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri.



Şekil 5.1 (devam): İşlemsiz ve nitrürlenmiş In713LC numunelerine ait 100x, 200x ve 500x büyütmedeki optik mikroskop görüntüleri.

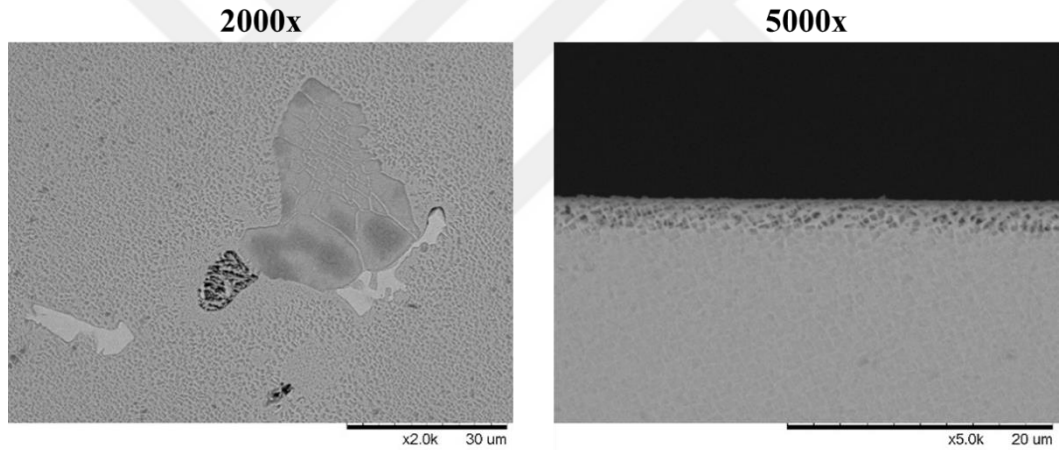
Bhambri ve diğerleri 1975 Inconel 713C'nin döküm mikroyapıları ve katılaşmanın etkilerini inceleyen çalışmalarında da belirttikleri gibi, yapıda parlak ve öbeklenmiş olarak görülen yapılar metal karbür yapılarını oluşturmaktadır. Yapının ana matrisini ise östenitik yapıda bulunan gamma (γ) ve gamma prime (γ') fazı oluşturmaktadır [38]. Şekil 5.2'de işlemsiz Inconel 713 LC numunelerinin 2000x büyütmedeki SEM görüntüsünde mikroyapıdaki bu fazlar gözlemlenebilmektedir.



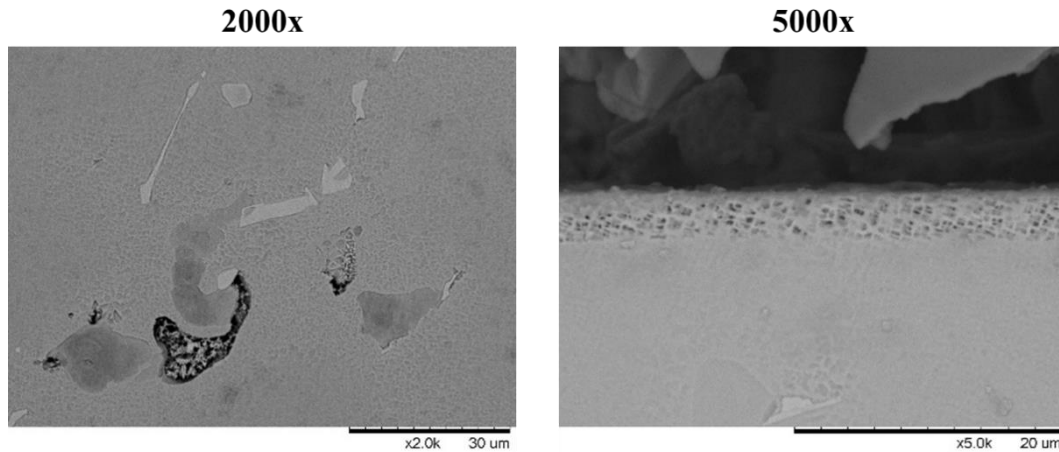
Şekil 5.2 : Inconel 713 LC süper alaşımının 2000x büyütmedeki SEM görüntüsü.

Elde edilen görüntülerde, nitrürleme sonucu oluşan tabaka kalınlıklarının uygulanan nitrürleme sıcaklığı ve sürelerine bağlı olarak farklılık gösterdiği görülmüştür.

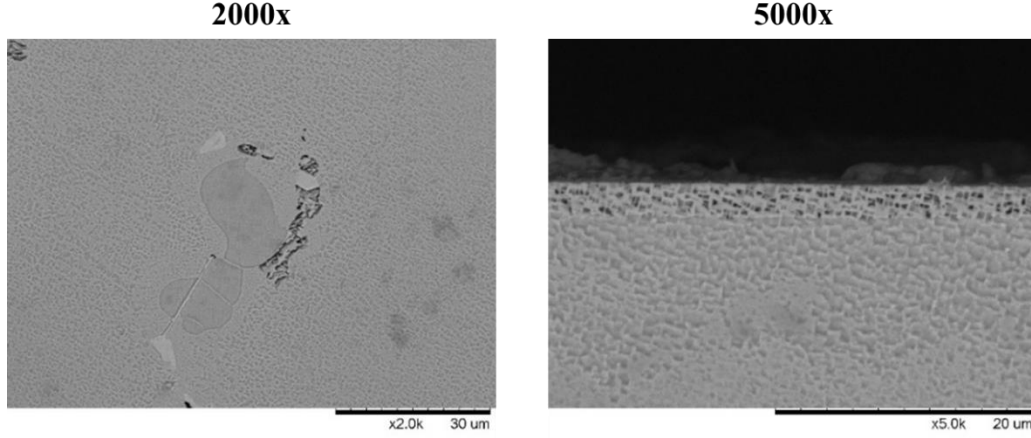
Lantelme ve diğerlerinin yaptıkları çalışmada da belirttikleri gibi yüzeyde en üstte azotun yapıya difüzyonu ile oluşan difüzyon bölgesi ve altında azottan etkilenmemiş göbek yapı bulunmaktadır. Sıcaklığa ve süreye bağlı olarak difüzyon bölgesinin üzerinde beyaz tabaka, diğer bir adıyla bileşik tabaka bulunmaktadır [39]. Bu tabaka, yüzeyde sertlik sağlaması ile birlikte gevrek yapısı ve içeri azot difüzyonunu engelleyeceği için genellikle minimum kalınlıkta tutulmak istenir. Şekil 5.3'teki SEM görüntülerinde de görüldüğü gibi uygulanan nitrürleme işlemi sonrası yüzeyde ana yapıdan farklılaşmış difüzyon bölgeleri belirgin olarak görülmektedir. Göbek bölgesine ait SEM görüntülerinde ise nitrürleme işleminin göbek yapısını değiştirmedeği görülmüştür. Böylelikle sadece yüzeyde bir katman oluşturarak ana göbek yapısının özellikleri korunmuştur.



(a)



(b)



(c)

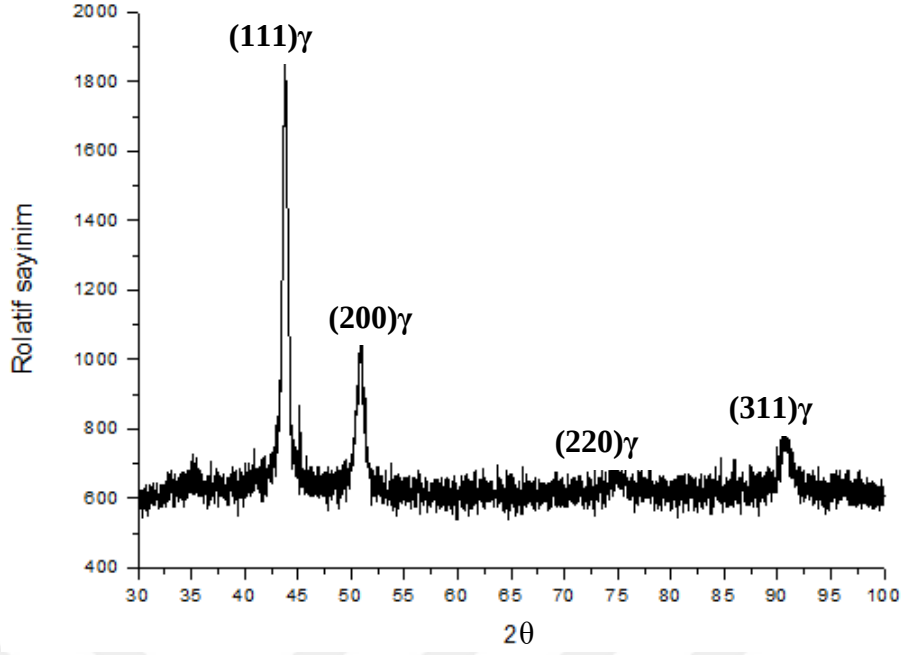
Şekil 5.3 : (a) 400°C – 6 saat, (b) 400°C – 7,5 saat, (c) 375°C – 6 saat nitrülenmiş 713 LC süper alaşımlarının SEM görüntüleri.

Difüzyon bölgelerin oluşturduğu nitrülenmiş tabaka kalınlıkları Çizelge 5.1’de verilmiştir. Tabaka kalınlıkları kıyaslandığında en yüksek nitrülenmiş tabaka artan nitrürlenme sıcaklığı ve süresi ile 400°C sıcaklıkta 7,5 saat süre ile nitrülenmiş numunede elde edilmiştir.

Çizelge 5.1 : Farklı işlem koşullarında nitrülenmiş Inconel 713 LC numunelerinin nitrülenmiş tabaka kalınlıkları.

İşlem Koşulu	Nitrülenmiş Tabaka kalınlığı
400°C – 6 saat	2-2,5 µm
400°C – 7,5 saat	3-4 µm
375°C – 7,5 saat	2-3 µm

Akışkan yataklı fırın ile nitrülenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numunelerinin faz analizleri X-ışınları Difraktometresi ile gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.4’ te işlemsiz Inconel 713 LC’ye ait X-ışınları dağılımları verilmiştir.



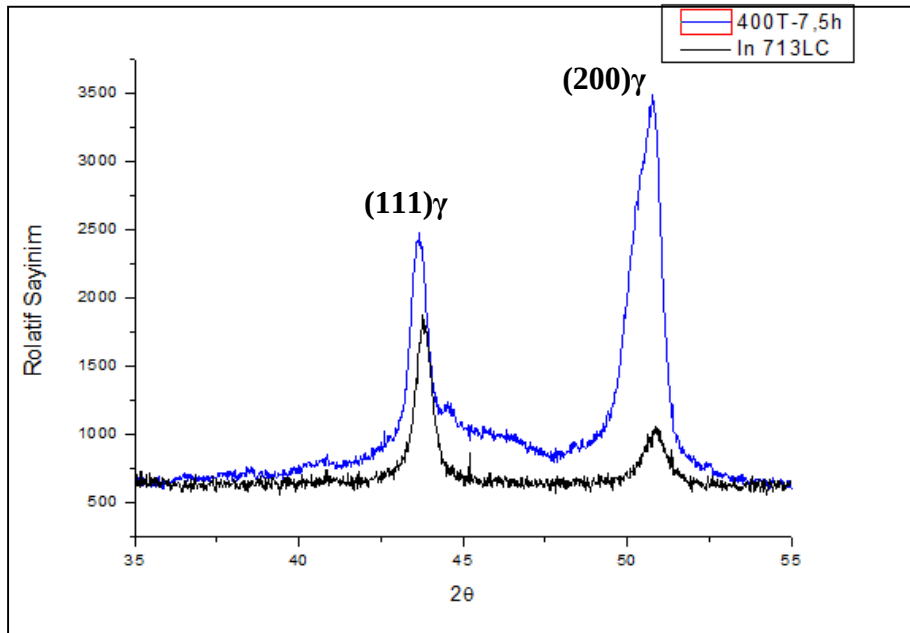
Şekil 5.4 : Inconel 713 LC numunesine ait X- ışınları paterni.

XRD analizi sonucu (111), (200), (220) ve (311) düzlemlerinde, nikel süper alaşımlarının X-ışınları paternlerinde görülen nikelin oluşturduğu östenitik yapıda gamma fazına ait pikler tespit edilmiştir. Bu düzlem ve açılardaki pikler aynı zamanda $\text{Ni}_3(\text{Al/Ti})$ intermetalik bileşiklerinden oluşan gamma prime fazlarına da aittir. Yapıda gamma ve gamma prime fazları östenitik halde çözünmüş olarak bulundukları için aynı düzlemlerde pikler göstermektedir. Şekil 5.5'te Nikel süper alaşımlarına ait X-ışınları difraksiyonu verilerinden elde edilen değişik fazlardaki çakışan piklerin verileri bulunmaktadır. Mukherjee ve diğerlerinin yaptıkları çalışmada belirttikleri gibi üç adet üst üste gelen pikler; (111) gamma, (111) $\text{Ni}_2(\text{CrMo})$ piki ve (031) gamma doubleprime piki 2θ 'da sırasıyla 43.375, 43.530 ve 43.175 değerleri PeakFit versiyon 4.0 kullanılarak 2θ 41.50-45.30 aralığındaki pike yerleştirilebilir. Benzer bir şekilde, gammanın (200) piki $\text{Ni}_2(\text{Cr,Mo})$ 'nın (002) pikiyle; gammanın (220) piki $\text{Ni}_2(\text{Cr,Mo})$ 'nın (132) pikiyle; gamma doubleprime'ın (060) piki ve gamma'nın (311) piki ise gamma doubleprime fazının (033) pikiyle çakışmaktadır. Gamma doubleprime ve $\text{Ni}_2(\text{CrMo})$ çökelteleri SE numunesi için gamma maktriğinde bulunmaktadır. Gamma double prime ve $\text{Ni}_2(\text{Cr,Mo})$ fazlarının varlığını değerlendirme yönünden bakıldığında bu sonuçlar, raporlanmış TEM incelemeleriyle niteliksel olarak tutarlıdır [40].

düzlem içeriği (h k l)	2θ (°)	FWHM (°)	d- mesafesi (Å)	I/I ₁ (%)
γ-matrix				
1 1 1	43.380	0.252	2.086(±0.002)	75.63
2 0 0	50.492	0.446	1.807(±0.004)	87.01
2 2 0	74.356	0.485	1.276(±0.003)	83.64
3 1 1	90.287	0.786	1.087(±0.005)	90.56
Ni ₂ (Cr,Mo)				
1 1 1	43.741	0.287	2.069(±0.003)	8.24
0 0 2	50.554	0.491	1.805(±0.004)	12.99
1 3 2	74.584	0.350	1.272 (±0.005)	7.50
γ''				
0 3 1	43.202	0.332	2.094(±0.002)	16.13
0 6 0	74.185	0.450	1.278 (±0.004)	8.85
0 3 3	89.963	0.936	1.090(±0.005)	9.44

Şekil 5.5 : Nikel süper alaşımlarına ait X-ışınları difraksiyonu verilerinden elde edilen değişik fazlardaki çakışan piklerin verileri [40].

Nitrürlemenin Inconel 713 LC fazları üzerindeki etkilerinin kıyaslanması için 1°/dak tarama hızı ve 0.02° tarama boyutunda, fazlara ait piklerin yoğun olarak gözlemlendiği aralık olan 2θ = 35°-55° tarama aralığı koşullarında gerçekleştirilen XRD analizi sonuçları Şekil 5.6’da verilmiştir.



Şekil 5.6 : Nitrürlenmiş (1) ve işlemsiz (2) Inconel 713 LC numunelerine ait XRD paternleri.

Yapılan XRD incelemeleri neticesinde gamma ve gamma prime fazlarına ait olağandan daha geniş ve düşük şiddetli pikler gözlemlenmiştir. Bu farklı karakterli piklerin varlığı, literatür incelemelerinden hareketle, nitrürlenmiş numunelerin yüzey bölgelerinde oluşan γ N fazı katı eritik tabakası ile açıklanabilmektedir. Nitrürlenme işlemi sırasında azot atomları kübik merkezli latis içerisinde çözünmektedir. Oliveira ve diğerlerinin Inconel 625 süper alaşımının nitrürlenmesi üzerine yaptıkları çalışmada da belirttikleri gibi, arayer olarak latis içinde konumlanmalarıyla çözünen bu atomlar latis parametresinin genişletmektedir. Ayrıca bu durum distorsyon ve istif hatalarına da sebep olmaktadır.

5.2 Mikro Sertlik Analizi

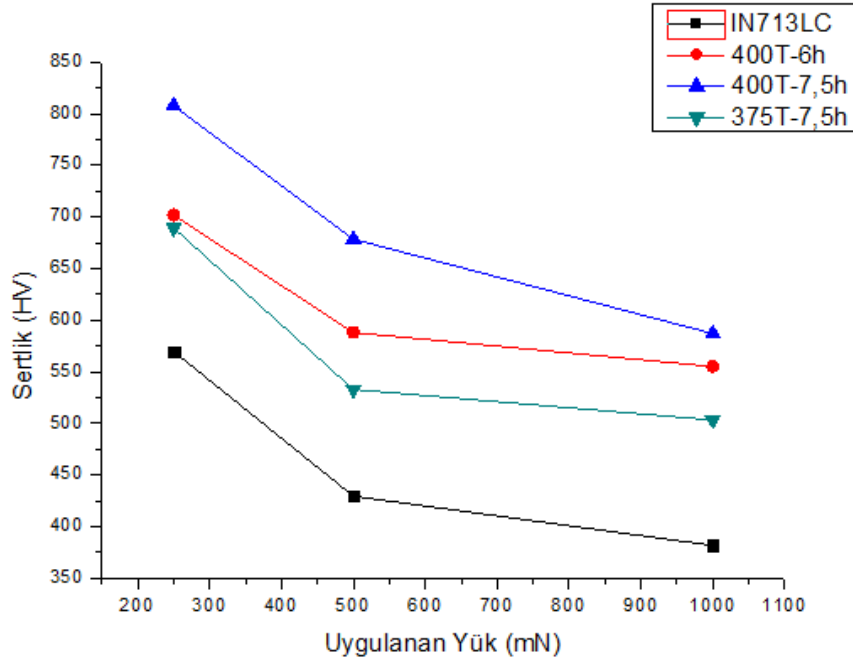
Nitrürlenmenin yüzeyde oluşturduğu sertlik üzerindeki etkisinin analizi için akışkan yataklı fırın ile nitrürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numunelerine 250mN, 500mN ve 1000mN yükleri altında yüzey mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Çizelge 5.2’ de değişen yüklere ait yüzey mikrosertlik ölçüm değerleri verilmiştir.

Çizelge 5.2 : Değişken yükler altında nitrürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numunelerinin ortalama mikroyapı değerleri.

	HV 0.025	HV 0.05	HV 0.1
Inconel 713 LC	569,74 $\pm$ 27	415,08 $\pm$ 25	381,66 $\pm$ 19
400°C- 6 saat	701,72 $\pm$ 15	588,1 $\pm$ 23	555,08 $\pm$ 29
400°C- 7,5 saat	807 $\pm$ 11	678,4 $\pm$ 19	586,98 $\pm$ 20
375°C- 7,5 saat	689,37 $\pm$ 28	532,77 $\pm$ 24	503,18 $\pm$ 31

Nitrürlenmiş tabaka kalınlığının ince olmasına bağlı olarak yüzey mikroyapı sertlik ölçümlerine en düşük yük olan 250 mN yükten başlanmıştır. Yapılan ölçümler sonrası nitrürlenme işlemine bağlı olarak işlemsiz Inconel 713 LC numunesine göre yüzeyde sertlik artışı gözlemlenmiştir.

En yüksek yüzey sertlik değeri 400°C ve 7,5 saat koşullarında nitrürlenmiş numuneye aittir. Şekil 5.7’de sertlik değerlerini nitrürlenme numuneleri ve işlemsiz Inconel 713 LC numunesine göre dağılım grafiği verilmiştir. Grafikte de görüldüğü üzere nitrürlenme işlemi ile Inconel 713 LC numunesine göre artış sağlanmış ve uygulanan yük artışı ile birlikte farklı sıcaklık ve sürelerde nitrürlenmiş numunelerin yüzey sertlik değerleri birbirine aynı çıkmaya başlamıştır.

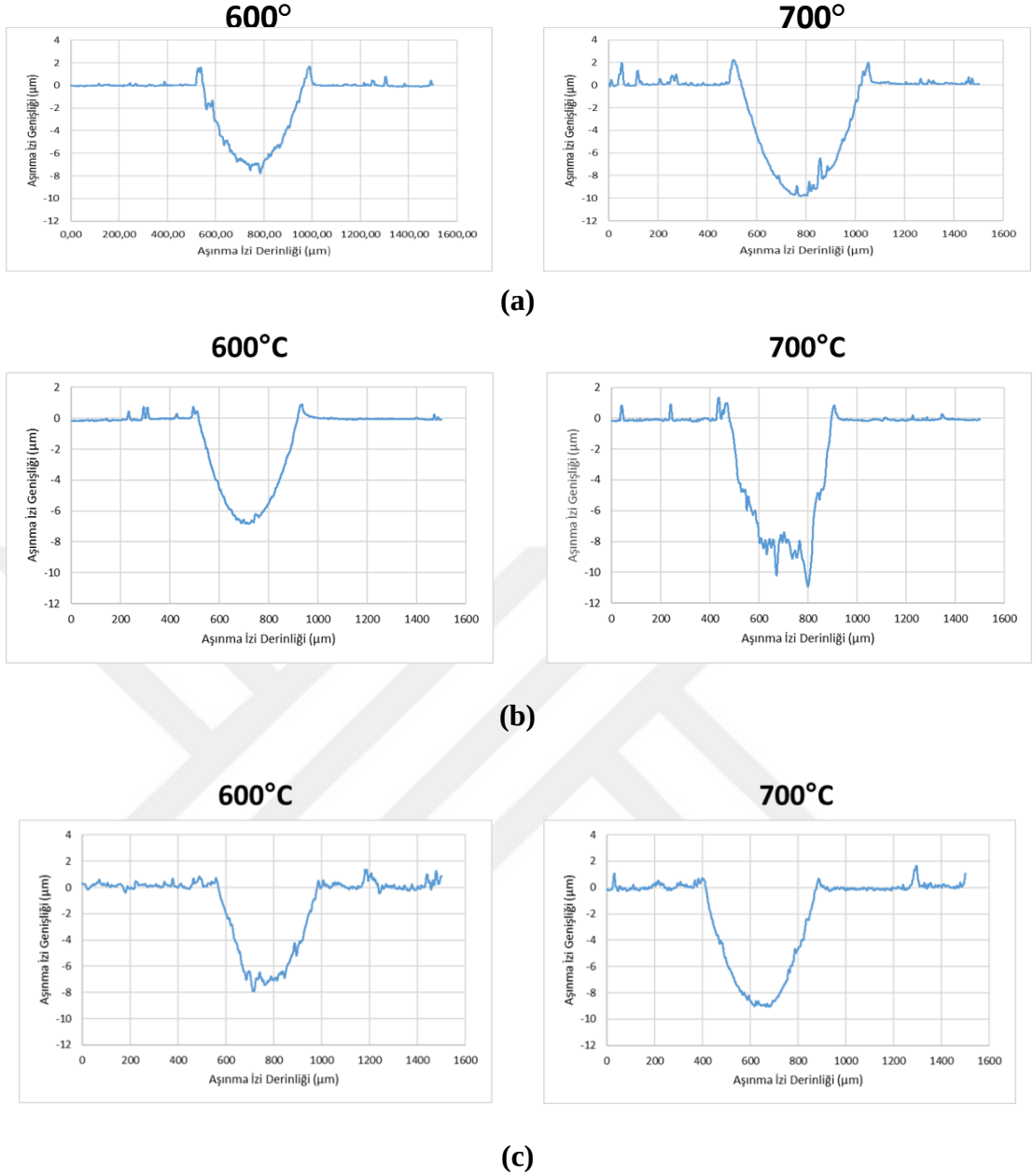


Şekil 5.7 : Nitrürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numunelerinin yüzey mikrosertlik dağılımı.

Bunun nedeni yüksek yük değerlerine çıkılması ile birlikte, yüzey mikrosertlik ölçümünü sağlayan batıcı konik ucun yüzeydeki nitrürlenmiş ince difüzyon tabakasını geçerek ana göbek yapıya ulaşmasıdır. Nitrüleme işleminin sadece yüzeyde gerçekleşen, yüzeyde difüzyon tabakası oluşturup göbek yapısında herhangi bir değişiklik yaratmaması sebebiyle nitrürlenmiş tüm numunelerde yüksek yük değerlerinde sertlik ölçüm sonuçları işlemsiz Inconel 713 LC yapısının değerlerine yakın ve bir süre sonra aynı olur.

5.3 Yüksek Sıcaklık Aşınma Analizi

Nikel esaslı Inconel 713 LC süper alaşımlarının kullanım koşullarında yüksek sıcaklık şartlarında mekanik etkenlere maruz kalması sebebi ile nitrürlenmiş numunelerin yüksek sıcaklık altındaki aşınma davranışlarının analizi yapılmıştır. Akışkan yataklı fırın sistemi ile farklı sıcaklık ve sürelerde nitrürlenmiş Inconel 713 LC numuneleri ile işlemsiz Inconel 713 LC numunesine 600°C ve 700°C sıcaklıklar altında sıcak aşınma testi yapılmıştır. Yapılan aşınma analizi sonrası, numune yüzeylerindeki aşınma etkilerinin analizi için profilometre yardımı ile numunelerin aşınma davranışları incelenmiştir. Nitrürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numunelerinin 600°C ve 700°C'deki aşınma profilleri Şekil 5.8'de verilmiştir.



Şekil 5.8 : (a)İşlemsiz ve (b) 400°C – 6 saat, (c) 375°C – 6 saat nitrürlenmiş Inconel 713 LC numunelerinin 600°C ve 700°C’deki aşınma profilleri.

Numunelerdeki profil izleri yardımı ile yüksek sıcaklık aşınma testi sonrası numune yüzeylerinde oluşmuş aşınma izlerinin derinlik ve genişlik ölçümleri alınmıştır. Çizelge 5.3’ te numune yüzeylerindeki aşınma izlerinin ortalama derinlik ve genişlik ölçüm değerleri gösterilmektedir.

Çizelge 5.3 : Nitrürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numune yüzeylerinin a) 600°C’deki, b) 700°C’deki ortalama aşınma izi derinlik ve genişlik değerleri.

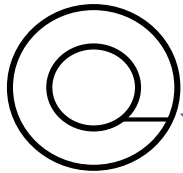
İşlem koşulu	600°C sıcak aşınma	
	genişlik (μm)	derinlik (μm)
In713 LC	422,5±4	7,24±1
400°C- 6 saat	389,75±11	6,38±1
400°C- 7,5 saat	412±7	7,07±1
375°C- 7,5 saat	407,75±3	7,84±1

(a)

İşlem koşulu	700°C sıcak aşınma	
	genişlik (μm)	derinlik (μm)
In713 LC	495,25±4	9,85±0,3
400°C- 6 saat	406,8±3	7,40±0,3
400°C- 7,5 saat	472,75±4	8,75±0,2
375°C- 7,5 saat	469,25±6	9,66±0,5

(b)

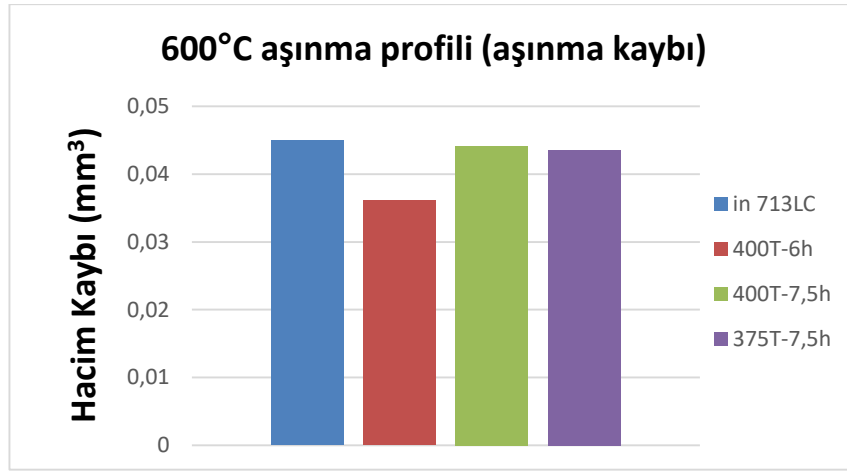
Yüksek sıcaklık aşınma testi sonucu elde edilen aşınma izi derinlikleri ve genişlikleri yardımı ile yüzeyde oluşan aşınma kaybı hacmi hesaplanmıştır:



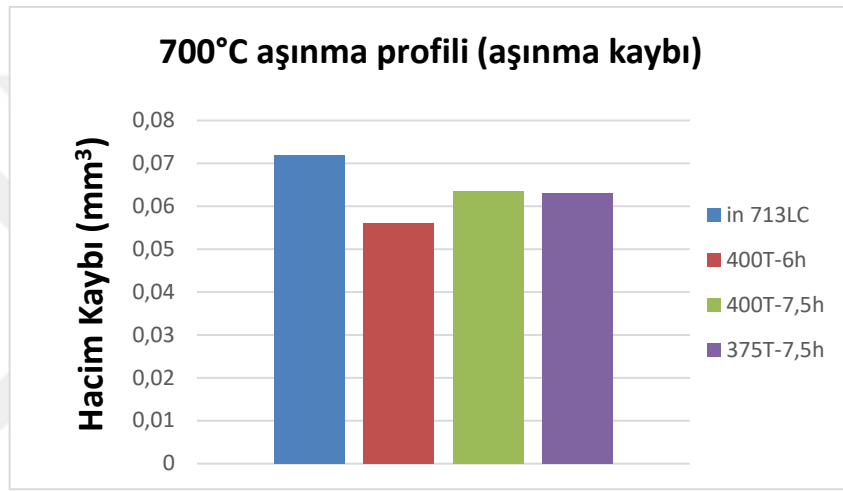
$$\text{Aşınma kaybı hacmi} = \text{Aşınma izi alanı} \cdot \text{aşınma izi çevresi}$$

$$= \text{Aşınma Alanı} \cdot (2 \cdot \pi \cdot r_{\text{aşınma izi yarıçapı}})$$

600°C ve 700°C’de gerçekleştirilen sıcak aşınma analizi sonucu oluşan aşınma kaybı hacmi Şekil 5.9’da verilmiştir.



(a)

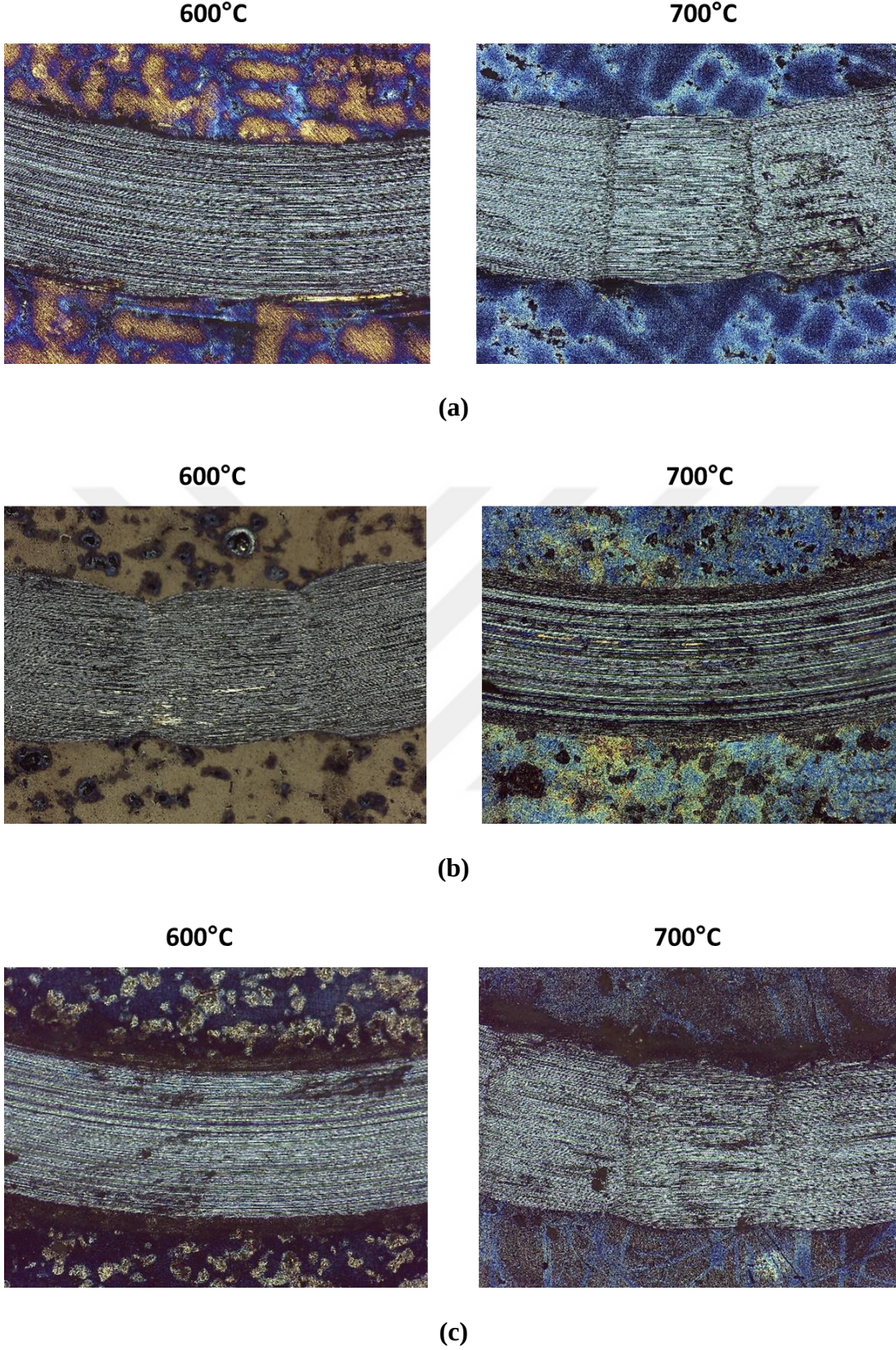


(b)

Şekil 5.9 : Nitrürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numune yüzeylerinin a) 600°C’deki, b) 700°C’deki aşınma kaybı hacmi değerleri.

Yapılan yüksek sıcaklık aşınma analizleri göstermiştir ki, farklı sıcaklık ve sürelerde gerçekleştirilen nitrürleme işlemi numunelerinin aşınma derinliği, genişlik ve hacim kaybı değerleri ile işlemsiz Inconel 713 LC numunesine kıyasla daha düşüktür. Bu sonuçlar, nitrürlenmiş numunelerde, farklı koşullarda gerçekleştirilmiş nitrürleme işlemi sonucu aşınma direncinde artış olduğunu göstermektedir. Aşınma direncindeki bu artış, nitrürleme ile oluşan sert katı eriyik difüzyon tabakası sayesinde gerçekleşmiştir.

Aşınma direncindeki bu artışı sağlayan aşınma mekanizmasının tespiti için farklı koşullarda nitrürlenmiş ve işlemsiz Inconel 713 LC numunelerinin aşınma izlerinin 100x büyütme altında optik mikroskop görüntüleri alınmıştır. Şekil 5.10’da yüksek sıcaklık aşınma analizi sonrası oluşan izlere ait optik mikroskop görüntüleri bulunmaktadır.



Şekil 5.10 : (a)İşlemsiz ve (b) 400°C – 6 saat, (c) 375°C – 6 saat nitrürlenmiş Inconel 713 LC numunelerine ait 600°C ve 700°C aşınma izi optik mikroskop görüntüleri (100x).

Aşınma numunelerine ait izlerin 100x büyütme altında optik mikroskop görüntülerinin incelenmesi sonucu, yüzeydeki aşınma izi bölgelerinde oksitlenmeler gözlemlenmiştir. Bu oksitlenmeler numunelerin aşınma mekanizmalarının oksidatif aşınma olduğunu göstermektedir.





6. GENEL SONUÇLAR

Akışkan yataklı fırın sistemi ile düşük sıcaklık ve farklı sürelerde nitrürlenmiş Inconel 713 LC nikel esaslı süper alaşımlarının nitrürleme işlemi ile sahip oldukları yüzey özellikleri, yüzey mikrosertliği ve yüksek sıcaklık aşınma davranışlarının incelendiği bu çalışmada elde edilen bulgular aşağıda özetlenmiştir:

1. Optik mikroskop ve SEM analizleri ile Inconel 713 LC süper alaşımının 400°C 6 saat, 400°C 7,5 saat ve 375°C 7,5 saat nitrürlenmiş numunelerinin göbek (ana malzeme) yapılarında Inconel 713 LC süper alaşımının kimyasal kompozisyonu kaynaklı; metal karbür, östenitik yapıdaki gamma- gamma prime ve ötektoid reaksiyon ürünlerinden fazlar gözlemlenmiştir.
2. Yapılan SEM analizi ile değişen nitrürleme koşullarına bağlı olarak nitrürleme esnasında yüzeye azotun difüzyonu ile oluşmuş nitrürlenmiş tabaka, 3-4 µm kalınlık değeri ile en kalın tabaka olarak 400°C 7,5 saat nitrürleme koşulan sahip olan numunede gözlemlenmiştir.
3. Nitrürlenmiş numunelerin kesit yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri ile uygulanan nitrürleme işleminin sadece yüzeyde oluşturduğu difüzyon bölgesi ile sınırlı kaldığı ve göbek yapısını değiştirmeyerek koruduğu gözlemlenmiştir.
4. İşlemsiz Inconel 713 LC numunesine yapılan XRD sonucunda yapıdaki ana matrisi oluşturan gamma ve gamma prime fazlarının (111), (200), (220) ve (311) düzlemlerinde olduğu belirlenmiştir. Nitrürleme işlemi sonrası, azot atomlarının arayer boşluklarına girerek latisi genişletmesi ile gamma ve gamma prime ait bu piklerde işlemsiz numune piklerine kıyasla genişleme ötelenme görülmüştür.
5. Yapılan yüzey mikrosertlik ölçümleri sonucu 250 mN yük altında, nitrürlenmiş numuneler arasında en yüksek ortalama yüzey mikrosertlik değeri 788.4 HV ile 400°C 7,5 saat nitrürleme koşuluna sahip Inconel713 LC numunesinde elde edilmiştir.

6. 600°C ve 700°C sıcaklıklarda gerçekleştirilen yüksek sıcaklık aşınma analizi sonuçları ile nitrürlenmiş numunelerde, işlemsiz Inconel 713 LC numunesine kıyasla aşınma direncinde artış meydana gelmiştir. Bu artış en çok 400°C’de 6 saat nitrüleme koşuluna sahip numunede gözlemlenmiştir. 600°C’deki aşınma analizinde %19.7 ve 700°C’deki aşınma analizinde %22.25 daha az aşınma kaybı göstermiştir.
7. Gerçekleştirilecek düşük sıcaklık nitrasyon işlemi ile Inconel 713 LC süper alaşımının göbek yapısının özelliklerini değiştirmeden koruyarak, yüzeyde sertlik ve aşınma direnci artışı elde edilebilmektedir. Mekanik özelliklerdeki bu iyileşmeler, 600°C ve 700°C sıcaklıklarda hala korunabilmektedir.



KAYNAKLAR

- [1] **Donachie, M. J., & Donachie, S. J.** (2002). Superalloys: a technical guide. ASM international.
- [2] **Sims, C.T., Hagel, W.C.,** The Superalloys Wiley, New York p 25 (1972)
- [3] **Campbell Jr, F. C.** (2011). Manufacturing technology for aerospace structural materials. Elsevier, Chapter 6.
- [4] **Sims, T.C., Stoloff, S.N. ve Hagel, C.W.,** (1987). Superalloys II, John Wiley&Sons.
- [5] **Özgün, Ö., Gülsoy, H. Ö., Yılmaz, R., & Fındık, F.** Toz Enjeksiyon Kalıplama Metoduyla Üretilen In718 Süperalaşımının Mekanik Özellikleri
- [6] **Campbell, F.C.,** (2006). Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials, Elsevier
- [7] **Tien, K. J. & Caulfield, T.** (1989). Superalloys, Supercomposites, and Superceramics. San Diego, USA.
- [8] **Metals Handbook Volume 8,** (2004). Metallography and Microstructures of Heat Resisting Alloys. ASM International, USA.
- [9] **Davis, J.R.,** (1997). Heat Resistant Materials. ASM Specialty Handbook, ASM International, 221-254.
- [10] **Metals Handbook, Ninth Edition,** (1983). ASM (American Society for Metals), Metals Park, Ohio, 10: 761.
- [11] **Pollock, T., Arbor, A. & Tin, S.** (2006). Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties. Journal of Propulsion and Power, 22(2), pp. 361-374.
- [12] **Ezugwu, E. O., Bonney, J., Yamane, Y.,** “An overview of the machinability of aeroengine alloys”, Journal of Materials Processing Technology, 134, 233-253 (2003).
- [13] **Madeleine D., Madeliene C.,** The Microstructure of Superalloys. CRC press, pp. 5-34. (2000).
- [14] **Laughlin, E. D. & Hon, K.** (2014). Physical Metallurgy. Elsevier B.V., (3)1, pp. 2216-2224.
- [15] **Belan, J.** (2015). High frequency fatigue test of IN 718 alloy–microstructure and fractography evaluation. *Metalurgija*, 54(1), 59-62.
- [16] **Reed, R. C.** (2006). The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge, UK: Cambridge UP.
- [17] **Url -1** <<http://www.wikiwand.com/en/Superalloy>>, alındığı tarih: 01.05.2017
- [18] **The Superalloys: Materials Today**, 10.3, p. 57, (2007).

- [19] **Zlá, S.**, Smetana, B., Žaludová, M., Dobrovská, J., Vodárek, V., Konečná, K., ... & Francová, H. (2012). Determination of thermophysical properties of high temperature alloy IN713 LC by thermal analysis. *Journal of thermal analysis and calorimetry*, 110(1), 211-219.
- [20] **Chamanfar, A.**, Jahazi, M., Bonakdar, A., Morin, E., & Firoozrai, A. (2015). Cracking in fusion zone and heat affected zone of electron beam welded Inconel-713 LC gas turbine blades. *Materials Science and Engineering: A*, 642, 230-240.
- [21] **Pye, D.**, (2003). Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing, ASM International, USA
- [22] **Jung, K. S.** (2011). Nitriding of iron-based ternary alloys: Fe-Cr-Ti and Fe-Cr-Al.
- [23] **ASM Handbook**, 1991. Heat Treating, Volume 4, ASM International, Ohio.
- [24] **DIN 17022-4**, Heat treatment of ferrous materials Part 4: Nitriding and nitrocarburizing, Beuth Verlag GmbH, pp.4-10, 1998.
- [25] **Winter, K.**, Phase controlled gaseous nitriding and nitrocarburizing, Process Electronic GmbH, pp.2-8, Heiningen-Germany, 2007.
- [26] **Steel Heat Treatment Handbook**, 1997. (Eds.) Totten, G.E. and Howes, M.A.H., Marcel Dekker Inc., New York.
- [27] **Prabhudev, K.H.**, 2000. *Handbook of Heat Treatment of Steels*, Tata-McGraw Hill Publishing Co. Ltd., New Delhi.
- [28] **Totten, G. E.**, (2006). Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies 2nd edition, *Taylor and Francis Group*. Portland, USA
- [29] **Türk, A.**, Ok, O., & Bindal, C. (2005). Structural characterization of fluidized bed nitrided steels. *Vacuum*, 80(4), 332-342.
- [30] **Gupta, C. K.**, **Sathiyamoorthy, D.**, (1999). Fluidized Bed Technology in Materials Processing, *CRC Press LLC*, USA.
- [31] **Reynoldson, R.W.**, 1993. Theory and Practice, Heat Treatment in Fluidized Bed Furnaces, ASM International, Ohio.
- [32] **Tracana, R.B.**, Pereira, M.L., Abreu, A.M., Sousa, J.P. and Carvalho, G.S., 1995. Stainless steel corrosion products cause alterations on mouse spleen cellular populations, *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, 6, 56-61.
- [33] **Özdemir, U.**, **Erten, M.**, (2003). Plazma (İyon) Nitrürleme Yöntemi ve Malzeme Özellikleri Üzerindeki Etkisi, *Havacılık ve Uzay Teknolojileri Dergisi* 2, 41-48.
- [34] **Leroy, C.**, Czerwicz, T., Gabet, C., Belmonte, T., & Michel, H. (2001). Plasma assisted nitriding of Inconel 690. *Surface and Coatings Technology*, 142, 241-247
- [35] **Dahm, K. L.**, Short, K. T., & Collins, G. A. (2007). Characterisation of nitrogen-bearing surface layers on Ni-base superalloys. *Wear*, 263(1), 625-628.].

- [36] **Chollet, S.**, Pichon, L., Cormier, J., Dubois, J. B., Villechaise, P., Drouet, M., ... & Templier, C. (2013). Plasma assisted nitriding of Ni-based superalloys with various microstructures. *Surface and Coatings Technology*, 235, 318-325.
- [37] **Oliveira, M. M.**, Couto, A. A., Baldan, R., Reis, D. A. P., Vatauvuk, J., Vendramim, J. C., ... & Reis, A. G. (2017). High Temperature Mechanical Behavior of Plasma-Nitrided Inconel 625 Superalloy. In *Properties and Characterization of Modern Materials* (pp. 167-177). Springer Singapore.].
- [38] **Bhambri, A. K.**, Kattamis, T. Z., & Morral, J. E. (1975). *Cast microstructure of Inconel 713C and its dependence on solidification variables*. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 6(4), 523-537.
- [39] **Lantelme, F.**, Groult, H., & Mosqueda, H. (2013). 6 Salt Bath Thermal Treating. *Molten Salts Chemistry: From Lab to Applications*, 101.
- [40] **Sarkar, A.**, Mukherjee, P., Barat, P., Jayakumar, T., Mahadevan, S., & Rai, S. K. (2008). Lattice misfit measurement in Inconel 625 by X-ray diffraction technique. *International Journal of Modern Physics B*, 22(23), 3977-3985.



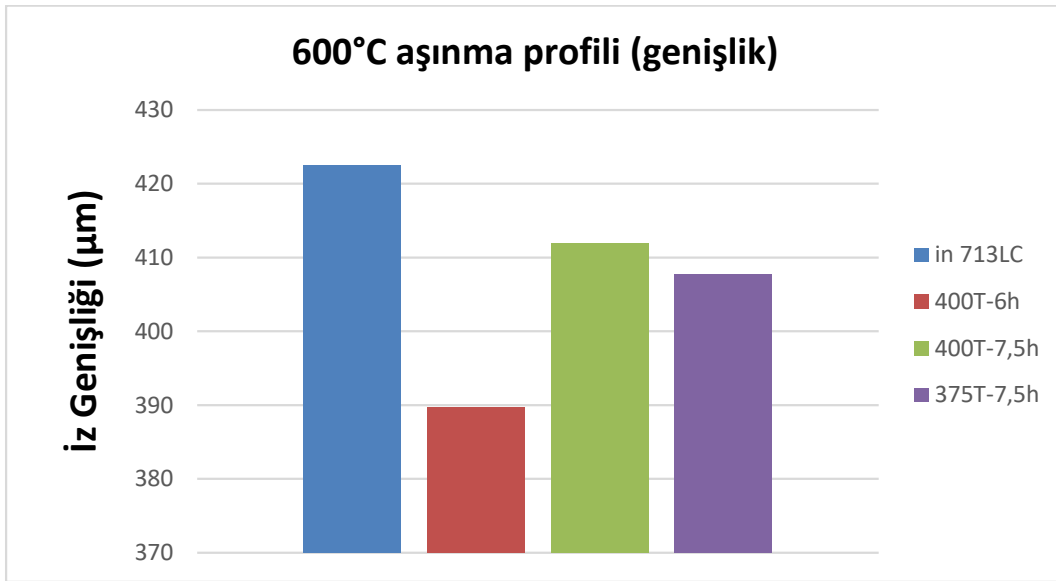
EKLER

EK A: 600°C ve 700°C’de sıcak aşınma testi uygulanmış numunelere ait aşınma izi profilleri

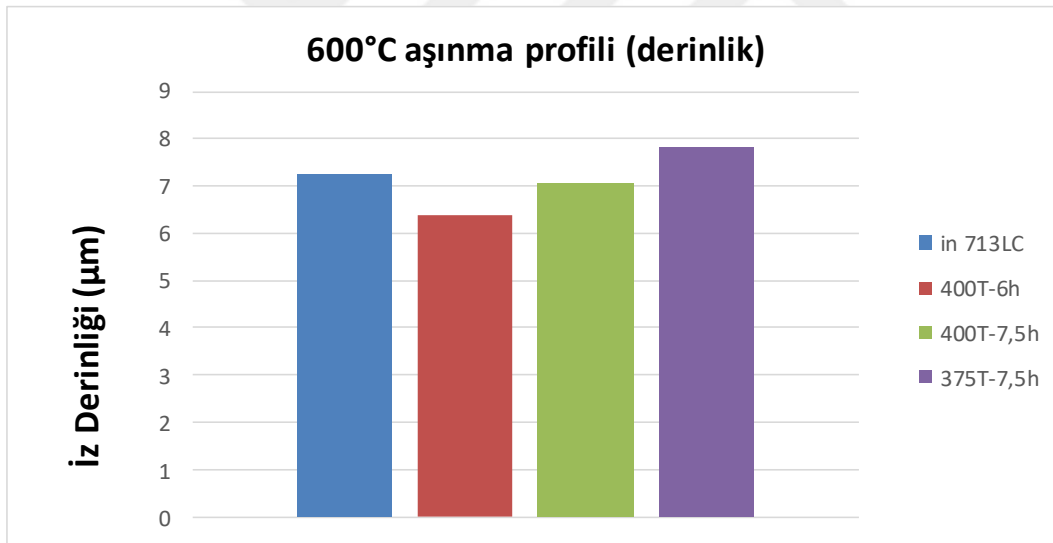
EK B: Nitr rl nmiş numunelere ait yüzey makro görüntüleri



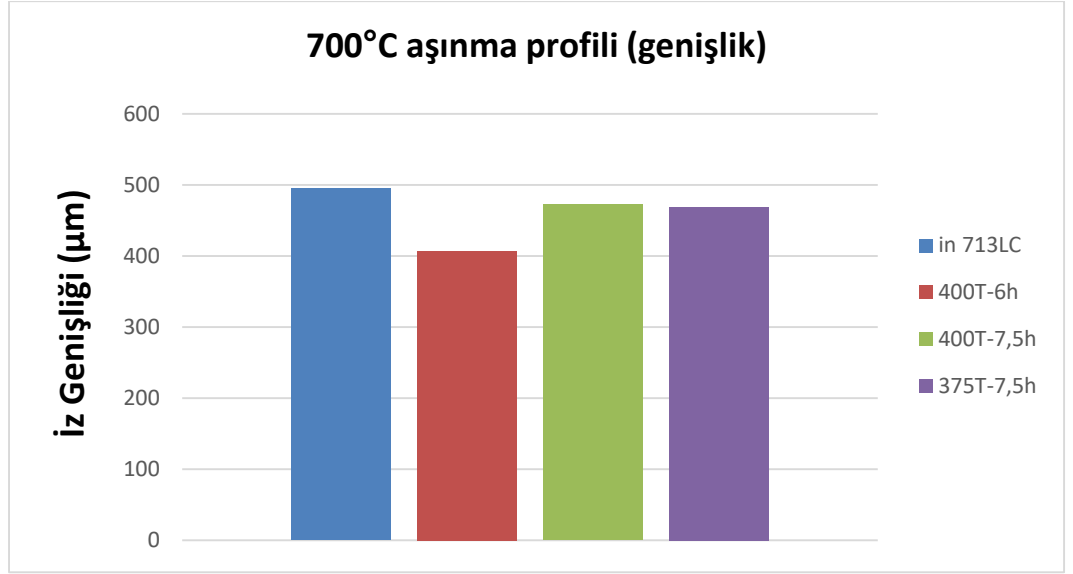
EK A



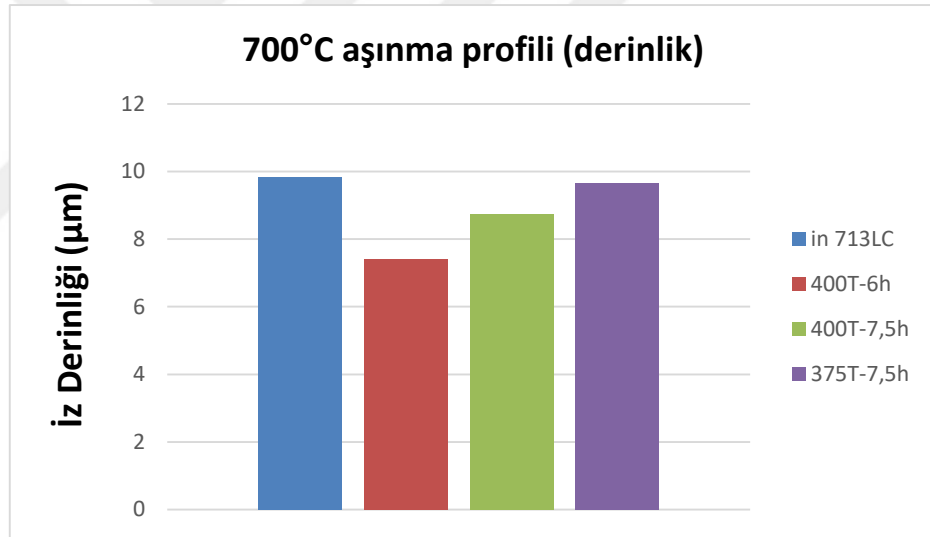
Şekil A.1 : 600°C sıcak aşınma testi sonucu numunelerdeki aşınma iz genişlikler.



Şekil A.2 : 600°C sıcak aşınma testi sonucu numunelerdeki aşınma izi derinlikleri.



Şekil A.3 : 700°C sıcak aşınma testi sonucu numunelerdeki aşınma izi genişlikleri.



Şekil A.4 : 700°C sıcak aşınma testi sonucu numunelerdeki aşınma izi derinlikleri.

EK B



(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil B.1: a) Nitrülenmemiş Inconel 713 LC, (b) 400°C – 6 saat (c) 375°C – 7,5 saat (d) 400°C – 7,5 saat nitrülenmiş Inconel 713 LC numunelerin yüzeyleri.

ÖZGEÇMİŞ



Ad Soyad: Mine Yücel

Doğum Yeri ve Tarihi: Eskişehir, 02.02.1992

Adres: Mecidiyeköy /İstanbul

Lisans: İstanbul Teknik Üniversitesi / Metalürji ve Malzeme
Mühendisliği