

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**INCONEL 718 ALAŞIMININ KATI PARTİKÜL EROZYON
DAVRANIŞININ İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Berk BİRCAN

506121427

Metarluji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU

MAYIS 2014

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506121427 numaralı Yüksek LisansÖğrencisi **BerkBİRCAN**, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “**İNCONEL 718 ALAŞIMININ KATI PARTİKÜL EROZYON DAVRANIŞININ İNCELENMESİ**” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

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

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

Doç. Dr. Erdem ATAR
Gebze Yüksek TeknolojiEnstitüsü

Teslim Tarihi: **5 Mayıs 2014**
Savunma Tarihi: **29 Mayıs 2014**

ÖNSÖZ

Yüksek Lisans Tez çalışmalarım boyunca her türlü destek ve yardımlarını esirgemeyen, değerli görüş ve önerileri ile çalışmalarına yön veren Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU ve Yrd. Doç. Dr. Sinan FİDAN'a teşekkürlerimi sunarım. İstanbul Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında gerçekleştiren karakterizasyon analizleri sırasında vermiş olduğu destekten dolayı Araş. Gör. Faiz MUHAFFEL, Araş. Gör. Onur TAZEGÜL, Araş. Gör. Yakup YÜREKTÜRK ve Araş. Gör. Emre TEKOĞLU ile laboratuvar kullanımına olanak sağlayan Prof. Dr. Lütfi ÖVEÇOĞLU'na teşekkürü bir borç bilirim.

Kocaeli Üniversitesi Sivil Havacılık ve Meslek Yüksek Okulu'nda gerçekleşen katı partikül erozyon deneyinin kullanılmasına izin veren okul yönetimine ve deneyler sırasında desteklerinden ötürü Yrd. Doç. Dr. Sinan FİDAN'a birkez daha teşekkürlerimi sunarım.

Bugünlere gelmemde büyük emeği olan maddi ve manevi desteğini esirgemeyen, karşılaştığım zorluklarla yılmadan mücadele etmemi ve ayakta kalmamı sağlayan, annem Aysun BİRCAN ve babam Ahmet BİRCAN'a, her işe benimle birlikte koşuşturup hep desteğini hissettiren müstakbel eşim Şeyda Şadan YİĞİT'e ve bana inanan ailemin diğer bireylerine teşekkür ederim.

Mayıs 2014

Berk BİRCAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisi

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	v
İÇİNDEKİLER.....	vii
KISALTMALAR.....	ix
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xi
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	xiii
ÖZET.....	xv
SUMMARY.....	xvii
1.GİRİŞ	1
2.SÜPERALAŞIMLAR	3
2.1 Süperalaşımların Tarihsel Gelişim Süreci	5
2.2 Süperalaşımların Üretim Karakteristikleri.....	7
2.2.1 Döküm ve dövülmüşler.....	7
2.2.2 İşlenmiş ürünler	7
2.2.3 Toz metalurjisi	8
2.2.4 Yeni yaklaşımlar.....	8
2.3 Süperalaşımların Sınıflandırılması	9
2.3.1 Nikel esaslı süperalaşımlar	11
2.3.1.1 Inconel 718.....	23
2.3.2 Demir esaslı süperalaşımlar	27
2.3.3 Kobalt esaslı süperalaşımlar.....	28
2.4 Süper Alaşımların Uygulama Alanları	30
3.KATI PARTİKÜL EROZYONU	33
3.1 Sünek Malzemelerin Katı Partikül Erozyonu	33
3.2 Gevrek Malzemelerin Katı Partikül Erozyonu.....	36
3.3 Oda Sıcaklığında Katı Partikül Erozyonu ve Etki Eden Parametreler	37
3.4 Yüksek Sıcaklıkta Katı Partikül Erozyonu ve Etki Eden Parametreler.....	40
4.DENEYSEL ÇALIŞMALAR	49
4.1 Deney Numuneleri	49
4.2 Katı Partikül Erozyonu Deney Düzenegi ve Uygulaması	51
4.3 Deney Sonrası Karakterizasyon Çalışmaları	53
5.DENEY SONUÇLARI.....	55
5.1 Erozyon Deney Sonuçları	55
5.2 Erozyon Deneyi Sonrası Karakterizasyon Analizi	58
6.GENEL SONUÇLAR	65
KAYNAKLAR.....	67
ÖZGEÇMİŞ	71

KISALTMALAR

KPE	: Katı Partikül Erozyonu
SEM	:Taramalı Elektron Mikroskobu
EDS	:Enerji Dispersif Spektrometresi
INCO	:Uluslararası Nikel Şirketi
BCT	:Hacim Merkezli Tetragonal
TCP	:Topolojik Sıkı Paket
PTT	: Faz Zaman Dönüşüm Diyagramı
KYM	: Kübik Yüzey Merkezli
SPH	: Sıkı Paket Hekzagonal
CPH	: Kapalı Paket Hekzagonal
AMS	: Uzay Malzemeleri Şartnamesi
SPE	: Katı Partikül Erozyonu

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 :Süperalaşımların sınıflandırılması	9
Çizelge 2.2 :Süperalaşımların üzerinde elementlerin etkisi.....	10
Çizelge 2.3:Inconel 718 alaşımlarının element dağılımı.	23
Çizelge 2.4:Inconel 718 alaşımlarının mekanik özellikleri	24
Çizelge 4.1 :Çubuk Inconel 718 alaşımlarının mekanik özellikleri	49
Çizelge 4.2 :Deney parametreleri.....	52
Çizelge 5.1:Orjinal numunelerin erozyon oranları.....	55
Çizelge 5.2 :Nitrürlenmiş numunelerin erozyon oranları	57
Çizelge 5.3 :Oda sıcaklığında 45 ⁰ açıda erozyona uğrayan numunelerin EDS analiz sonuçları.	62
Çizelge 5.4 :Oda sıcaklığında 30 ⁰ ve 45 ⁰ açıda erozyona uğrayan nitrürlenmiş numunelerin EDS analiz sonuçları	62
Çizelge 5.5 :Oda sıcaklığında ve 600 ⁰ sıcaklıkta 45 ⁰ açıda erozyona uğrayan nitrürlenmiş numunelerin EDS analiz sonuçları.....	63

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Süperalaşımların 60 yıllık periyotta yüksek sıcaklık kapasitesinde meydana gelen artış.	5
Şekil 2.2: Süperalaşımların tane yapısı.....	6
Şekil 2.3 : Tek kristalli bir nikel esaslı süperalaşımın mikroyapısı.	9
Şekil 2.4 :Periyodik tablo üzerinde elementlerin süperalaşımlardaki işlevleri.....	11
Şekil 2.5 :Nikel-alüminyum faz diyagramı.....	13
Şekil 2.6 :Krom içerikli nikel esaslı süperalaşımlar ve mikroyapı değerlendirmesi..	17
Şekil 2.7 : Değişik süperalaşım sınıflarının kopma dayanımları	18
Şekil 2.8 :Nikel- krom-alüminyum sisteminde nikelce zengin kısmının izotermal kesiti.....	19
Şekil 2.9 :Nikel-krom-titanyum sisteminde nikelce zengin kısmının izotermal kesiti.	20
Şekil 2.10 :Tek kristalli türbin pervane kanadının lazer kaynağı ile onarımı.	21
Şekil 2.11 : Gaz türbin pervane kanatçıkları.....	21
Şekil 2.12 : Inconel 718 içersindeki farklı fazların PTT diyagramı.....	26
Şekil 2.13 : Bilgisayarla simule edilmiş bir uçak motoru ve önemli bölümleri	31
Şekil 3.1 : Gevrek ve Sünük malzemelerde çarpma açısı erozyon oranı ilişkisi.	34
Şekil 3.2 : Tipik krater şekilleri.....	35
Şekil 3.3 : Sünük ve gevrek malzemelerde çarpma açısının erozyon oranına etkisi..	38
Şekil 3.4 : Dik açıda farklı çarpma hızlarında çeliklerin erozyon oranı değişimi.	39
Şekil 3.5 :Küresel ve köşeli partiküllerde çarpma açısının erozyon oranına etkisi. ...	39
Şekil 3.6 : Aşındırıcı partiküllerin akma oranının 1018 çeliğinin erozyon oranına etkisi.....	40
Şekil 3.7 :Test sıcaklığına bağlı olarak çeşitli çeliklerin erozyon oranı değişimi.....	41
Şekil 3.8 : İki farklı çarpma açısında(30^0 ve 90^0) bazı saf metaller(Ta, W, Pb) ve alaşımların(Ti-6Al-4V, 2024 Al, 410SS) erozyon oranında test sıcaklığının etkisi.....	41
Şekil 3.9 : Çeşitli test sıcaklıklarında farklı alaşımların çarpma açısına bağlı olarak erozyon değişimi.	42
Şekil 3.10 : Çarpma açısının ve test sıcaklığının 304 SS, 410 SS ve 316 SS erozyon davranışına etkisi.	43
Şekil 3.11 :Çarpma hızı ve çarpma açısına bağlı olarak 850 0C’de 9Cr-1Mo çeliğinin kalınlık kaybı değişimi.....	43
Şekil 3.12 :İki farklı çarpma hızı için farklı açılarda ve test sıcaklığında kobalt erozyon oranındaki değişim.	44
Şekil 3.13 :Çarpma hızı ve sıcaklığı bağlı olarak hız kuvvetinin değişimi.	44
Şekil 3.14 : Üç farklı test sıcaklığında INCO 600 alaşımının erozyon oranının aşındırıcı partikül boyutuna bağlı olarak değişimi.	45
Şekil 3.15 :Partikül boyutunun bir fonksiyonu olarak 304 SS malzemesinin erozyon oranındaki değişim.	45

Şekil 3.16 : Köşeli SiC partikülleri ile yuvarlak Al ₂ O ₃ partiküllerin aşındırıcı olarak 9 Cr-1Mo erozyon oranına etkisinin kıyaslaması.	46
Şekil 3.17 : İki farklı akma oranında test sıcaklığına bağlı olarak 430 SS ve 304 SS alaşımının erozyon oranındaki değişim.	47
Şekil 3.18 : Çeşitli çeliklerde krom içeriğinin erozyon oranı ve metal kalınlık kaybına etkisi.	47
Şekil 3.19 : Bazı metal ve alaşımların 600 ⁰ C ve 780 ⁰ C’de erozyon davranışları.....	48
Şekil 4.1 : Akışkan yatak fırın sistemi şematik görünüşü.	50
Şekil 4.2 : Katı partikül erozyon deney düzeneğinin şematik gösterimi.....	51
Şekil 4.3 : Erozyon deney düzeneği.	52
Şekil 5.1 : Orijinal malzemede erozyon oranının sıcaklığa bağlı değişimi.....	56
Şekil 5.2 : Nitrürlenmiş numunelerde erozyon oranının sıcaklığa bağlı değişimi.	57
Şekil 5.3 : Orijinal ve nitrürlenmiş numunelerin erozyon oranların kıyaslaması.....	58
Şekil 5.4 : Oda sıcaklığında 45 ⁰ açıda erozyona uğrayan (a) nitrürlenmiş ve (b) orijinal numunelerin optik mikroskop ile alınmış kesit görüntüleri.	59
Şekil 5.5 : Oda sıcaklığında (a) 30 ⁰ ve (b) 45 ⁰ açıda erozyona uğrayan nitrürlenmiş numunelerin optik mikroskop ile alınmış kesit görüntüleri.	59
Şekil 5.6 : 45 ⁰ açıda (a) oda sıcaklığında ve (b) 600 ⁰ C erozyona uğrayan nitrürlenmiş numunelerin optik mikroskop ile alınmış kesit görüntüleri.	60
Şekil 5.7 : 30 ⁰ açıda (a) oda sıcaklığı ve (b) 600 ⁰ C sıcaklıkta erozyona uğrayan nitrürlenmiş numunelerin optik mikroskop ile alınmış kesit görüntüleri.	60
Şekil 5.8 : Oda sıcaklığında 45 ⁰ açıda erozyona uğrayan (a) nitrürlenmiş ve (b) orijinal numunelerin SEM ile alınmış yüzey görüntüleri(x1000).....	61
Şekil 5.9 : Oda sıcaklığında (a) 30 ⁰ ve (b) 45 ⁰ açıda erozyona uğrayan nitrürlenmiş numunelerin SEM ile alınmış yüzey görüntüleri(x2000).....	61
Şekil 5.10 : 600 ⁰ C 45 ⁰ açıda orijinal numunenin alüminyum haritası (x2000).....	63
Şekil 5.11 : 600 ⁰ C sıcaklıkta 30 ⁰ açıda nitrürlenmiş numunenin alüminyum haritası (x2000).	64
Şekil 5.12 : Yükleme-Boşaltma eğrisi.	64

INCONEL 718 ALAŞIMININ KATI PARTİKÜL EROZYON DAVRANIŞININ İNCELENMESİ

ÖZET

Teknolojik gelişmelerle paralel olarak elde edilen süperalaşımlar birçok saf metal ve alaşıma göre üstün özelliklere sahiptirler ve bu özellikleri sayesinde stratejik açıdan önem arz eden alanlarda kullanılmaktadır. Bir süperalaşım olan Inconel 718 alaşımı da sahip olduğu üstün yüksek sıcaklık özellikleri sayesinde özellikle havacılık ve uzay endüstrisinde uygulama alanına sahiptir.

Bu çalışmada Inconel 718 alaşımının katı partikül erozyonu sonrası davranışlarının incelenmesi amaçlanmıştır. Bu doğrultuda orjinal ve nitrasyon ile sertleştirilmiş numuneler özel olarak tasarlanmış erozif aşınma test düzeneğinde farklı partikül çarpma açıları(30^0 , 45^0 , 60^0 , 90^0) ve farklı sıcaklıklarda(20^0C , 400^0C , 600^0C) aşındırıcı partikül(alümina) ile erozyona uğratılmıştır. Deney parametrelerine bağlı olarak Inconel 718 alaşımı numunelerin erozyon oranları hesaplanmıştır. Sıcaklık ve nitrürlemeden bağımsız olarak maksimum erozyon oranı 45^0 açıda gözlemlenmiştir. Öte yandan orijinal numunelerde sıcaklığın 400^0C 'ye artmasına bağlı olarak erozyon oranı dar açılarda artarken, dik açılarda kayda değer seviyede bir değişim gözlemlenmemiştir. Ancak sıcaklığın daha da artmasıyla sertlik düşmüş ve buna bağlı olarak erozyon oranı da düşürmüştür. Nitrasyon ile sertleştirilmiş numunelerde ise erozyon oranı tüm deney parametreleri için orijinal numunelerden daha yüksek gelmiştir. Nitrürlenmiş numunelerde sıcaklığın artmasıyla erozyon oranı süneklik artışı ve sertlik düşüşüne bağlı olarak 45^0 , 60^0 , 90^0 için artarken 30^0 için erozyon oranının da düşüş meydana gelmiştir.

Katı partikül erozyon deneyleri sonrası elde edilen ağırlık kayıpları ile oluşturulan, erozyon oranının sıcaklık, açı ve nitrürleme ile ilişkisini açıklayan grafiklerin daha detaylı bir şekilde yorumlanabilmesi adına bir dizi karakterizasyon analizi yapılmıştır. Bu doğrultuda taramalı elektron mikroskobu ile aşınan numunelerin yüzey morfolojileri incelenmiştir. Akabinde optik mikroskop ile farklı büyütme oranlarında kesiti alınan numunelerde aşındırıcı partiküllerin oluşturduğu çukurlar gözlemlenmiştir. EDS analizi ile element pikleri elde edilerek numunelerin içindeki elementlerin yüzdeleri ortaya koyulmuştur. Haritalama yapılarak yüzeyde mevcut alüminyum ve oksijen dağılımı incelenmiş ve böylelikle aşındırıcı partiküllerin numune üzerinde dağılımı gözlemlenmiştir. Orijinal ve nitrürlenmiş numuneler üzerinde indentasyon çalışması yapılarak nitrasyonun elastik-plastik deformasyon oranına etkisi gözlemlenmiştir.

SOLID PARTICLE EROSION BEHAVIOUR OF INCONEL 718 ALLOY

SUMMARY

Superalloys have lots of superior properties in comparison with pure metals and alloys due to technological improvements. According to the properties they have, superalloys are used on fields which are critical importance. Superalloys are widely used in aerospace and aircraft industrial applications where high temperature strength and/or corrosion resistance are required. These applications include turbine motor engine, turbine blades and turbine disks and other parts. They are required to exhibit combinations of high strength, good fatigue and creep resistance, good corrosion resistance and the ability to operate at elevated temperatures for extended periods of time. Superalloys is a group of alloys usually based on group VIIA elements and designed for high temperatures where relatively severe mechanical stressing is encountered and where high surface stability is frequently required. In any system where high resistance to under static, fatigue and creep conditions are required, the superalloys are appropriate material group to choice for high temperature applications. The first superalloys are modification of austenitic stainless steels. In 1980s, by developing technology to make alloys for superalloys, some elements have gained excellent mechanical properties, which desired for high temperatures application, to superalloys. Therefore, when the subject is high temperature applications, superalloys are more preferred then other commercial metallurgical materials. However, as high temperature materials are relatively expensive, the superalloys should be employed only after consideration of others that are available. When weight-saving is important, titanium alloys can be preferred instead of superalloys, but their poor oxidation resistance restricts their application to below about 700 °C.

Nickel based superalloys are the most complex type of superalloys and are used in the hottest parts of aircraft engines, covering over 50% of the engine weight. For lower temperature applications solid solution hardened nickel based superalloys or for higher temperature applications precipitation hardened nickel based superalloys are preferred. Chromium and aluminum are important in providing oxidation resistance by forming the chromium or aluminum oxide films on the surface of superalloy. The nickel base superalloys are applied in several and complexest engineering systems, however there are few data about the erosive behaviour of these superalloys regarding the impact of solid particles in a gaseous flow. The solid particle erosion is a complex phenomenon and it is characterized by the deformation and material removal during the impact of the particles generating high temperatures.

Nickel-based superalloys typically constitute 40–50% of the total weight of an aircraft engine and are used most extensively in the combustor and turbine sections of the engine where elevated temperatures are maintained during operation. Creep resistant turbine blades and vanes are typically fabricated by complex investment casting procedures that are essential for introduction of elaborate cooling schemes and for control of grain structure. Such components may contain equiaxed grains or

columnar grains, or may be cast as single crystals, completely eliminating all high angle grain boundaries. Because grain boundaries are sites for damage accumulation at high temperatures, the blades in the early stages of the turbine are typically single crystals, whereas the blades in the later (cooler) stages of the turbine are fabricated from equiaxed alloys. Turbine disks are fabricated via wrought processing approaches that either use cast ingots or consolidated superalloy powder performs. Exceptional combinations of strength, toughness, and crack-growth resistance can be achieved in these materials by close control of microstructure through the multiple stages of wrought processing.

When aircraft operate in harsh environments where hard particulate matter is entrained by the air flow into the operating engine, severe wear of exposed components may occur through material removal by solid particle erosion (SPE). This type of damage is most prominent in the first stage of the aircraft engine, where the compressor blades can be eroded to such an extent that aerodynamic performance and even structural integrity are compromised. Consequently, much work has been done in academia and industry in order to understand the material loss mechanisms present in SPE and to develop protective approaches that will increase component lifetimes. One such technology is the use of hard protective coatings to impede the erosion of the predominantly metallic engine components.

Engineering materials are exposed to lots of harmful factors under working conditions. Erosive wear can occur a damage on material when solid particles impact on material with high velocity on dusty working conditions. First studies on erosive wear started on the beginning of 1950 and lots of study have been done on the field since that day.

Age-hardenable Inconel 718 combines high-temperature strength up to 650°C with corrosion resistance and excellent fabricability. Its welding characteristics, especially its resistance to postweld cracking, are outstanding. With these properties, Inconel 718 is used for part for aircraft turbine engines, cryogenic tankage and components for oil and gas extraction and nuclear engineering. Inconel 718; is an iron-nickel based superalloy that contains a significant amount of iron, nickel and niobium. Due to high content of niobium, it can be strengthened by precipitation mechanism. Inconel 718 is hardened by the precipitation of secondary phases (e.g. gamma prime and gamma double-prime) into the metal matrix. The precipitation of these nickel-(aluminum, titanium, niobium) phases is induced by heat treating in the temperature range of 600 to 800°C. For this metallurgical reaction to properly take place, the aging constituents (aluminum, titanium, niobium) must be in solution (dissolved in the matrix); if they are precipitated as some other phase or are combined in some other form, they will not precipitate correctly and the full strength of the alloy will not be realized. To perform this function, the material must first be solution heat treated. Inconel 718 alloy is used especially aggressive and hot environments. It can be used in gas turbines, rocket engines, aircraft engines, nuclear reactors and process equipments.

As the surface hardening technique, nitriding is the most attractive process for several ferrous and nonferrous alloys. Conventionally nitriding process is mostly performed at relatively high temperatures resulting in tempering effect and/or change in the microstructure via producing non-desirable equilibrium phases. Nitriding of nickel based superalloys has received much less attention as compared with ferrous materials and stainless steels, probably due to the fact that such alloys are well known to be extremely difficult to nitride. Only a few studies have been reported on

plasma nitriding of Ni-based super alloys. Nitriding processes was performed in a fluidized bed furnace containing Al_2O_3 particles as the gas and heat carrier in a atmosphere of 60% ammonia and 40% nitrogen gas mixture at 400°C temperatures for 10 h. Nitriding temperature of 400°C induced a surface layer having thickness of about 5-6 μm thick single-phase nitrided layer. Nitriding at 450°C and 500°C temperatures caused of CrN phase on the surface of AMS 5662 and AMS 5663 Inconel 718 samples

It is aim to investigate the behaviours of Inconel 718 after solid particle erosion. Accordingly uncoated and nitration coated samples were eroded by erodent particle alumina, with different impact angles(30°, 45°, 60°, 90°) and temperatures(20°C, 400°C, 600°C)on the specially designed erosive wear test apparatus. Erosion rate of the Inconel 718 alloy samples were calculated for each experiment parameter. Maximum erosion rate was observed on 45° independently of temperature and coating. On the other hand, erosion rate increased when enhanced the temperature up to 400°C for narrow angles while normal angles had negligible variation for uncoated samples. But when the temperature increased from 400°C to 600°C hardness has a dramatic decrease which also caused a decrease on erosion rate. In contrast, coated samples has a decrease on erosion rate when heated up to 400°C due to coating effect. But then erosion rate is started to increase when the temperature rise up to 600°C. Because erodent particulates can penetrate the samples' surfaces due to hardness reduction.

Graphics has been drawn to explain temperatures, angles and coating dependence of the erosion rate after solid particle erosion test. A series of characterization test implemented on the specimens to better understand the result obtained with the graphics.

Accordingly surface morphology of the eroded samples were investigated with transmission electron microscope. Hereby failure analysis of the surface of eroded material and which wear mechanism effective on what experiment parameter was investigated. In addition eroded sections of the specimens were investigated by optic microscope to see the effect of erodent particles. Element peaks obtained by EDS analysis to show composition of elements. Also mapping was done to observe distribution of aluminium and oxygen on the surface of the specimens.

Indentation test was done to see the effect of the coating on the elastic-plastic deformation behaviour of the material.

1. GİRİŞ

Süperalaşımlar 540°C ile 1000°C arasındayüksekçalışma sıcaklıklarında darbe veyadayanıklılık kaybı olmadan çalışabilirler. Bu özellikleri sayesinde uçak motoru üretiminin en büyük malzemegrubunu temsil ederler.Nikel esaslı bir süperalaşım olan Inconel 718 havacılık sektöründe en yayginkullanılan süperalaşımlardan birisidir.

Bir hava taşıtı sert partiküllerin hava ile sürüklenerek motor üzerine taşındığı sert ortamlarda çalıştığı zaman, bileşenler aşınmaya maruz kalır ve katı partikül erozyonu ile malzeme koparılır. Bu tür bir hasar hava taşıtının motorunun ilk aşamasındaki en önemli hasardır. Bu hasar ile kompresör bıçakları aşınır ve aerodinamik performans ile yapısal bütünlük tehlikeye girer. Sonuç olarak endüstride ve akademide katı partikül erozyonu ile oluşan malzeme kaybı mekanizmasını anlamak ve bileşen ömrünü uzatacak koruyucu yaklaşımlar geliştirmek için birçok çalışma yapılmıştır. Bu teknolojilerden bir tanesi de metalik motor bileşenlerinde erozyon oluşmasını engellemek için kullanılan sert koruyucu kaplamalardır.

Bu noktada son yıllarda özellikle havacılıkta kullanılan süperalaşımların erozif aşınma davranışına yönelik çalışmalar üzerine odaklanılmıştır. Ayrıca erozif aşınma, süper alaşımlara istenilen yüzey özelliklerinin kazandırılması için, etkilerini bilerek kullanmak istediğimiz bir yöntemdir. Bu durumda süperalaşımların erozif aşınma davranışlarının tam olarak anlaşılması hem erozyon sebebiyle oluşacak hasarın en aza indirgenmesi ve hasar oluşmadan önlem alınması, hem de malzemeye istenilen yüzey özelliklerinin kazandırılması için oldukça önemlidir.

Tez kapsamında orijinal ve nitrasyon ile yüzey sertleştirilmiş Inconel 718 alaşımı, farklı partikül çarpma açıları ve farklı sıcaklıklarda alümina partiküller ile aşındırılmıştır. Tüm bu parametrelerin Inconel 718 alaşımının erozif aşınma davranışına etkisi hesaplanan erozyon oranları ile elde edilen grafikler yardımıyla yorumlanmıştır. Elde edilen sonuçlar katı partikül erozyonuna maruz kalan uygulamalarda erozif aşınma hasarının en aza indirilmesi için doğru

tasarımların gerçekleştirilmesi noktasında buyk önem arz edecektir ve ilerisi için mühendislere fikir verecektir.

Kapsamlı ve doğru analizlere ulaşılabilmesi için erozyon oranlarının yanı sıra mikroyapı incelenerek bilgi sahibi olmakta gerekir. Bu amaçla deney sonrası bir dizi karakterizasyon analizi yapılmıştır.

Ek olarak numunelerin deney sonrası ortalama aritmetik pürüzlülük değerleri hesaplanarak deney parametrelerinin numune yüzey topoğrafyasına etkisi incelenmiştir.

2. SÜPERALAŞIMLAR

Yüksek oranlarda krom ve az miktarda da yüksek sıcaklıkta ergiyen molibden, alüminyum, titanyum ve wolfram içeren alaşımlara süper alaşım denir. Süper alaşımlar genellikle 8B grubu elementlerine dayalı olup kuvvetli mekanik gerilmelerin ve yüzey dengesinin lazım geldiği yüksek sıcaklıklarda hizmet vermek için geliştirilmiştir. Bu karmaşık alaşımlar yüksek sıcaklıklarda oksidasyon ve korozyon direncine, üstün kopma ve sürtünme dayanımına sahiptir[1].

Süperalaşımlar ikinci dünya savaşı sonrası yüksek performans gerektiren uçak türbin motorlarında ve turbo şarjlarda uygulamaya başlanmıştır. Yarım asırdır elektrikte direnç teli olarak kullanılan malzemeden esinlenerek geliştirilen süperalaşımlar %80 nikel ve %20 krom içeriğine sahiptir[2,3].

Nimonic 80 ilk üretilen süperalaşım olup kısa bir süre sonra geliştirilerek Nimonic 80 A üretilmiştir. Daha sonra Nimonic 80 A göre daha fazla talep gören, %20 kobalt eklenmesiyle 500°C'lik avantaja sahip türbin motor tasarımcılarının gereksinim duyduğu Nimonic 90 piyasaya sürülmüştür.. Molibdenin titanyum ve alüminyuma ilave edilmesiyle Nimonic 105 ve 115 gibi katı solüsyon gerilimine sahip alaşımlar elde edilmiştir. Daha sonra Pratt Whitney ve General Electric şirketlerinin ortak çalışması sonucunda Waspalloy ve M 252 gibi uçak motorlarında önemli yer tutan iki dövme alaşımı geliştirilmiştir[4].

Yüksek çökeltme takviyesine sahip olarak geliştirilen Rene 45 ve 95 ise sıklıkla kaynak uygulama alanlarında kullanım yeri bulmuştur. Inconel 718 süperalaşımı ise nikel esaslı ve demir içerikli bir alaşım olup yüksek ısı gerilme sağlamakta ve kaynak çatlamlarına iyi dayanım göstermektedir[5].

Gaz türbinlerinin kanatları en yüksek zorlamaya maruz kalan yapı elemanları grubunda yer alırlar. Meydana gelen akış kuvvetleri sonucunda 1100°C sıcaklığa varan sıcaklıklarda 200MPa'a kadar boyuna gerilmeleri taşımak zorundadırlar. Bu esnada türbin kanadı ayağı yüksek sıcaklığa (700°C) ulaşmamasına karşın gerilme zorlaması 500MPa değerine ulaşır. Kanatlar işletme sırasında yüksek titreşime maruz

kaldıkları ve ani sıcaklık değişimlerinden dolayı değişken termik zorlamayı da karşılamak gerektiğinden yüksek sıcaklık dayanımı yanı sıra ayrıca sünek ve termik yorulmaya karşı yeterli dayanıma sahip olması gerekir. Sıcak yanma gazları yüksek miktarda oksijen ve diğer korozyon maddeleri içerdiğinden kant malzemesinin korozyon direnci yüksek olmalıdır. Yanma odalarında (kamaralarında) mekanik zorlanma önemli ölçüde daha azdır ancak sıcaklık 1100°C 'ın üzerine çıkabilir. Bu amaçla da kullanılacak malzemenin öncelikle korozyon direncinin yüksek olması daha sonra kaynak edilebilirliği ve şekil alabilirliği göz önünde tutulur[1].

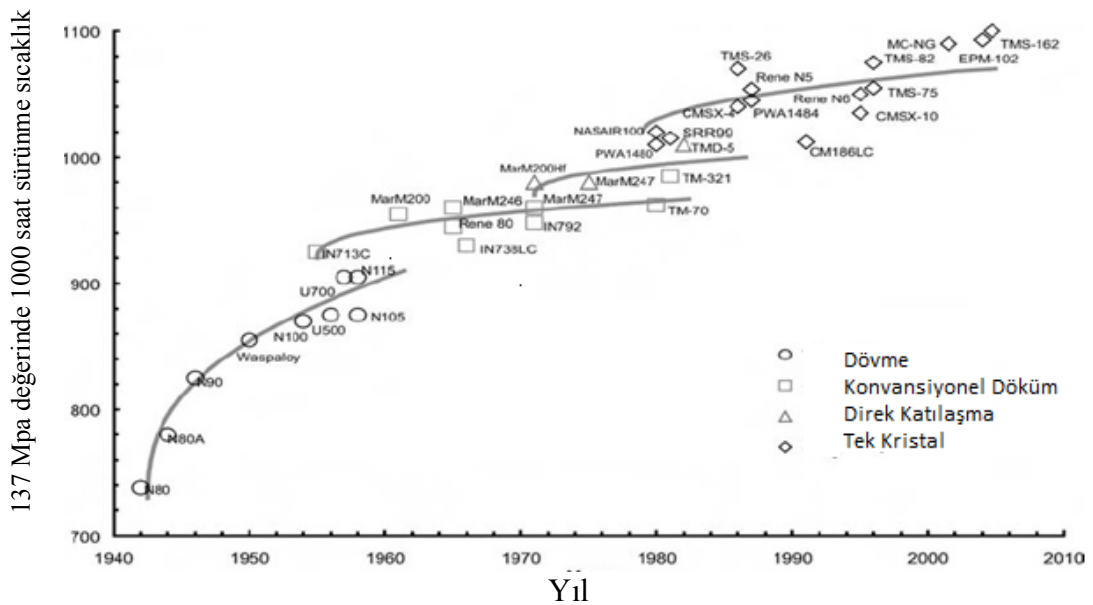
Yüksek sıcaklıklarda erozyon ve korozyon mukavemeti ve 650°C üstündeki sıcaklıklarda uzun bir süre dayanım göstermeleri süperalaşımların en kritik özellikleri olup diğer alaşım türlerinden farklıdır. Örnek vermek gerekirse; kobalt esaslı S-816 süperalaşımı 870°C'de 240 Mpa akma dayanımına ve %16 uzama oranına sahiptir. Benzer şekilde nikel esaslı süper alaşımlardan Rene 95 760°C'de 1100Mpa ve Udimet 700 870°C'de 635 Mpa akma dayanımına ve sırasıyla %15 ve %27 uzama oranına sahiptirler. Yüzey merkezli kübik bir yapısı bulunan kobalt esaslı süper alaşımlar ergime sıcaklığının nikel esaslı süper alaşımlara göre daha üstün olmasından ötürü 1100°C'den yüksek sıcaklıklarda daha fazla dayanıma sahiptirler ve gaz türbin motorlarında hava folyoları görevini üstlenirler. Dağılım ile mukavemetlendirilmiş nikel esaslı alaşımlar orta sıcaklıkta normal bir mukavemete sahipken sıcaklığın artmasıyla yüksek sıcaklıklarda daha fazla bir dayanım gösterirler. Bu şekilde kuvvet kazanan alaşımlar gaz türbin motorlarında yanma alanında uygulamaya sahiptir[2].

Diğer taraftan demir esaslı alaşımların ve nikel esaslı katı solüsyon takviyeli alaşımların 650°C' nin üstündeki sıcaklıklardaki dayanımları, nikel esaslı ikinci safha takviyeli ve kobalt esaslı alaşımlardan önemli derecede daha düşüktür. Düşük miktarlarda (%2 ile %3) alüminyum ve titanyum içeren demir esaslı alaşımlar, bir alüminyum-titanyum mukavemet kazandırma safhasının çökeltmesi yoluyla yüksek sıcaklıklara daha fazla dayanım gösterirler.

Özetlemek gerekirse süperalaşımlar krom ve nikel içeren demir esaslı alaşımlar, demir, nikel, krom, kobalt bileşikleri, karbür takviyeli kobalt esaslı alaşımlar, katı solüsyon takviyeli bazı alaşımlar, çökeltme ve dağılım takviyeli nikel esaslı alaşımlardan oluşur. Süper alaşımlar, işleyerek veya döküm yöntemiyle şekillendirilerek kullanılabilir[5].

2.1 Süperalaşımların Tarihsel Gelişim Süreci

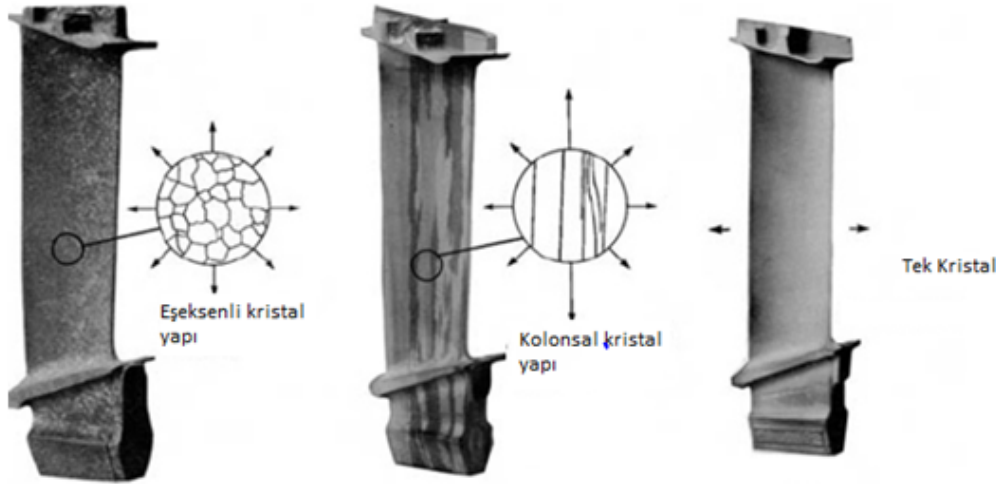
Yüksek sıcaklıklarda yüksek performans gerektiren uçak türbin motorlarında kullanılan alaşımlar olarak tanımlanabilen süper alaşımlar ilk olarak İkinci 20. yüzyılın ilk yarısının sonlarında kullanılmaya başlanmıştır. Daha sonra ise süperalaşımların kullanım alanları genişleyerek havacılık, gaz türbinleri, roket motorları, kimyasal ve petrol tesisleri gibi geniş bir yelpazeye yayılmıştır. Süperalaşımlar çalışma koşullarında 650⁰C üzeri sıcaklıklara uzun süre dayanım göstermeleri sebebiyle bahsedilen kullanım alanları için oldukça uygundurlar. Aşağıda şekil 2.1’de görüldüğü gibi süperalaşımlar zamanla türbin bıçaklarında yorulma performansı açısından ciddi oranlarda gelişme kaydedilmiştir[6].



Şekil 2.1: Süperalaşımların 60 yıllık periyotta yüksek sıcaklık kapasitesinde meydana gelen artış[6].

Grafikte görüldüğü gibi bıçak uygulamalarında çok iyi sürünme performansına sahip olmaları nedeniyle döküm malzemeler dövmelelere göre tercih edilmektedir. Nimonic alaşımların geliştirilerek bıçak performanslarını arttırmasıyla başlayan gelişmeler, 1950’lerde vakum indüksiyon döküm teknolojilerinin geliştirilmesiyle kalite ve alaşım temizliği açısından sağlanan avantajlarla devam etmiştir. Daha sonra ise döküm metotlarının gelişmesiyle başlayan direk katılaşma prosesi, çapraz tane sınırlarını oluşturan kolonsal mikroyapıların elde edilmesini sağlayan gelişmeleri beraberinde getirmiştir. Bu gelişimin meydana gelmesiyle, tek kristalli olarak adlandırılan mono kristal süperalaşımlar tane sınırlarının kaldırılmasıyla elde

edilmiştir. Tane sınırlarının kaldırılması döküm nedeniyle oluşan mikrosegregasyonu azaltan bir ısıtma işlem uygulamasını mümkün kılan borür karbür gibi mukavemeti arttırıcı alaşım elementleri yapıya eklenmiştir. Böylece ısıtma işlem sırasında ergime başlamasından kaçınılmış ve yorulma ömrü arttırılmıştır[6].



Şekil 2.2:Süperalaşımların tane yapısı[6].

Bugünlerde bir çok alanda döküm kolonsal ve eşeksenli süperalaşımlar pratik olarak tanımlı olsa da tek kristalli süper alaşımlar yüksek sürünme dayanımı özellikleri gerektiren gaz türbin motorlarından her geçen gün artan bir kullanıma sahiptir.

Aşağıdaki şekilde de görülebileceği gibi süper alaşımların sürünme kopması tek kristallerin geliştirilmesiyle artış göstermiştir. Örneğin SRR99 gibi ilk jenerasyon süperalaşımın sürünme kopması $850^{\circ}\text{C}/500\text{MPa}$ için 250 saat iken, üçüncü jenerasyon RR3000 için bu değer 2500 saat olarak görülmektedir. Daha fazla arzulanan koşullarda kopma ömrü dört kat artış göstererek 250 saatten 1000 saat değerine ulaşır. Bu gelişmeler 1980'den 1995'e kadar olan 15 yıllık sürede gerçekleşmiş. PWA1480, Rene N4 ve SRR99 gibi ilk jenerasyon tek kristal süperalaşımlar belirli miktarlar Al, Ti ve Ta gibi γ' sertleştirme elementleri ile C ve B gibi tane sınırı sertleştirme elementleri içerirler. Direk katılmış alaşımlara rutin olarak eklenen bu elementler artık alaşımlarda mevcut değildir. PWA 1484 ve CMSX-4 ile Rene N5 gibi ikinci jenerasyon alaşımlar ise ağırlıkça %3 oranında Re içerirler. Bu oran daha sonra CMSx-10 ve Rene N6 gibi üçüncü jenerasyon alaşımlarda altıya çıkarılmıştır. Genel konuşacak olursak, modern alaşımlar oldukça düşük konsantrasyonlarda krom ve yüksek konsantrasyonlarda alüminyum ile Re içeren bir karakteristik sergilerler. Titanyum ve molibden oranları ise oldukça az

miktardadır. 2000’li yıllardan sonra oluşum gösteren MC-NG,EPM-102 ve TMS-162 gibi dördüncü nesil tek kristal süperalaşımlar ruthenyum ilavesine sahiptirler[6].

2.2 Süperalaşımların Üretim Karakteristikleri

2.2.1 Döküm ve dövülmüşler

Yüksek sıcaklıklarda, döküm süperalaşımlar, dövülmüşlere oranla daha mukavemetlidir. Döküm alaşımlarda, dökümün bileşimi yüksek sıcaklık mukavemeti için etkili bir şekilde ayarlanabilmektedir. Daha yüksek sıcaklıklarda mukavemet gösterecek bir alaşım için, nikel esaslı süperalaşımlarda γ' fazı mukavemetlendirilmesi yapılır. Bu süperalaşımlara az miktarda hafniyum elementi ilavesiyle (% 1-1.5), yüksek mukavemetli nikel süperalaşımlarının orta seviyeli sıcaklıklarda işlenebilirliği artırılır. Birçok uçağın gaz türbin motorlarında, yüksek gerilim ve sıcaklığa maruz kalan türbin bıçağında γ' fazı ile mukavemetlendirilmiş nikel esaslı süperalaşımlar kullanılır.

Döküm işlemlerindeki gelişmelerle beraber, malzemelerin yüksek sıcaklıklardaki özellikleri de iyileşmiştir. Doğrusal boyutlu katılaştırma işlemi ile kontrollü tane büyümesi sağlanmış ve böylece bütün kristallerin boyuna olarak şekillendirilmiştir. Bunun sonucunda da, malzemelerin yüksek sıcaklıklardaki mukavemetleri ve termal yorulma dirençleri de artırılmaktadır [9].

2.2.2 İşlenmiş ürünler

Dövme süperalaşımlar dökümlere göre daha ince taneli yapıya sahiptir. Bu yapı sıcak şekillendirme sırasında oluşmaktadır. Bu ürünler, oda sıcaklığından 540°C kadar olan orta dereceli sıcaklıklarda, döküm yoluyla üretilen malzemelere kıyasla daha iyi mukavemet ve işlenebilme özelliğine sahiptir. Ayrıca bu ürünlerin yorulma dayanımları ve kırılma özellikleri, dökme ürünlerden daha iyidir. Bunun sebebi, sıcak işleme sırasında yapısal hasarların ve boşlukların nispeten ortadan kalkması ve tane boyutlarının küçülmesidir. Bu nedenle düşük ve orta sıcaklıklarda çalışacak yada dinamik kırılma dayanımı istenen uygulamalarda dövme süperalaşımlar tercih edilir[9].

2.2.3 Toz metalurjisi

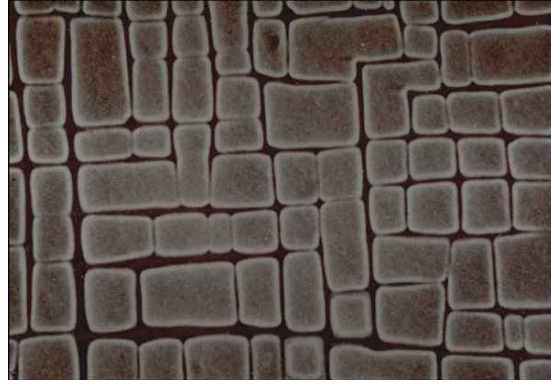
Kimyasal ve metalurjik olarak üniform yapılar elde edildiğinden, uçak motor parçalarının üretiminde toz metalürjisi ile üretilen süperalaşımlar kullanılır. Toz metalurjisi ile yapılan uygulamaların avantajı, inert ortamda mükemmele yakın saflıkta ve boyutta ürünler elde edilmesi ve süperalaşım tozlarına bir ön alaşımlama uygulanabilmesidir. Üretimde kullanılan sıcak izostatik presleme ve izotermal şekillendirme gibi uygun şekillendirme tekniklerinin geliştirilmesi, süperalaşım üretiminde bu yöntemin kullanımını artırmıştır. Yüksek mukavemetli nikel esaslı süperalaşımlardaki yüksek makro segragasyon miktarı toz metalurjisi ile üretimde ortadan kalkmaktadır. Bu yöntemle üretilen malzemeler küçük boyutlu tozların birleşerek bir araya gelmesiyle oluştuğundan, en büyük segragasyon mesafesi de bu toz partiküllerinin boyutuyla sınırlı kalacaktır[9].

Hızlı katılaştırma yöntemiyle süperalaşım tozlarının üretimi de üzerinde çalışılan bir konudur. Bu yöntemle, yeni alaşımlar ve mikroyapılar oldukça homojen bir şekilde elde edilmekte, ayrıca küçük küresel toz partiküllerle daha ince mikroyapılar oluşturulmaktadır[9].

2.2.4 Yeni yaklaşımlar

Günümüz malzeme teknolojisi, süperalaşımları ergime noktalarına yakın bir sıcaklıkta kullanılabilecek duruma getirmiştir. Fakat şu anda, gelinen bu noktayı daha da ileriye götürecek metodolar üzerinde çalışılmaktadır[9].

Tane sınırı olmayan tek kristal yapıli bileşenler (Şekil 2.3) şu anada üzerinde çalışılan konulara örnek olarak verilebilir. Bunun yanı sıra yönlü olarak katılaştırılan ötektikler, yumuşak matrisler içerisinde wickers veya fiberlerin homojen bir şekilde dağıtılmalarıyla elde edilen kompozitler, hem yüksek mukavemet ve kararlılığa hem de yüksek sıcaklık çalışma şartlarına uygundur. Toz metalurjisi ile üretimde ise, Termomekanik işlemlerle malzemelerin orta sıcaklık mukavemetleri etkili bir şekilde arttırılmıştır. Ayrıca oksit dağılımlı yapılar elde edilerek, malzemelerin yüksek sıcaklık mukavemetleri de arttırılmıştır. Süperalaşım ile kompozit teknolojisinin birleşmesi, ileride türbin bıçaklarının üretilmesini de olanaklı hale getirecektir[20].

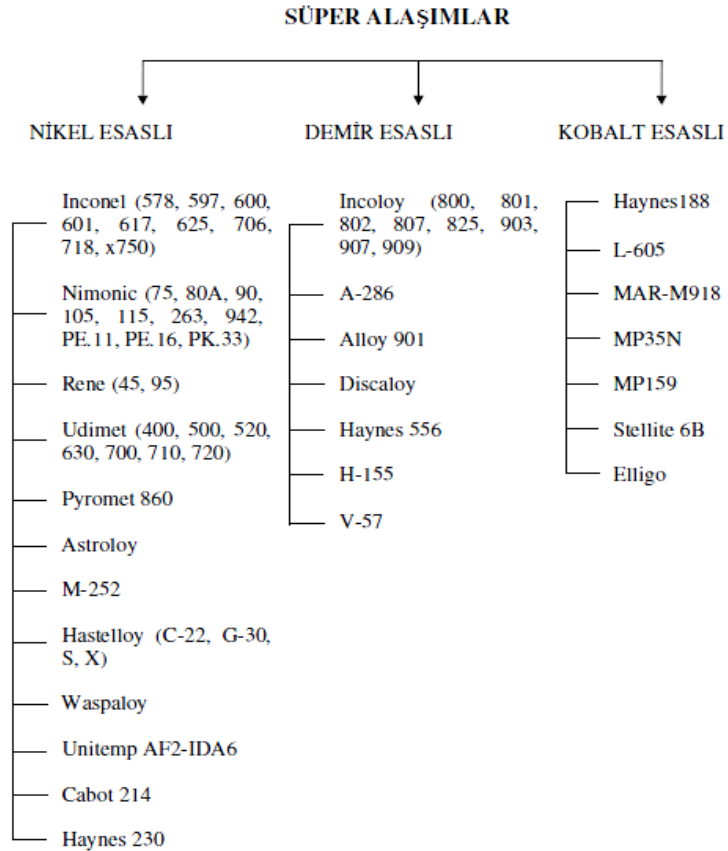


Şekil 2.3 : Tek kristalli bir nikel esaslı süperalaşımın mikroyapısı[9].

2.3 Süperalaşımların Sınıflandırılması

Nikel, demir ve kobalt esaslı süper alaşımlar östenitik yüzey merkezli kübik bir yapı gösterirler ve alaşımının esasını oluşturan baskın element oranına göre sınıflandırılırlar. Süperalaşımlar türünü belirleyen yukarıda üç elementin yanında krom, wolfram, molibden, niyobyum ve tantalum gibi mikroyapıyı etkileyen elementleride içerir. İçerdikleri ana alaşım elementine göre aşağıda sınıflandırılmıştır[7].

Çizelge.2.1 : Süperalaşımların sınıflandırılması[8].



Nikel esaslı çökelme-sertleşmeli süperalaşımlar, önemli bir süperalaşım grubudur. Yüksek sıcaklıklarda, oksijen-yayımlı mukavemetlenen alaşımlar ve hatta bazı kobalt alaşımları, nikel esaslı alaşımlar kadar dayanıklıdır. Süperalaşımlar içerisinde demir esaslı olanlar ve katı-eriyik ile mukavemetlenen alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda, mukavemeti en düşük olanlarıdır. Bu yüzden, nikel esaslı INCO 718 alaşımı dışında, demir esaslı süperalaşımlar uygulamalarda az kullanılmaktadır. INCO 718, geniş bir kullanım alanına sahiptir. Katı-eriyik alaşımları, yüksek dayanımın istenmediği alanlarda kullanılmaktadır[4].

Kobalt esaslı süperalaşımların kullanımı, kartel işlevi gören metallerden dolayı büyük bir oranda azalmıştır. MAR-M509 gibi kobalt alaşımları geniş çapta uçak türbin kanatçıkları dökümünde kullanılır ve Haynes 188 kobalt alaşımı ise uçak motorlarında kullanılan tutuşma malzemesidir[9].

Çizelge 2.2 : Süperalaşımlar üzerinde elementlerin etkisi[9].

Element Etkileri	Fe-esaslı	Co-esaslı	Ni-esaslı
Katı-eriyik Mukavemetlendiriciler	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Mo, Fe, W, Ta
Yüzey merkezli kübik matris stabilize ediciler	C, Ni, Co	Ni	Co
Karbür şekilleri; MC tipi M ₇ C ₃ tipi M ₂₃ C ₆ tipi M ₆ C tipi Karbonitritler; M(CN) tipi	Ti -- Cr Mo C, N	Ti Cr Cr Mo, W C, N	W, Ta, Ti, Mo, Nb Cr Cr, Mo, W Mo, W C, N
Karbürlerin genel çöktiricileri	P	--	--
γ' Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ni, Ti	--	Al, Ti
Hegzagonal η (Ni ₃ Ti) dönüşüm geciktiriciler	Al, Zr	--	--
γ' 'nin çözücü sıcaklığını yükselticiler	--	--	Co
γ' 'nin çözücü sıcaklığını düşürücüler	--	--	Cr
Sertleşme çöktiriciler ve/veya intermetalikler	Al, Ti, Nb	Al, Mo, W, Ta	Al, Ti, Nb
Oksidasyon direnci	Cr	Al, Cr, Ta	Al, Cr, Ta
Sıcak korozyon direnci geliştiriciler	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Sülfidasyon direnci	Cr	Cr	Cr

Çizelge 2.2 (devam): Süperalaşımlar üzerinde elementlerin etkisi.

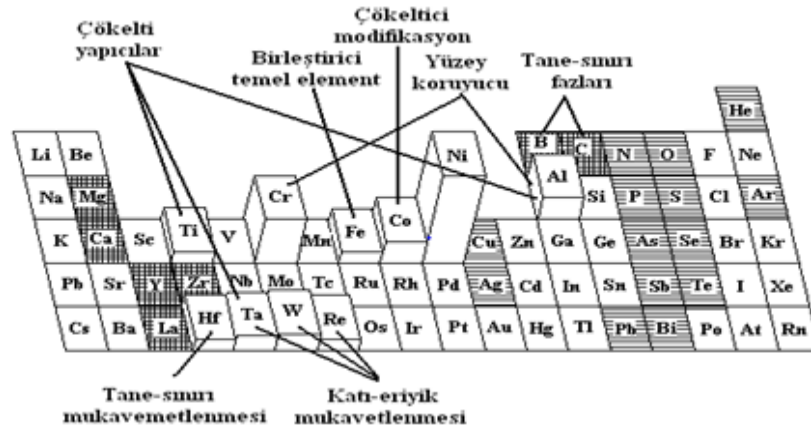
Tane sınırı morfolojisi değişkenleri tarafından sürünme-kopma özelliklerini artırıcılar	B	B, Zr	B, Zr
Ara-sıcaklı sünekliğini geliştiriciler	--	--	Hf
Tane sınırı segregasyonuna neden olucular	--	--	B, C, Zr

2.3.1 Nikel esaslı süperalaşımlar

Nikel esaslı süperalaşımlar bir düzine kadar çok elementten oluştukları için oldukça karmaşık yapılardır. Diğer taraftan silisyum, fosfor, sülfür, oksijen ve nitrojen gibi sağlığa zararlı elementler uygun ergime pratikleri boyunca kontrol edilmelidir. Bunları takiben selenyum bizmut ve kurşun gibi diğer elementler ise kritik kısımlar için milyonda bir seviyesinde tutulmalıdır.

Çoğu dövme nikel esaslı alaşım %10-20 Krom, %8 alüminyum ile titanyum karışımı, %5-15 kobalt ve küçük miktarlarda bor, zirkonyum, magnezyum ve karbon içerirler. Mukavemet kazandırma ve karbür oluşumu etkisi gösteren molibden, niyobyum ve tungsten diğer yaygın alaşım elementleridir. Ayrıca krom ve alüminyum sırasıyla Cr_2O_3 ve Al_2O_3 oluşumunu sağlayarak yüzey stabilizasyonunu geliştirmek için gereklidir. Nikel alaşımlarında bulunan elementlerin fonksiyonları aşağıdaki tabloda sıralanmıştır[9].

Süperalaşımlara bazı elementlerin ilavesiyle, farklı birçok özellik kazandırılabilir. Bu elementler ve özellikler Şekil 2.4'te verilmiştir[10].



Şekil 2.4 : Periyodik tablo üzerinde elementlerin süperalaşımlardaki işlevleri[10].

70'li yılların sonlarında ve 80'li yılların başlarında bazı gaz türbin kanatları için çok kristalli döküm nikel esaslı süper alaşımların yerine; sütunsal taneli, tek kristal dökümlerin ortaya çıkması döküm süperalaşımların dayanımında büyük bir artış ve yüksek sıcaklık yeteneği sağlamıştır.

Türbin kanatlarında bu malzemelerin kullanımı gaz türbinlerinin 100 saat/140 MPa (20,3 ksi) gerilmeye karşı kopma yeteneği yaklaşık 50°C daha yüksek kullanımını sağlamıştır[11].

Çok kristal alaşım kompozisyonları arasındaki bir mukayese en önemli değişikliğin % 0,25-2 hafniyumun yönlü katılaşmış sütunsal taneli alaşımlara ilavesi olduğunu görülmüştür. Bu hafniyum ilavesi, yönlü katılaşmış taneler arasında uzunlamasına kırık oluşum eğilimini büyük ölçüde azaltarak orta sıcaklık sünekliğini iyileştirmiştir. Tek kristalli yapıda ise, tane sınırları yoktur ve bu nedenle en iyi sürünme mukavemeti özellikleri gösterir. Yönlü katılaşmalı ve tek kristalli yapılanmalar için, döküm teknolojilerinde özel katılaşma teknikleri geliştirilmiştir. Şu anda bu malzemelerin en gelişmişleri tek kristalli olan PWA 1484 veya CMSX10'dır. Yüksek yoğunluk ($\rho=9 \text{ g/cm}^3$) ve IN 100'e göre +100 °C'lık bir sıcaklık üst sınırına sahiptir. Parlak bir ürün olarak ticari kullanıma geçme sürecindedir [12].

Genellikle alaşımlara ilave edilen katkı elementleri, alaşımın mekaniksel özelliklerini (bileşim oranların bağlı olarak) değiştirmektedir. Nikel esaslı süper alaşımların içerdiği ana fazlar aşağıda görüldüğü gibi sıralanabilir.

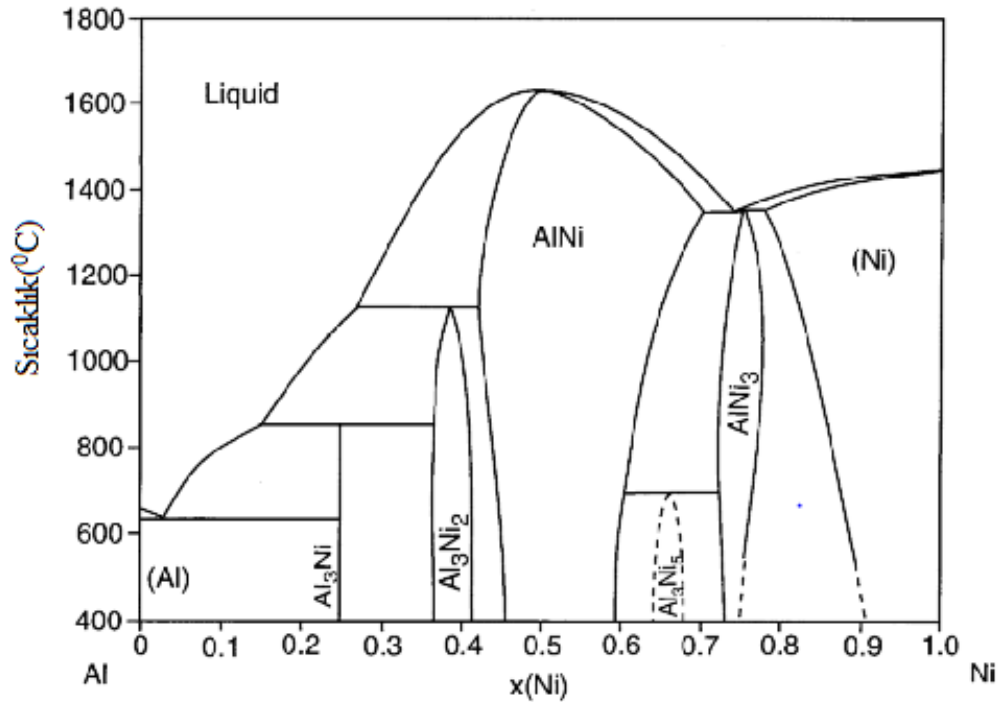
Gamma matriks; kobalt, demir, krom, molibden ve tungsten gibi yüksek oranda katı çözelti elementleri içeren yüzey merkezli kübik nikel esaslı manyetik olmayan faz sürekli matriksi oluşturur. Tüm nikel esaslı alaşımlar matriks olarak bu fazı içerir.

Saf nikel sürünme kırılmasını arttırmak için alışılmışın dışında yüksek elastik modül ve düşük yayınımları sergilemez. Ancak gamma matriks şiddetli sıcaklıklar ve uzun süreler içeren koşullar için kolaylıkla mukavemetlendirilebilir. Bazı süperalaşımlar düşük sıcaklıklarda kullanılırken bazıları 0.85 Tm(ergime sıcaklığı) ve 100.000 saat aşkın sürelerde kullanılabilirler. Bu koşullar aşağıdaki üç kritere göre tolere edilebilir;

- Faz stabilitesi olmaksızın çözeltiler için yüksek toleransta nikel,
- Yüksek sıcaklıklarda daha fazla oksidasyon için çok iyi dayanım sergileyen Al_2O_3 bariyeri oluşum eğilimi,

Gamma prime; östenitik gamma matriksi ile beraber koherent çökelen yüzey merkezli kübik (Ni_3Al , Ti) çöktisini oluşturmak için yapıya gerekli miktarda alüminyum ve titanyum ilave edilmesi ile oluşur.

- Krom ilavesiyle Cr_2O_3 oluşum eğilimi ve böylelikle dışarı doğru metalik elementlerde ve oksijen, nitrojen sülfür gibi iç kısımda yer alan elementlerde difüzyon oranının azaltılması
- Ni_3Al nominal kompozisyonunun bir intermetalik bileşimidir ve çok dar bir kompozisyon aralığına stabildir.
- Nikel esaslı süperalaşımlarda küresel partiküller olarak çöker ve bu partiküller düşük hacim fraksiyonuna sahip olma eğilimindedir. Daha sonra kübik çöktiler yüksek alüminyum ve titanyum içerikleriyle alaşımlarda yer alırlar.
- Morfolojideki değişme matriks-çöktelti uyumsuzluğu ile ilişkilidir. γ' fazının % 0-0.2 arasındaki uyumsuzlukta küresel, %0.5-1 arasındaki uyumsuzlukta kübik % 1.25 civarı ve üzeri uyuşmazlıkta ise plakasal olarak oluştuğu gözlemlenmiştir.
- Tantalyum, niyobyum ve titanyum oda sıcaklığında γ' fazı için etkili katı-çözelti sertleştiricileridir. Kobalt katı-çöktelti mukavemetlendirme etkisine sahip değilken, Tungsten ve molibden ise hem oda sıcaklığında hemde yüksek sıcaklıklarda yapıya mukavemet kazandırır.



Şekil 2.5 :Nikel-alüminyum faz diyagramı.

Gammaduble prime; alışılmışın dışında %2.9 gibi bir oran ile yüksek uyumsuz gerinim içeren ve gamma matriks ile uyumlu, hacim merkezli tetragonal(BCT) Ni_3Nb oluşturmak için mevcut demir içerisinde nikel ile niyobyumun kombinasyonu ile oluşur. Bu faz düşük sıcaklıklardan orta sıcaklıklara kadar oldukça yüksek mukavemet sağlamasına rağmen, $650^{\circ}C$ üzeri sıcaklıklarda stabil değildir. Bu çökelti demir-nikel alaşımlarında bulunur.

Tane sınırı; kuvvetli alaşımlarda gamma prime fazının ısıtılma maruz kalmaları sonucu tane sınırları boyunca gamma prime fazı üretilir. Tane sınırlarında biriken bu fazın kopma özelliklerini geliştirdiğine inanılır.

Karbürler; ağırlıkça %0.02 ila %0.2 miktarda karbon eklenmesiyle, titanyum, hafniyum ve niyobyum gibi reaktif elementler ile karbonun kombinasyonu sonucu metal karbürler(MC) oluşturulur. Bu MC karbürler ısıtılma ve kullanım sırasında dekompozise olma eğilimi gösterirler ve tane sınırlarında oluşum eğilimi gösteren $M_{23}C_6$ ve/veya M_6C gibi başka karbürler meydana getirirler. Katı çözelti alaşımlarında karbürler nominal olarak uzun süre servis koşullarına maruz bırakıldıktan sonra kendiliğinden oluşabilirler.

Borürler; borların tane sınırına segregasyonu sonucu düşük yoğunluğa sahip borür partikülleri oluşurlar.

Süperalaşımların sürünme-kopma dayanımını geliştirmek için küçük miktarlarla bor ilavesi oldukça gereklidir. Borürler blok ve yarım ay şeklinde oldukça sert partiküller olup tane sınırlarında görülürler. Borürler süperalaşımlarda M_3B_2 formunda ve tetragonal birim hücre yapısında bulunurlar.

Topolojik Kapalı Paket Faz(TCP); plaka görünümlü veya iğne uçlu σ ve μ gibi fazlar belirli koşullarda bazı kompozisyonlar için şekillenebilir. Bu durum daha düşük kopma mukavemetine ve sünekliğe sebebiyet verir.

Bazı alaşımlarda eğer kompozisyon dikkatli bir şekilde kontrol edilmezse, ısıtılma ve servis sırasında arzulanmayan fazlar meydana gelebilir. Bu çökelti TCP fazları olarak tanımlanır. Genellikle uzun plakalar ve iğne uçlu yapılarda görünürler ve tane-sınırı karbürleri üzerinde çekirdeklenirler.

Nikel alaşımları özellikle σ ve μ formunda oluşma eğilimindedir. σ için formül $(Fe,Mo)_x (Ni,Co)_y$ dir (x ve y 1-7 arasında değişkenlik gösterir). Yüksek oranda

hacim merkezli kübik geçiş metallerini içeren alaşımlar en fazla TCP formuna elverişli alaşımlardır.

σ sertliği ve plakavari morfolojisi erken çatlamalara ve düşük sıcaklıklarda gevrek kırılmaya sebebiyet verir. Ancak akma mukavemeti etkilenmez.

Tane sınırı kimyası; küçük miktarlarda bor ve zirkonyum ilavesi ile nikel esaslı sürünme özelliklerinin iyileştirilmesi süperalaşımların dikkat çeken bir özelliğidir. Dövülebilirliğin iyileştirilmesi ve daha iyi özellikler %0.01'den 0.05'e kadar magnezyum ilavesi ile sağlanabilir. Magnezyum sayesinde tane sınırı kırılgenliğine yol açan sülfürün etkisinin önüne geçilir.

Buna rağmen bor ve zirkonyum nikel ile büyük oranda uyumsuzluklarından ötürü tane sınırına segrege olurlar. Çünkü süperalaşımlarda yüksek sıcaklıklarda oluşan çatlaklar genellikle tane sınırları boyunca büyürler. Bu nedenle tane sınırları kimyasının önemi oldukça açıktır.

Ayrıca bor karbonu tanelerin içine salarak karbür çökeltisinin tane sınırlarında oluşumunu engellemiş olur. Sonuç olarak, uyumsuz atomların tane sınırlarına segregasyonu tane-sınır difüzyon oranları azaltabilir.

Bu etki zirkonyum içeren bazı çözeltilerin tane sınırlarında çökmesi eşliğinde gerçekleşir. Sürünme dayanımı önemli oranda artar ve kırılma modu tanelerarasından sünek tane içi kırılmasına değişir. Bu durumda süneklikte artış gösterir[9].

Karbürler süperalaşımlarda bir takım fonksiyonlara sahiptir. Demir ve kobalt alaşımlarında tanelerarası bölgeler yaygın yerlerken nikel alaşımlarında karbürler genellikle tane sınırlarında çökelerler.

Yaygın nikel esaslı alaşım karbürler MC, $M_{23}C_6$ ve M_6C 'dir. MC karbürü genellikle iri taneli, düzensiz, kübik morfoloji sergilerler.

Plaka ve düzenli geometrik yapılar gözlemlenmesine rağmen $M_{23}C_6$ karbürler ilk olarak genellikle tane sınırlarında ve düzensiz, süreksiz ve blok partiküller halinde bulunurlar.

M_6C karbürler az sıklıkla Widmanstatten tanelerarası morfolojide ve blok formunda tane sınırlarında çökelebilirler.

Süperalaşımlarda donma sırasına yüzey merkezli kübik yapılarda oluşur. Hem tanelerarası hem taneleriçi pozisyonlarda sıklıkla dendritler arası heterojen olarak

alaşım boyunca dağılırlar. MC karbürler ile alaşım matrisi arasında küçük oranlarda ya da hiç oryantasyon ilişkisi görülür.

MC karbürler ısıtılma işlem ve kullanım sırasında meydana gelen faz reaksiyonlarında ana karbon kaynağı olarak kullanılırlar. Incoloy 901 ve A286 gibi bazı alaşımlarda MC karbürler tane sınırlarında şekillenerek sünekliği azaltıcı bir etki gösterebilir.

TiC ve HfC gibi bu karbürler doğada bulunan en stabil bileşikler arasında yer alırlar. Stabiliteleri düşürmek adına bu alaşımlardaki tercih edilen diziliş düzeni karbürler için HfC, TaC, NbC ve TiC'dir.

Bu karbürlerde, M atomları birbirleriyle yer değiştirmek için hazırdır.(Ti,Nb)C Ayrıca bu karbürlerde molibden ve tungsten gibi daha az aktif elementlerde yer değiştirebilir. Örnek olarak (Ti,Mo)C bulunan Udimet 500,M-252 ve Rene 77 verilebilir.

Bu sayede alaşımlarda proses sırasında, ısıtılma işlem sonrasında ve kullanım sırasında $M_{23}C_6$ ve M_6C gibi daha kararlı karbür bileşik düzenleri oluşur.

Niobiyum ve tantalum ilavesi bu etkiyi giderme eğilimindedir. Yüksek niobiyum ve tantalum içeriğine sahip alaşımlar, 1200°C ila 1260°C değerleri arasında proses veya çözelti işlemi sırasında kolay kırılmayan MC karbürlere sahiptirler.

Bu karbürler orta ile yüksek krom içeriğine sahip alaşımlarda oluşurlar. Düşük sıcaklıkta ısıtılma işlem ve servis sırasında(760°C-980°C) MC karbürlerin dejenerasyonu sonucu ve alaşım matrisi içerisindeki çözülebilir, karbondan $M_{23}C_6$ karbürler meydana gelirler.

Karbür içerisindeki nikel kayda değer oranlarda değiştiği görülmesine rağmen tungsten ve molibden mevcudiyetinde, ortalama $M_{23}C_6$ kompozisyonu $Cr_{21}(Mo, W)_2C_6$ halini alır.

$M_{23}C_6$ karbürünün özellikleri nikel alaşımlarının özelliklerine oldukça etki eder. Tane sınırı kaymasının engellenmesiyle mevcut partiküllerin varlığı kopma mukavemetini artırır.

Sonuçta kopma partiküllerin kırılması veya karbür/matriks ara yüzeyinin dekohezyonu ile başlatılabilir. Bazı alaşımlarda hücreli yapıda $M_{23}C_6$ bulunmuştur. Bu tür yapılar erken kopmalara neden olabilir ancak uygun proses ve/veya ısıtılma işlem ile bu durumdan kaçınmak mümkündür.

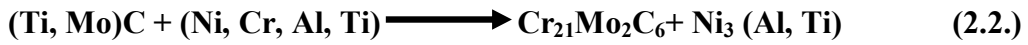
Bu karbürler kompleks kübik yapıya sahiptirler. Bu tür karbürler molibden ve/veya tungsten içeriği 6 ila 8 arasında olduğu zamanlarda 815⁰C ile 980⁰C arasında oluşurlar.

Tipik M₆C türleri olan Mo₃C ve (Ni,Co)₂W₄C.M₆C karbürler, molibden ve tungsten başka bir karbürdeki krom ile yer değiştirdiğinde oluşurlar, M₂₃C₆'den farklı olarak kompozisyon oldukça geniş bir aralıkta çeşitlilik gösterir.

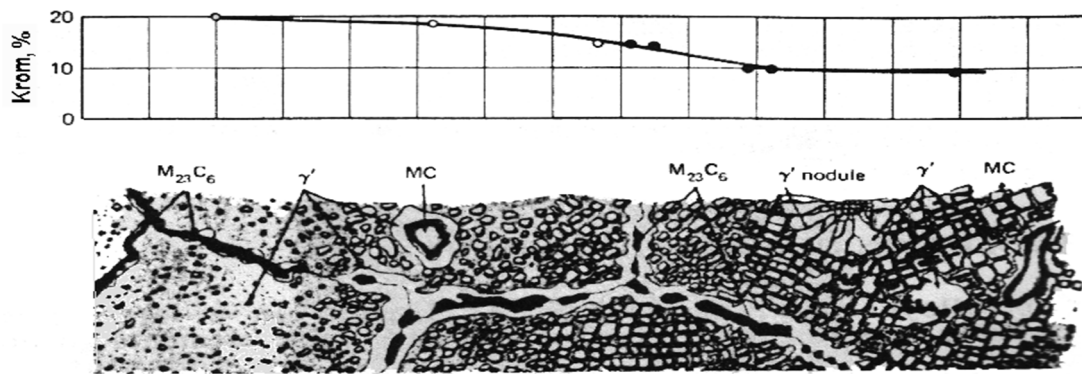
M₆C tip karbürler daha yüksek seviyelerde M₂₃C₆ tipik karbürlerdendaha stabil oldukları için, M₆C karbürler bir tane sınırı çökeltisi olarak, dövme alaşımların prosesi sırasında tane boyutu kontrolü için daha çok önem taşırlar.

MC karbürler 980⁰C altı sıcaklıklarda nikel esaslı süperalaşımlarda ana karbon kaynağıdır. Buna rağmen, ısıtım ve servis sırasında yavaşça dekompozise olur ve birkaç önemli reaksiyon için karbonu serbest bırakır.

Çoğu alaşımlarda karbür reaksiyonlarının prensibinin M₂₃C₆ karbürdüzeninde olduğuna inanılır.



M₆C karbürü de aynı şekilde elde edilebilir. Şekil 2.6'da nikel esaslı süperalaşımların krom içeriği ve mikroyapı üzerinde oluşan fazların ve karbürlerin dağılımı ve bu alaşımlara ait birkaç örnek gösterilmiştir[9].



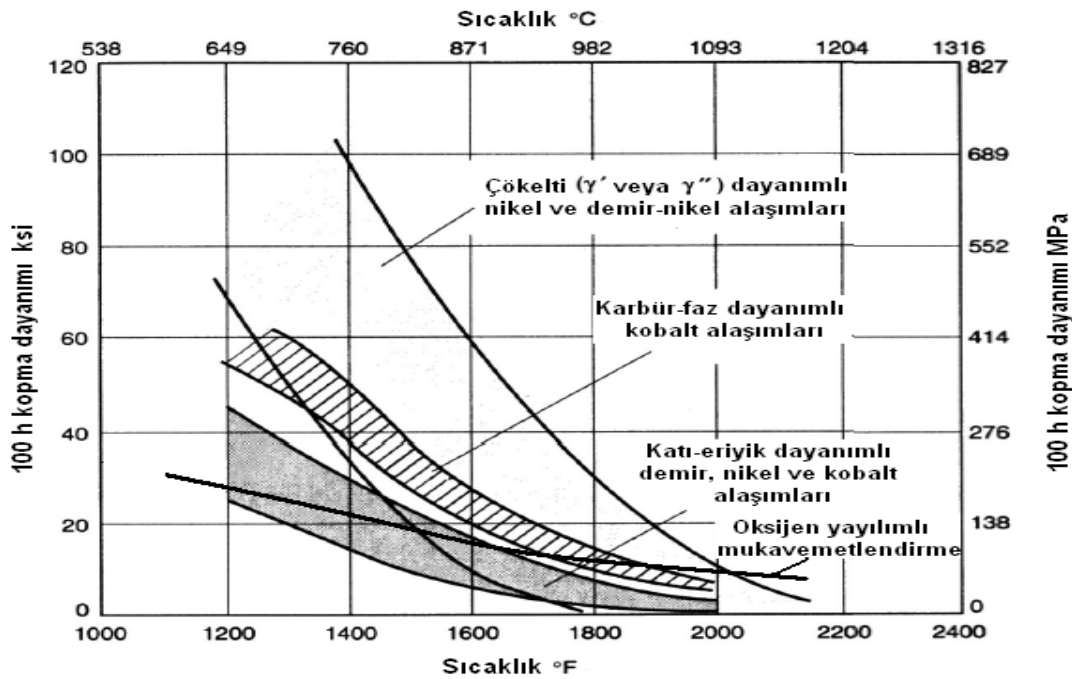
Şekil 2.6 : Krom içerikli nikel esaslı süperalaşımlar ve mikroyapı değerlendirilmesi[9].

Süperalaşımlar kompleks alaşım sistemleri olup bu malzemelerin mukavemetlendirilmesi için birçok yöntem kullanılır Bunlar;

- Katı eriyik mukavemet kazandırma

- γ fazı ile katı çözeltiyi mukavemetlendirme,
- γ' ve γ'' fazlarının hacim yüzdelerinin arttırılması,
- γ' fazı ile katı çözelti mukavemetlendirme,
- Yapıda az miktarda σ ve η fazlarını oluşturma, γ' fazıyla tane sınırlarını ve karbürleri kontrol ederek mukavemeti yükseltme,
- Tane büyüklüğü oranı için bileşen kalınlığının kontrolü,

Süperalaşımların mukavemetlendirme mekanizmaları süperalaşımların sertlik, dayanım, ergime noktası, kopma dayanımı gibi özelliklerini etkiler.



Şekil 2.7 :Değişik süperalaşım sınıflarının kopma dayanımları[9].

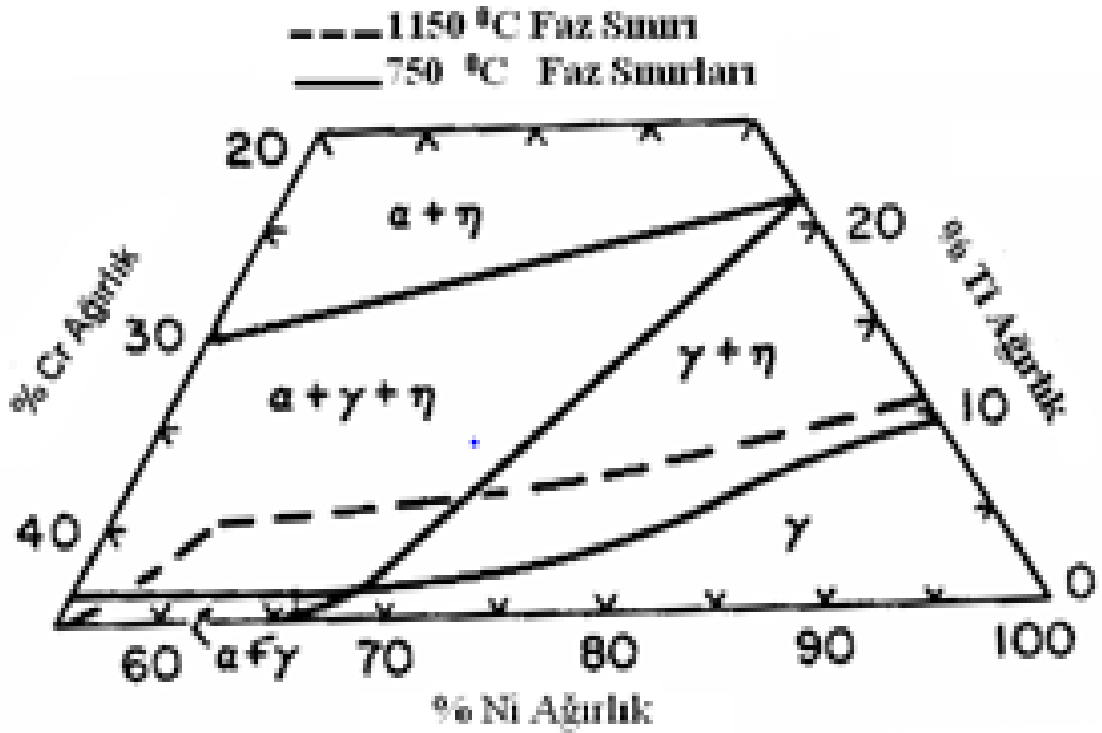
Nikel esaslı süperalaşımlar katı-eriyik ve ikincil-faz intermetalik çökelti tarafından mukavemetlendirilmektedir. İntermetalik şekillendirici olarak kullanılan elementler alüminyum, titanyum ve niobiyumdur.

Nikel esaslı süper alaşımların mukavemet kazandırma mekanizmaları, katı eriyik ile mukavemet kazandırma, çökeltme ile mukavemet kazandırma ve dağılım ile mukavemet kazandırmadır. Tane sınırlarının özellikleri büyük oranda bu işlemler tarafından kontrol edilir. Karbürlerin şekli, miktarı ve faz yapıları mukavemet kazandırmada önemli rol oynarlar[9].

Katı çözelti mukavemetlendirmesi bütün süperalaşımlar için yaygın olarak kullanılır. Matriks veya bileşimi oluşturacak diğer metal, bir alaşım sistemi içerisinde çözünürse, sistem katılaştığında sert bir yapı oluşur[9].

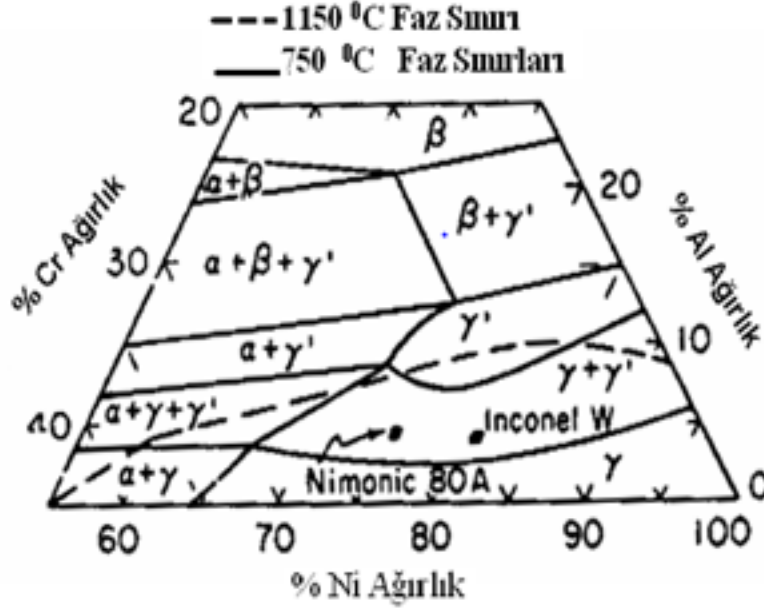
Katı eriyik nikel alaşımlar, tavlama sıcaklığında ve tavlama temperlenmesinde kullanılır. 870-980⁰C'lik düşük tavlama sıcaklığı, en yüksek süneklik ve yorulma dayanımı sağlanır. 1120-1200⁰C'lik bir yüksek sıcaklık tavlaması ise optimum yorulma direnci ve 600⁰C'den büyük çalışma sıcaklığında ise sürünme-kopma özellikleri sağlar. Hastelloy X, Inconel 601 ve Inconel 625 önemli bazı katı-eriyik nikel alaşımlardır. Bu alaşımlar genellikle uzay uygulamalarında kullanılır.

Süperalaşımlar için en etkili mukavemetlendirme mekanizması, katı çözelti içerisindeki intermetalik fazın çökertilmesidir. Nikel esaslı alaşımlar içinde oluşan γ' Ni₃ (Al, Ti) fazı, en önemli fazdır. Bu mekanizmada doymuş katı çözelti düşük sıcaklıklarda hızlı soğutulur. Bu durumda, katı çözelti daha düşük sıcaklıklarda daha fazla miktarda ikinci bir malzemeyi bileşiminde bulundurabilecektir (nikel alaşımları içerisindeki Ni₃ (Al, Ti) intermetalığı gibi). Böylece malzeme süper doymun şartlardadır ve bu da malzemenin mukavemetini yükseltir.



Şekil 2.8 :Nikel- krom-alüminyum sisteminde nikelce zengin kısmının izotermal kesiti[9].

Ni-Cr-Al ve Ni-Cr-Ti gibi üçlü alaşım sistemlerinde, Ni_3Al ve Ni_3Ti intermetaliklerinin çökmesi Şekil 2.8 ve Şekil 2.9'de gösterilmiştir [9].



Şekil 2.9 : Nikel-krom-titanyum sisteminde nikelce zengin kısmının izotermal kesiti[9].

$Ni_3(Al,Ti)$ 'nin γ' fazı içerisinde çökeltmesi süperalaşımların mukavemetlendirilmesinde kullanılan en önemli mekanizmadır. γ' fazının hacimce artması yüksek sıcaklık mukavemetinin artmasına da sebep olur. Bunun nedenle nikel esaslı süperalaşımlardaki alüminyum ve titanyum miktarı arttıkça, yüksek sıcaklık mukavemeti de artar. Krom, korozyonu ve oksidasyon direncini artırırken yüksek sıcaklık mukavemetini negatif yönde etkiler. Bunun nedeni krom oranının artarak γ' katı çözelti sıcaklığını düşürmesidir.

Nikel esaslı süperalaşımların mukavemetlendirilmesinde uygulanan diğer önemli bir mekanizma da yapıda Ni_3Nb intermetaliklerinin oluşturulmasıdır. Bu fazlar, çift tırnaklı γ'' gama olarak da bilinir. $Ni_3(Al, Ti)$ γ' fazı veya östenitik γ fazı yüzey merkezli kübik kristal yapıya, γ'' fazı hacim merkezli kübik kristal yapıya sahiptir.

Çökeltme-dayanımlı nikel alaşımlar, ikinci bir fazın çökmesi ile elde edilir. Çökelen faz, (genellikle γ' veya γ'') alaşımın sertliğini ve dayanımını önemli derecede artırır. Bu alaşımların çoğunda, γ' intermetalik $Ni_3(Al,Ti)$ fazın şekillenerek çökelti-sertleşmesini sağlamak amacıyla alüminyum, titanyum kullanılır. Bazı alaşımlarda

alüminyum ve titanyumun yanında niobiyum kullanılır. Bunun sonucunda ise γ'' Ni_3Nb oluşur. Niobiyum dayanımlı alaşımlar (Inconel 718), çökelme-sertleşmesi sıcaklığını geciktirir. Kaynak sıcaklığının sertleşmeye neden olmaması ve ön kaynak çatlaması görülmemesi nedeniyle bu alaşımların kaynak kabiliyeti yüksektir [14].



Şekil 2.10 : Tek kristalli türbin pervane kanadının lazer kaynağı ile onarımı [14].



Şekil 2.11 : Gaz türbin pervane kanatçıkları [14].

Inconel 750, Inconel 600'ün bir çökelme çeşididir ve 540 °C'de Inconel 600'den yaklaşık üç kat daha fazla akma mukavemetine sahiptir. Çökelme-dayanımlı alaşımlar için ısıt işlemler, 600-815 °C'de, bir veya daha fazla çökelme işlemi takip eden 970-1175 °C'da bir çözelti işleminden ibarettir.

Çökelme-dayanımlı süperalaşımların en önemli kullanım alanı uzay endüstrisidir. Ayrıca bu süperalaşımlar roket motorlarında, gibi uçak türbin parçalarında (disk, şaft, halka, pervane kanadı), değişik kompresörlerde ve nükleer reaktörlerde (cıvata, yay) kullanılır[13].

Yüksek sıcaklıklarda, γ' fazı eriyik içine girer ve esasen matris içinde ergimeyen ve metalik olmayan farklı kararlı bir dağılım gösterir. Bu durum mukavemet kazandırmayı sürdürmede en etkili yoldur. Yüksek sıcaklıklarda hizmet vermesi için kullanılan en iyi dağılım malzemeleri, oksitlerdir. Toryum, yitrium ve lantan gibi elementler, yüksek serbest enerjiye sahiptirler. Dağılım fazının boyutu, dağılımı mukavemet kazandırmanın etkileyicisi olarak kendini gösterir. Zerreçikler küçük ve düzenli dağılımı olmalıdır. Başarılabilir mukavemet kazandırma seviyesi oksitlerin düşük kısmi hacmi sayesinde sınırlanır [9].

Dövme alaşımları MC karbürlerin haricindeki karbüleri ve γ' çözmek için çözeltiye alırlar. Tipik çözeltiye alma işlemi (limitli-sürünme uygulamaları için) 1050°C ile 1200°C arasında olup düşük sıcaklıklarda ikinci bir çözeltiye alma işlemi ile devam eder.

Bazı γ' fazları çözeltiye alma sıcaklığından havada soğutma işlemiyle oluşabilirler. Yaşlandırma daha sonra küresel form elde edene kadar birkaç adımda devam eder. Yaygın olarak iki adımlı yaşlandırma işlemi kullanılır, ilk işlem 850 ile 1100°C derece arasında 24 saat süre ile gerçekleşir. Örneğin 760°C de 16 saat gibi bir ya da daha fazla düşük sıcaklıkta yaşlandırma ile γ' çökmesi tamamlanır.

İkinci bir yaşlandırma işlemi ile üretilen daha ince γ' çekme mukavemeti ve kopma ömründe avantajlara sahiptir. Hem çözelti hem de yaşlandırma tavlamasını havada soğutma takip eder.

Karbür dağılımı ayrıca ısıt işlemle de kontrol edilir. γ' ısıt işlem prosedüründe problemlerden kaçınmak ve karbür filmlerinin tane sınırlarında oluşmasını engellemek için modifikasyon yapılır. Bu nedenle, iyi disperse olmuş M_6C ile ince-

tane yapısını korumak için daha düşük çözeltiye alma sıcaklıklar(1075⁰C) kullanılır[9].

2.3.1.1 Inconel 718

Bu değerli alaşım, 1959’ da uluslararası Nikel (INCO) tarafından Suffern’ deki araştırma laboratuvarlarında ve Batı Virginia Huntington’ daki fabrikasında geliştirilmiştir. Yüksek sıcaklıklardaki alaşımların dayanımını artırmak için niyobyum katılmıştır. Dayanım artış mekanizması, ısıtım işlem esnasında nikel matris içerisinde Ni₃Nb intermetalik bileşiğin çökmesidir. Dayanım artırıcı olarak niyobyum’a diğer alternatif olacak elementler var olmasına rağmen, niyobyum nihai parçaların üretimi esnasında (özellikle kaynak sırasında) çatlaktan sakınmaya karşı olan yeteneği bakımından eşsiz bulunmuştur. Niyobyum daha yavaş yıprandığı için parçaların çatlamasından önce sıcaklıkla gerilimleri azaltılabilir.

1965 Ocak ayında General Elektrik firması toplandı ve alaşım 718’in tüm formlarını gelecek 10 yılda üretmeye karar verdi. Bu alaşım GE-1 olarak adlandırılan General Electric’in yeni motor ailesi için malzeme olarak seçilmişti (GF6 ve TF39 askeri çekirdeğidir). 718 alaşımının tanıtıldığı dönemde, uçak gaz türbin motorları için geliştirilmiş bir süperalaşıma ihtiyaç olsa bile, bu alaşımın türbin malzemesi olarak onaylanması 5 yıl sürdü. Afrika’dan gelen kobaltın tedarikinde meydana gelen kriz sonucunda kobaltın libre fiyatı 3 dolardan 30 dolara çıktı. Bunun sonucunda inconel 718’e alternatif olan kobalt esaslı alaşımlar benimsenmedi.

Çizelge2.3 :Inconel 718 alaşımındaki elementlerin kompozisyonel dağılımı[16].

Element	İçerik
Ni+Co	% 50-55
Cr	% 17-21
Fe	%17
Nb+Ta	%4.75-5.5
Mo	%2.8-3.3
Ti	%0.65-1.15
Al	%0.2-0.8

Gelişmenin ilk 5 yıllık süresinde alaşım 718 zirveye yükselene kadar çeşitli alaşımlarla üstünlük için yarıştı. Alaşım 718'in öne çıkan özellikleri olduğu için, INCO'nun serbest lisans politikasınca rakipleri üzerinde büyük bir avantaj elde etti. Bunun gibi tüm süper alaşım toplumunun kaynakları, üreticileri kullanıcıları, üniversiteler ve devlet laboratuvarları inconel 718 üzerine yoğunlaştı. Bu olduğu zaman uygulamalar ve üretim patladı ve alaşım 718 gaz türbin alanının en büyük destek alaşımı oldu. 17. yüzyılın ilk başlarda alaşım 718 ile rekabet eden malzemelerden biri Special Metals Corporation firması tarafından geliştirilen Udimet 630 idi. Bu alaşım, alaşım 718'e çok benzer ancak daha fazla niyobyum (%6,5 ağırlıkça) içeriyordu. Alaşım 718 en sonunda türbin diskleri için udimet 630'dan daha üstün seçildi. Çoğunlukla alaşım 718'in daha yaygın elde edilebilirliği ve daha geniş veri tabanının bulunması udimet 630'a göre onun tek kaynak olmasını sağladı [15].

Çizelge 2.4 : Inconel 718 mekanik özellikleri[17].

Özellik	Metrik Değer
Yoğunluk	8.19 g/cm ³
Ergime Noktası	1336 ⁰ C
Genleşme Katsayısı	13.0 µm/m. ⁰ C (20-100 ⁰ C)
Rijitlik Modülü	77.2 kN/mm ²
Elastisite Modülü	204.9 kN/mm ²

Inconel 718 yüksek mukavemetli, korozyon dirençli ve 423 – 1300⁰F sıcaklıkları arasında kullanılan nikel - krom süper alaşımıdır. Inconel 718 iyi çekme, yorulma, sürünme ve kopma gerinimine sahiptir. Bundan dolayı geniş bir uygulama alanında kullanılır. Süperalaşımlar; gaz türbini, deniz altı, uzay araçları, roket motorları, nükleer reaktörler, petro kimyasal cihazlar, sıcak takımlar ve cam endüstrisi alanlarında kullanılırlar. Çünkü bu bölümler yüksek sıcaklık gerinimi ve yüksek korozyon direnci gerektirirler. Inconel 718 uzay ve havacılık endüstrisinde kullanılan ticari süperalaşımdır[17].

Inconel 718 çözündürme ve yaşlanma uygulamalarıyla belirlenmiş bir alaşımdır. Alaşım ikincil fazların metal matris içerisinde çökeltilmesiyle sertleştirilir. Nikelin ikincil fazlarının (alüminyum, titanyum, niyobyum) çökmesine, 593 ⁰C ve 815 ⁰C sıcaklık değişimindeki ısı işlemi sebep olur. Isıl işlem sırasında nikel matrisindeki iç metalik bileşenlerin (Ni₃Nb) çökmesiyle kuvvetlendirme mekanizmaları

gerçekleştirilir. Eğer ikincil fazlar zamanından önce meydana gelirse, doğru olarak çökelmeyecektir ve alaşımın mukavemeti gerçekleştirilemeyecektir. Alaşımın ikincil fazlarından niobyuma diğer alternatifler olsa da niobyumun benzersiz olduğu görülmüştür. Çünkü niobyum sayesinde yaşlanma gerilmesikırıkları gerçekleşmemektedir ve kaynak sırasında yavaş yaşlanma sağlamaktadır. Bundan dolayı çözündürme ısı işlemi çok dikkatli yapılmalıdır. Alaşımın metalik ve fiziksel özelliklerinin belirlenmesinde çözündürme ve yaşlanma uygulamalarının çok büyük etkisi vardır. Farklı ısı işlem uygulamalarıyla farklı özellikler elde edilir. Alaşıma uygulanan ısı işlemin tayininde, alaşımın kullanıldığı yerdeki çalışma sıcaklığı en büyük faktördür. Çünkü ısı işlem uygulanmış malzemenin dayanımına en büyük etki eden faktör yaşlanma sıcaklığıdır. Eğer malzeme bu sıcaklıklarda kullanılırsa aşırı yaşlanır ve dayanımını kısa sürede kaybeder. Inconel 718 için 53 genellikle iki ısı işlem uygulanmaktadır. Bu iki işlem arasındaki farklılık çözündürme sıcaklıkları, yaşlanma sıcaklık ve bekleme sürelerindedir.

Birinci ısı işlemimizde alaşıma 926–1010 °C arasında çözündürme uygulanır ve takibinde 718 °C'ye su ile hızla soğutulur ve bu sıcaklıkta 8 saat bekledikten sonra 621°C'de 18 saat tutularak yaşlanma işlemi uygulanır ve daha sonra hava ile soğutulur.

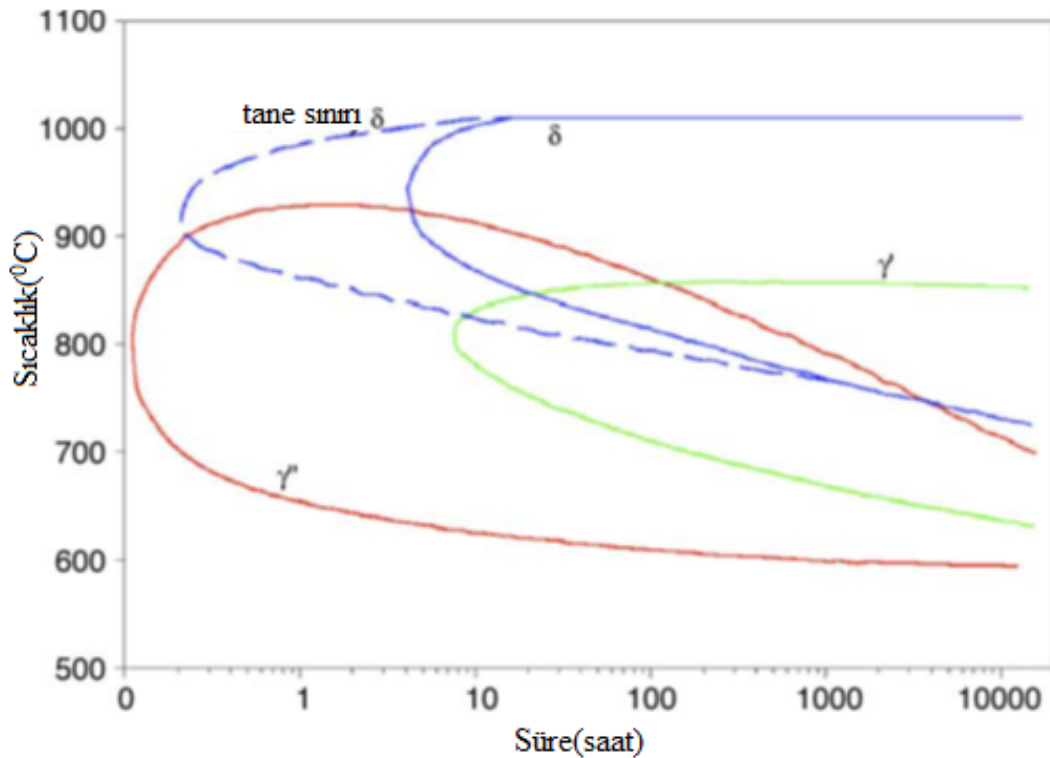
İkinci ısı işlemimizde alaşıma 1037–1065 °C arasında çözündürme uygulanır ve takibinde 760 °C'ye su ile hızla soğutulur ve bu sıcaklıkta 10 saat bekledikten sonra 648 °C'de 20 saat tutularak yaşlanma işlemi uygulanır ve daha sonra hava ile soğutulur[17].

Çökelme sertleştirmeli bir alaşım olan inconel 718, önemli miktarlarda demir, niobyum ve molibden içerir. Bunların yanında az miktar alüminyum ile titanyumu da yapısında barındırır. Inconel 718 iyi korozyon dayanımı, yüksek mekanik özelliklerle birlikte mükemmel bir kaynaklanabilme kabiliyetini bir arada bulunduran bir malzemedir. Gaz türbinleri, roket motorları, türbin bıçakları ve ekstrüzyon kalıplarında kullanılırlar.

Malzemenin korozyon dayanımını sağlamak için nikel ile krom bir araya gelir ve yüzey merkezli kübik bir yapı kristalize olur. Niobyum sertleştirilmiş çökeltiler olan tetragonal yapıya sahip metastabil intermetalik Ni_3Nb bileşiğini oluşturmak için yapıya eklenir. Titanyum ve alüminyum ise $Ni_3(Ti,Al)$ formunda ve basit kübik

kristal yapıda çökeltiye katılırlar ve daha az sertleştirme etkisi gösterirler. Karbonda MC karbürleri şeklinde çökeltiye alınır. Karbon içeriği niobyum ve titanyumun γ' ve γ'' formunda partiküller olarak çökmesine izin verecek kadar az olmalıdır. Katı çözelti sertleşmesi ile mekanik dayanımı arttırmak için inconel 718 içersine yaygın bir şekilde molibden eklenir. Sonuç olarak, ortorombik yapıya sahip denge partikülü olan bir β fazı (intermetalik Ni_3Nb) görülebilir. Tüm bu partiküller mevcut alaşımın tanelerarası akma dayanımını artırarak γ matriksin tane sınırları boyunca çökebilirler[18].

Literatürde bu fazların çökme kinetikleri hakkında bazı çelişkiler vardır. Bazı bilim adamları γ' ve γ'' partiküllerinin 550 ve 600 °C sıcaklık aralığında uzun yaşlandırma sürelerinde çökeldiğini iddia ederken, diğerleri ise $(Ti + Al)/Nb = 0.66$ (%) kontrolü sağlandığı süreci 700 ve 900°C arasında daha kısa sürelerde çökme olabileceğini söylerler. Eğer bu oran yukarılara 0.8 civarına artar ise γ' partikülü γ'' partikülünden daha önce çökmeye başlar. Bu alaşım için tipik bir çökelti zaman sıcaklık(PTT) diyagramı şekil 2.12'de gösterilmiştir[18].



Şekil 2.12 : Inconel 718 içerisindeki farklı fazların PTT diyagramı[18].

Sıcak işlem düşük plastisite ile soğuk koşullarda malzeme şekillendirme prosesidir. Bu inconel 718 için pratik olarak doğrudur. Yüksek sıcaklıklarda şekillendirme

düşük gerilmelere bağlı olarak yüksek oranda gerinme içerir. Ancak aynı zamanda mikroyapıda oldukça fazla modifikasyon meydana gelir. Elde edilen tane boyutu yumuşatma mekanizması, dinamik toparlama ve rekristalizasyon ile statik kristalizasyona bağlıdır. Bu mekanizmalarda başlangıç mikroyapısı, kimyasal kompozisyon ve sıcak şekillendirme koşulları (sıcaklık, gerinme oranı vb.) özelliklere bağlı olarak değişkenlik gösterir. ikincil faz çökmesine sahip alaşımlar için hangi koşullarda deformasyon ve çökmenin eş zamanlı olarak yer aldığı saptamak oldukça önemlidir. Çünkü bu koşullarda dinamik çökeltiler oluşur[18].

2.3.2Demir esaslı süperalaşımlar

Demir esaslı alaşımlar, ana element olarak demir ihtiva edip, ilaveten önemli miktarda krom, nikel ve çok az miktarda da molibden veya tungsten içermektedir. Demir esaslı süper alaşımlar; %25-45 Ni, %15-60 Fe, yüksek sıcaklıklarda oksidasyon direncini sağlamak için %15-28 Cr, katı çözelti mukavemetini sağlamak için %1-6 Mo ilave edilir. Karbon, boron, zirkonyum, kobalt ve bazı diğer elementler de ilave edilebilir. Bu grup karbür, intermetalik çökeltme ve/veya katı-eriyik tarafından mukavemetlendirilir. Titanyum, alüminyum ve niobyum mukavemet arttırıcı çökelti oluşturmak için nikelle kombine edilir. Ayrıca alüminyum ve titanyum içermeleri nedeni ile çökeltme sertleşmesi işlemi ile sertleştirilebilirler[18].

Kübik yüzey merkezli kafes yapısına sahip matriste alaşım elementlerine bağlı olarak çökelen fazlar, malzemenin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde etkin rol oynarlar. Demir esaslı süper alaşımlar yaklaşık 650⁰C'a kadar olan sıcaklıklarda kullanım bulmaktadırlar. Demir esaslı süper alaşımların dayanımları, nikel esaslı alaşımlara göre daha düşüktür. Bu nedenle de, daha uzun ömür ve aynı zamanda yüksek mekanik ve termik zorlamalarda nikel ve kobalt esaslı alaşımlar tercih edilir[1].

Yüksek miktarda demir içeren birçok süperalaşım olmasına rağmen, bunların hepsi demir esaslı süperalaşım değildir. Çünkü bu süperalaşımlar demir, nikel, krom, kobalt, az miktarda molibden, tungsten ve niobyum gibi elementlerin kompleks kombinasyonlarıdır. Bu duruma örnek olarak; katı-eriyik dayanımlı %16Fe ve %49Ni içeren Hastelloy X ile γ' - mukavemetlenen %18.5Fe ve %52.5Ni içeren INCO 718 alaşımları verilebilir. Bu alaşımlar, Fe ihtiva eden nikel esaslı süperalaşımlardır. γ' mukavemetlenen INCO 901 süperalaşımı %42.5Ni ve %36Fe

içeren nikel esaslı veya kompleks demir-nikel-krom esaslı bir süperalaşımdır. Bu alaşım yüksek dayanımına ek olarak, sürekli düşük termal genleşme katsayısına sahiptir. Kompleks bileşimli katı-eriyik dayanımlı alaşıma örnek olarak Multimet (N-155) alaşımı da verilebilir. Bu alaşım %21Cr, %20Ni, %20Co, %32.5Fe, %3Mo,%2.5W ve %1Nb içermektedir[9].

Demir esaslı alaşımların 504⁰C üzeri sıcaklık uygulamaları için en önemli özellikleri KYM olmalarıdır. Çünkü bir kapalı paketli kafes, daha dirençlidir. İntermetalik bileşik çökelti tarafından mukavemetlenen demir esaslı süperalaşımların ilk kullanım alanları, gaz türbin motorlarında bıçaklar, diskler ve bağlayıcılardır. A-28 alaşımı; bazı gaz türbin motorları, türbin diskleri ve jantları için kullanılır. A-286 aynı zamanda türbin kutuları için de kullanılmaktadır. Diğer süper esaslı alaşımlara kıyasla daha ucuzdurlar[1].

2.3.3Kobalt esaslı süperalaşımlar

Kobalt esaslı süperalaşımlar, ana element olarak kobalt içerir. Ayrıca önemli miktarda nikel, krom, tungsten az miktarda molibden, niobiyum, tantal, titanyum ve bazen demir gibi elementler de içermektedir. Kobalt; ergime sıcaklığı (1495⁰C) ve yoğunluğu (8.90 g/cm³) gibi birçokfiziksel özelliği açısından nikel benzer.Oda sıcaklığında sıkı paket hegzagonal (sph) yapısına sahip olan kobalt 417⁰C ‘de allotropik dönüşüme uğrayarak kübik yüzey merkezli (kym) kafes yapısına dönüşür.Döküm kobalt esaslı süper alaşımlar; %50-60 Co, %20-30 Cr, %5-10 W(T)ve %0.1-1.0 C içerirler.Kobaltın krom, nikel, tungsten, karbon ve diğer alaşım elementleri ilealaşımlanarak elde edilen karmaşık süper esaslı kobalt alaşımları, ilk olarakgaz türbini motorlarında kullanılmaya başlandığı 1943 yılından bu yanabüyük gelişim göstermiştir.Normal olarak kobalt bazlı süper alaşımlar ısı işleme tabi tutulmaz. Ancak kaynak yapmak ve ya işlemek gerektiğinde bu kural bozulabilir.Kobalt esaslı süper alaşımlar; nispeten düşük gerilmelerde ve yüksek sıcaklıklarda uzun ömürlü olması istenen statik parçalarda kullanım alanıbulmuşlardır.Kobalt esaslı süperalaşımlar, katı-eriyik ve karbür fazları tarafından mukavemetlendirilir [1].

Kobalt katı-eriyik alaşımları üç gruba ayrılır:

- a) 650⁰C den 1150⁰C kadar sıcaklıklarda kullanılan Haynes 188, UMC0-50 ve S-816 alaşımları,

- b) Yaklaşık 650⁰C'de kullanılan bağlayıcı alaşımlar MP-35N ve MP-159,
- c) Aşınma dirençli Stellite6B.

Kobalt esaslı süperalaşımların hiçbiri tam katı-eriyik alaşımı değildir. Çünkü hepsi ikincil karbür fazları veya intermetalik bileşikler içerir. Bu durum yaşlanmaya ayrıca oda sıcaklığında süneklik kaybına da neden olur.

Genellikle bütün kobalt esaslı süperalaşımlar ısıtma işlemi ve yumuşatma sırasında KYM kristal yapıya sahiptir. Ancak MP-35N ve MP-159 alaşımlarında, kullanım öncesi, önerilen termomekanik işlem süresince kapalı-paket hegzagonal yapının miktarı kontrollü şekilde artırılır. 650⁰C ve 1050⁰C arasında ısıtma işlemi uygulanan Stellite 6B ve 650⁰C civarında ısıtma işlemi tabii tutulan Haynes 25 alaşımları, kısmen kapalı-paket hegzagonal (cph) yapıya dönüşebilir.

Haynes 25 yaygın olarak kullanılan kobalt esaslı bir süperalaşımdır. Bu alaşım gaz türbinlerinin yüksek sıcaklığa maruz kalan kısımlarında, nükleer reaktör parçalarında, cerrahi implantlarda ve soğuk çalışma şartlarında kullanılmaktadır.

Haynes 188 birçok mükemmel bir özelliğe sahip olup tutuşturucularda, geçiş kanalları ve gaz türbinlerinin iç tasarımında kullanılır. Bileşimlerinde lantan, silikon, alüminyum ve magnezyum vardır. Bu alaşımın, 1100⁰C de oksidasyon direnci ve sürünme direnci yüksektir. Oda sıcaklığında şekillendirilebilmekte ve uzun süreli yaşlanmadan sonra çalışma sıcaklığında sünekliğini korumaktadır.

%21 Fe içeren UMCö-50 alaşımı, Haynes 25 veya Haynes 188 kadar sert değildir. UMCö-50 fırın parçaları ve karıştırıcılar için kullanılmaktadır.

MP-35N ve MP-159 alaşımları, işlem sertleşebilirliği istenilen yerlerde kullanılır. Her iki alaşım da yüksek dayanım ve sünekliğe sahiptir. Bu alaşımlardaki yüksek dayanım ve süneklik kombinasyonunun nedeni, işleme sonucu sertleşen KYM matriste kapalı paket hegzagonal yapının dönüşümüdür.

Kobalt katı-eriyik alaşımlarının son grubu Stellite 6B dir. Bu alaşım yüksek sıcaklık sertliği ve oksidasyon direncine sahiptir. Bu özelliği ise yüksek krom içeriğinden (yaklaşık %30) kaynaklanmaktadır. Stellite 6B, genellikle buhar türbinlerinde kullanılmaktadır.

Karbür-faz dayanımlı kobalt esaslı süperalaşımlar X-40, WI-52, MAR-M302 ve MAR-M509 yaygın olarak uçak yakıt motor türbinlerinde ve statik kanat

uygulamalarında kullanılır. Bu alaşımlar, yüksek-sıcaklık dayanımına ve oksidasyon direncine ayrıca kaynak ile onarılabilme özelliğine sahiptir [9].

Kobalt esaslı süper alaşımların son yıllarda başlıca tercih edilme nedenleri şunlardır;

- Ergime sıcaklığının yüksek olması nedeniyle yüksek sıcaklıklarda, demir ve nikel esaslı süper alaşımlara kıyasla daha yüksek dayanım gösterirler.
- Bileşimlerdeki yüksek krom nedeni ile mükemmel sıcak korozyon direncine sahiptirler. Bu nedenle de gaz türbinlerindeki atmosferde çalışacak parçalar için uygun malzemelerdir.
- Nikel esaslı süper alaşımlara göre çok daha mükemmel termal yorulma direncine sahiptirler.
- Kaynak edilebilirler[1].

2.4Süper AlaşımlarınUygulama Alanları

Süperalaşımların en fazla uygulamaları uçak ve gaz türbinleri için malzemelerdir. Bununla beraber bu malzemeler uzay araçlarında, roket motorlarında, deneysel uçaklarda, nükleer reaktörler, deniz altılar, buhar güç fabrikalarında, petrokimyasal ekipmanları ve diğer yüksek sıcaklık uygulamalarında da kullanılır. Özellikle 700°C'nin üzerinde uzun süre dayanımlarının önemli bir bölümünü koruduklarından dolayı bu uygulama alanlarının gereksinimlerine uygundur. Ni esaslı süper alaşımların bu kadar fazla kullanılmasının temel nedeni ise jet motoru içinde 40 atmosfer seviyesine çıkabilen basınç ile 1500°C'lere çıkan sıcaklıktaki işlem koşullarıdır. Özellikle yüksek ısıya karşı yüksek dirençlerinden dolayı uçak türbinlerinin türbin ve pervane kanatları, yanma odası astarları, bağlantı bölümleri vb. bölümlerinde kullanılmak üzere geliştirilen ve "süper alaşımlar" olarak bilinen alaşımlar vardır. Bu alaşımlar genellikle, nikel esaslı alaşımların direncini önemli ölçüde geliştiren molibden, tungsten, niyobyum, alüminyum, titanyum vb. elementleri içerirler[21]..

Nikel bazlı süperalaşımlar, yüksek oranda nikel sayesinde kararlı bir içyapı oluştururlar ve nikel sayesinde indirgeyici (asidik) ortamlarda korozyon dayanımları artar. Krom ilavesi ise bu alaşımlara, sertlik, oksitleyici ortamlarda korozyona ve oksidasyona dayanımı daha da artar. Bunun sonucu olarak da alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda korunan mukavemet, iyi bir işlenebilirlik, korozyon ve oksidasyona

karşı iyi bir dayanım kazanırlar. Özellikle 700 °C'nin üzerinde uzun süre dayanımlarının önemli bir bölümünü koruduklarından dolayı yüksek sıcaklık uygulama alanlarının gereksinimlerine uygundurlar ve bu nedenle kullanım alanı genişlemektedir. Kullanım alanına bağlı olarak ihtiyaçları karşılaması için nikel bazlı süperalaşımlar içerisine Mo, Co, Nb, Zr, B, Fe ve diğer elementler eklenmektedir. Günümüzde 100 den fazla farklı çeşitte nikel bazlı süperalaşım mevcuttur. Bu alaşımların en yaygın kullanım alanları başta uçak ve roket motorları olmak üzere

Süperalaşımlar yüksek sıcaklık dayanımları nedeniyle genellikle uçak parçaları, kimyasal ekipmanlar ve petrokimya ekipmanları olarak kullanılır. Süperalaşımların yaygın olarak kullanıldığı uygulama alanları;

Uçaklar ve endüstriyel gaz türbinleri : Diskler, Civatalar, Şaftlar, Muhafaza kapları, Pervane kanatçıkları, Vanalar, Yanma odaları

Gaz türbini santralleri: Civatalar, Pervane kanatçıkları, Gaz ısıtıcıların bacaları.

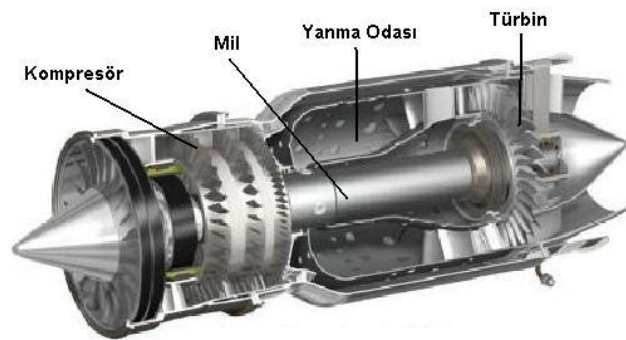
Motorlar: Turbo yükleyiciler, Eksoz valfleri, Isıtma elemanları, Valflerde ve contalar.

Metal işçiliği: Sıcak işleme takımları ve kalıplar, 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.



Şekil 2.13 : Bilgisayarla simüle edilmiş bir uçak motoru ve önemli bölümleri[21].

Uzay araçları: Aerodinamik araç zırhları, roket motor parçaları.

Kimyasal ve petro-kimya sanayisi: Civatalar, Valfler, Reaksiyon kapları, Borular, Pompalar.

3. KATI PARTİKÜL EROZYONU

Küçük katı partiküllerin malzemeye tekrarlı çarpması ile meydana gelen malzeme bozunumu ve kaybı katı partikül erozyonu olarak tanımlanabilir. Bazı durumlarda KPE faydalıdır (yüzeye kum püskürterek temizleme, yüksek hız abrazif su jeti ile kesme). Ancak bazı durumlarda ise KPE çok ciddi problemlere yol açabilir. Buhar ve jet türbinleri, partikül malzeme taşıyan boru ve valfler katı partikül erozyonu sonucu tehlikeli bir hal alırlar[22].

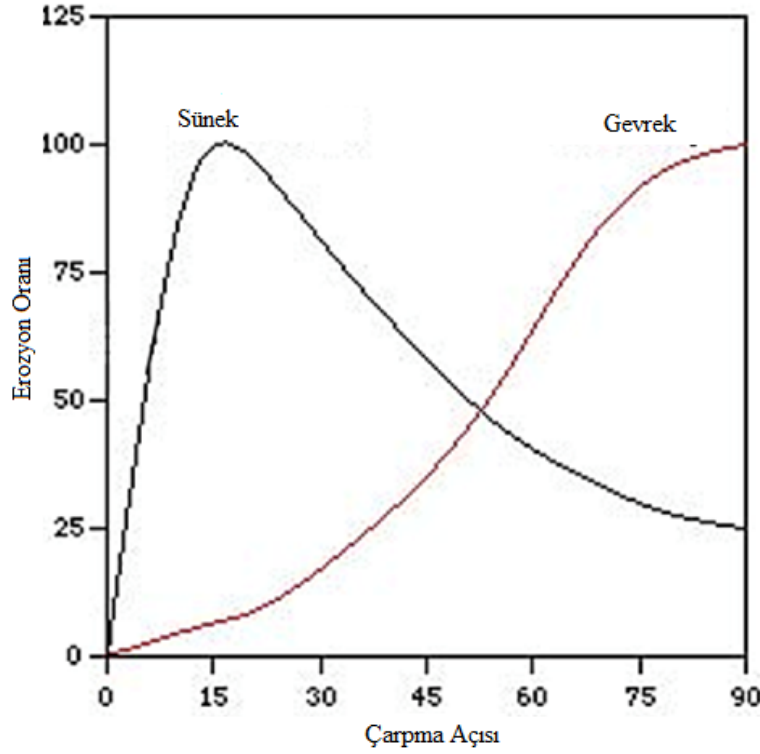
Diğer tribolojik süreçlerde olduğu gibi katı partikül erozyonu da kompleks bir süreçtir. Erozyon mekanizmalarının temel ilkelerinin anlaşılabilmesi için yapılan çalışmalar 20. yüzyılın son yarısında başlamış ve günümüze kadar devam etmiştir. Bütün bu yıllar boyunca bilim adamlarının ilgileri geleneksel malzemelere, özellikle de metallere odaklanmıştır.

Katı partikül erozyonu sırasında meydana gelen değişimler birçok faktöre bağlıdır. Aşındırıcı partiküllerin çarpma açısı, hızı, debisi ve boyutu, aşındırıcı partiküllerin karışım oranı ve aşınan malzemenin özellikleri katı partikül erozyonunda etkin olan en önemli parametrelerdir.

Katı partikül erozyonu sıvı erozyon ve kavitasyon erozyonu gibi diğer erozyon türlerinden farklıdır. Katı partikül erozyonuna bağlı olarak yüzeyden malzeme koparılması birbirinden bağımsız fakat benzer etkili bir dizi olay neticesinde meydana gelir. Bu nedenle sert partiküller ve komponent arasındaki etkileşim çok kısa sürede oluşur. Bu açıdan bakınca erozyon hedef-çalışma dilim ve kalıp aşındırıcı arasındaki ilişkinin sürekli olduğu talaşlama, kayma aşınması, abrazyon gibi diğer yakın ilişkili proseslerden tamamen farklıdır[23].

3.1Sünek Malzemelerin Katı Partikül Erozyonu

Katı partikül çarpması ile malzeme kaybı, jet motorları, helikopter rotor bıçakları ve hatta birçok türbinler için oksit partiküllerin bıçaklar ve yüzeyler üzerindeki somut etkisi nedeniyle en etkili erozyon prosesidir[25].Sünek ve gevrek malzemelerde erozyon şekil 3.1 de gösterildiği gibi açının bir fonksiyonudur[26].



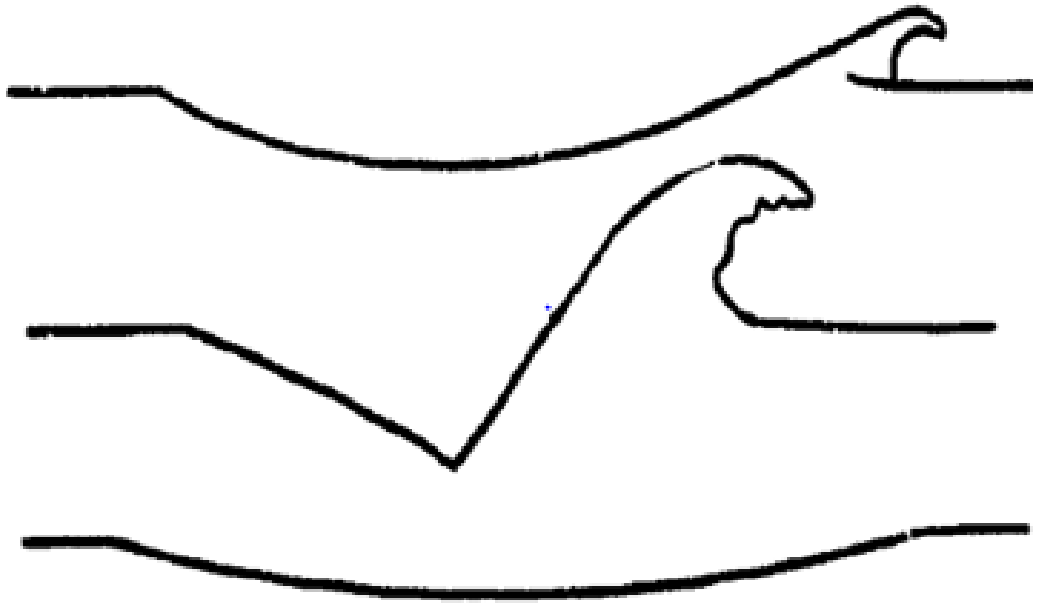
Şekil 3.1: Gevrek ve Sünük malzemelerde çarpma açısı erozyon oranı ilişkisi[26].

Sünük metaller için maksimum erozyon ortalama 20 derece civarı bir çarpma açısında oluşur. Bu davranış ilk olarak Finnie ve iş arkadaşları tarafından sünük metalin yüzeyinde rijit köşeli partikülün aşındırıcı kesmesi dikkate alınarak ortaya konulmuştur. Koparılan malzeme hacmi çarpan kütle, çarpma açısı, çarpma hızının bir fonksiyonudur ve ayrıca partikül ile malzeme arasındaki sertliği belirleyen akma hızının yatay bileşeni ile ters orantılıdır. Bu yaklaşım 45 dereceden daha büyük çarpma açılarında sünük malzemelerin erozyon davranışı için doğru değildir[27].

Bitter tarafından yapılan klasik bir analiz erozyon prosesine iki eşzamanlı prosese bağlı olarak açıklamıştır. Bunlar küçük açılarda etkili olan kesme aşınması ile büyük açılarda baskın gelen deformasyon aşınmasıdır[27].

Tilly ise iki aşamalı bir proses bulmuşlardır. Bu prosese göre partiküller rijit olmak yerine çarpma ile erozyon üretirler ve daha sonra küçük parçalara ayrılarak ek bir erozyon daha meydana getirirler. Bu parçalanma ve parçalanmış partiküllerin akışı 90 derecede erozyona neden olmaktadır. Çok sayıda araştırma 2,3 veya daha büyük hız kuvvetlerinin yüksek hızlarda parçalanmayı arttırdığı görülmüştür. Parçalanma üzerine partikül boyutunun da etkisi vardır. Yapılan araştırmalarda büyük boyutlu partiküllerin daha fazla parçalanmaya meyilli oldukları ve küçük olanlara göre ekstra hasar meydana getirdikleri gözlemlenmiştir[27].

Huthings tarafından dikdörtgen plakalar ve küresel partiküller kullanılarak sünek metal erozyonunda etkili olan üç mekanizma tanımlanmıştır. Bunlar; kraterin arka kenarında bir uç oluşumu ile sonuçlanan kazıma deformasyonu, kraterin çıkış noktasında geniş bir uç meydana getiren bir üçgen iz oluşturan birinci tip kesme ve tüm malzemenin koparıldığı yumuşak sığ bir krater ile sonuçlanan çarpma üzerinden geriye dönen plaka kesmesidir. Birinci tip kesme çarpmaya doğru dönen bir negatif eğim açısıyla plakalar üzerinde gözlemlenir. 0 ile 17 derece arasında bir eğim açısına sahip plaka 2. tip kesme davranışı sergiler. Bu üç krater örneği şekil 3.2’de gösterilmiştir[27].



Şekil 3.2 :Tipik krater şekilleri[27].

Yukarıdaki krater analizleri göstermektedir ki hem kazıma hemde 1. tip kesme için krater hacmi atılan cismin kaybettiği enerji ile orantılıdır. Buna rağmen hız üssü kazıma için 2.4 iken 1. tip kesme için 2.0 olarak belirtilmiştir. Huthings analizinde Finnie zıt olarak malzemeyi plastik deformasyona uğratan sabit bir akma basıncının partikül üzerinde etkisi olduğunu tahmin etmiştir. Bu durum çarpma sırasında kuvvet vektörünün yönünde sürekli bir değişime sebep olur[27].

Sünek malzemelerin dik açılı çarpma erozyonu; sertleştirme işlemi, gevrekleşme, katı partiküllerin parçalanması, parçaların akması, yüzey ekstrüzyonu, ergime ve düşük çevrimli yorulma gibi geniş çapta mekanizmalara bağlıdır. Finnie sünek kırılma oluşana kadar yüzeye sürekli vurmanın sonucunda yüzey durumunu malzeme ekstrüzyonu olarak açıklamıştır. Bu koparılan malzeme pulumsu bir yapıdadır[27].

Gömme partiküllerin sünek malzemelerin kalıcı erozyonu üzerindeki rolü araştırılmıştır. Ives ve Ruff gömülen partiküllerin çarpışma ile parçalanarak gelen partiküllere göre daha küçük olduklarını bulmuşlardır[26].

Ürünün lineer termal genleşme katsayısı ile malzemenin termal özellikleri ve erozyon oranları arasındaki korelasyon Ascarelli tarafından saf metaller için geliştirildi. Ayrıca ürünün yoğunluğu ergime için gerekli ısı ve sıcaklık ile korelasyonlarda bulunmaktadır. Metallerin erozyon dayanımı üzerine termal özelliklerin gerçekten önemli bir etkisinin olup olmadığı hala netlik kazanmamıştır[28].

Gerinme oranı $10^6(\text{sn}^{-1})$ veya daha büyük olduğu sürece malzemelerin erozyon dayanımı üzerinde oldukça büyük etkiye sahiptirler. Düşük gerinme oranlarında erozyon oranı ve özellikler arasında zayıf bir korelasyon olduğu gözlemlenmiştir[28].

3.2Gevrek Malzemelerin Katı Partikül Erozyonu

Sünek malzemelerde maksimum erozyon oranı 20-30 derece arasında görülürken, bu durumun aksine gevrek malzemelerde 90 derecede maksimum erozyon oranına ulaşılır.

Kompozit malzemelerdeki seramik, cam ve termoset polimer matrikslerinin katı partikül ile erozyonu, toz emiliminin bir endişe oluşturduğu motor uygulamalarında seramik ve kompozitlerin kullanılmaya başlamasıyla artan bir ilgi görmektedir. Kumlu ve tozlu çevrelerde operasyon yapan helikopter rotor bıçaklarında elyaf takviyeli kompozitlerin kullanılması sadece bu malzemelerin erozyon davranışının çalışılmasına değil aynı zamanda erozyondan kaçınmak için koruyucu kaplamalar alanında da gelişmelere sebep olmuştur. Benzer durum aynı korumayı gerektiren kompozit jet motor bıçakları ve vanaları içinde geçerlidir[31].

Gevrek malzemelere katı partiküllerin etkisi bir elastik yarı-uzayda elastik maddelerin çarpışması için Hertzian çarpma teorisi kullanılarak analiz edilmiştir. Koni ve halka şeklindeki çatlaklar malzemeden iri parçalar kopararak Hertzian çarpmasıyla kütle kaybı oluşturur[29].

Dinamik plastik çentik temelli, partiküller ve hedef malzeme arasında plastik deformasyon meydana getiren Hertzian analizine alternatif bir teori bulunmuştur. Bu

teoride temas bölgesinden dışarı doğru dairesel büyüyen çatlaklar ve temas bölgesinin altından ilerlemeye başlayan yanal çatlaklar mevcuttur[30].

Seramik malzemeler normal olarak yüksek sıcaklık uyumalarında birinci derece yapı elemanı, dönme bileşen, koruyucu kaplama malzemesi olarak kullanılmasına rağmen literatürde yüksek sıcaklıklar için çok az sayıda katı partikül erozyonu veya çarpma bilgisi mevcuttur. Bu malzemelerin yüksek sıcaklıklarda plastik deformasyon davranışındaki değişimler, dislokasyon hareketlerinin artmasına bağlı olarak erozyon karakterlerini değiştirebilir[31].

3.3 Oda Sıcaklığında Katı Partikül Erozyonu ve Etki Eden Parametreler

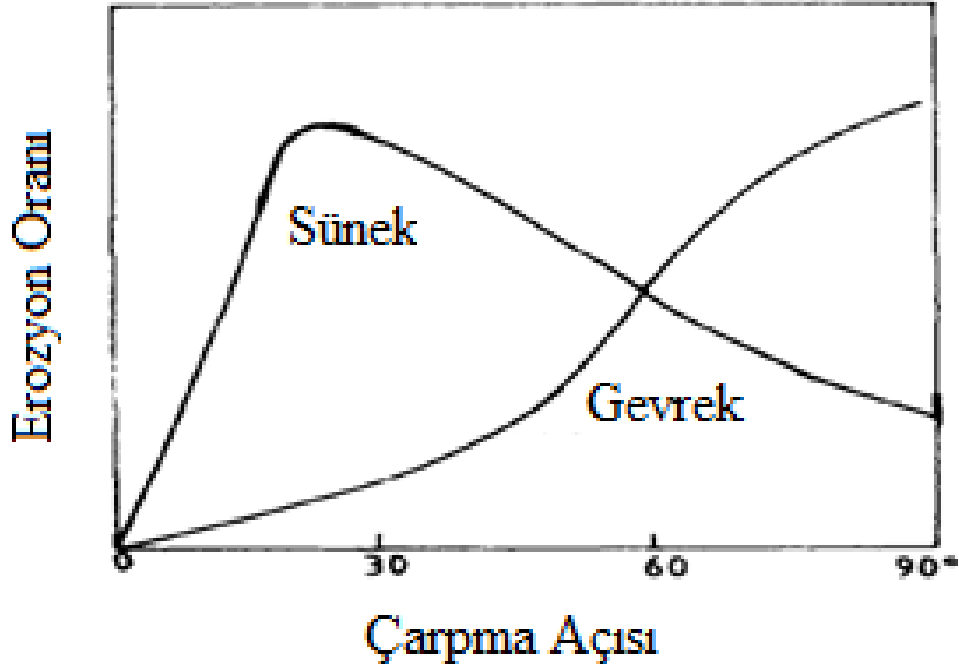
Aşındırıcı partiküllerin çarpma hızı erozyon oranına en çok etki gösteren parametredir. Bir malzemenin erozyon oranı genellikle aşındırıcı partiküllerin yarattığı ağırlık kaybının, ağırlık kaybına neden olan aşındırıcı partiküllerin ağırlığına oranı ile tanımlanır[23].

Hutchings büyük miktarda deneysel datanın detaylı analizi sonucu metalik malzemelerin eğik çarpma koşullarında ana hız kuvveti 2.4 olduğunu bulurken, Sundararajan ve Shewmon benzer çalışma ile normal çarpma altında meydana gelen erozyon için p değerini 2.55 olarak belirlemiştir. Bu değer seramikler için 3 ve polimer matrisli kompozitler için 5 civarındadır[24].

Hız üssü ayrıca çarpma açısı, partikül boyutu ve benzeri gibi başka parametrelerden de etkilenir. Goodwin ve diğerleri partikül boyutunun azalması ile hız kuvvetinin azaldığını ifade etmiştir. Hız üssü ek olarak aşındırıcı partikül şeklinde bir fonksiyonudur[32].

Çarpma açısı hedef malzeme ve aşındırıcı yörüngesi arasında açı olarak tanımlanır. Çarpma açısının erozyon oranına etkisi büyük ölçüde hedef malzemenin doğasıyla alakalıdır.

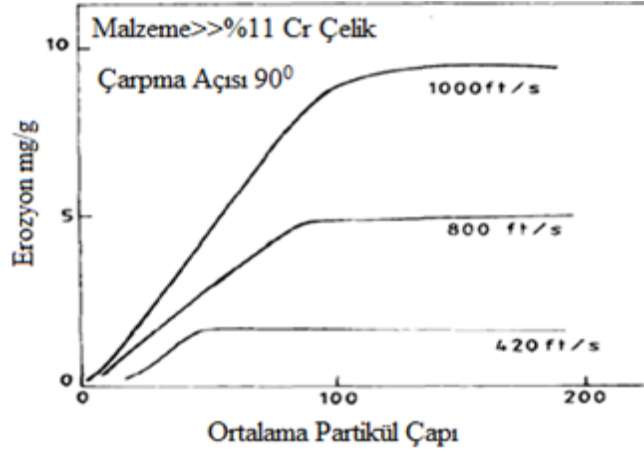
Şekil 3.3’de görüldüğü gibi sünek malzemeler (metaller ve alaşımlar gibi) 15° ve 30° gibi orta çarpma açılarında maksimum erozyon oranına sahiplerdir. Tam zıt olarak gevrek malzemelerin (cam gibi) maksimum erozyon oranının 90° gibi normal çarpma açılarında elde edilir[23].



Şekil 3.3 : Sünek ve gevrek malzemelerde çarpma açısının erozyon oranına etkisi[23].

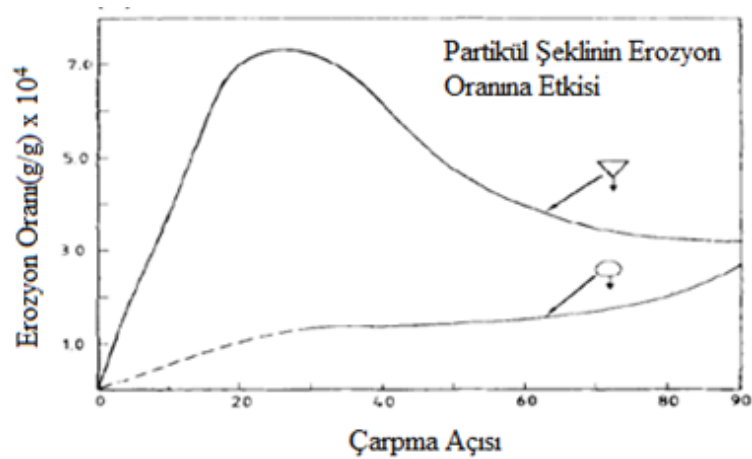
Aşındırıcı partikül şekli erozyon oranı-çarpma açısı davranışı üzerinde oldukça büyük bir etkiye sahiptir. Küresel aşındırıcı kullanımı sonucu mild çeliği ve bakır gibi sünek malzemeler ile bile normal çarpma açısında erozyon oranında bir maksimum elde edileceğini belirtilmiştir. Bu günlerde çarpma hızı, aşındırıcı malzemenin sertliği ve boyutunun erozyon oranı ile çarpma oranı değişkenliği üzerine etkisi üzerine sahip olunan mevcut bilgiler yetersizdir[23].

Partikül boyutu erozyon davranışını etkileyen önemli bir parametredir. Goodwin ve diğerlerine göre şekil 3.4’de gösterildiği üzere; 50 ila 100 mikron arasında partikül boyutunun artması ile erozyon oranında artış gösterir. Ancak 100 mikron üzeri değerlerde erozyon oranı partikül boyutundan bağımsızdır. Yapılan benzer bir çalışmada ise 18Ni (250) yaşlandırılmış martenzitik çelik SiC, Al₂O₃ ve SiO₂ partikülleri ile erozyona uğradığında, çeliğin erozyon oranı SiC ve Al₂O₃ partikül boyutunun artması ile artarken, diğer taraftan SiO₂ partikülleri aşındırıcı olarak kullanıldığında tam tersi durum söz konusudur[32].



Şekil 3.4 :Dik açıda farklı çarpma hızlarında çeliklerin erozyon oranı değişimi[32].

Partikül şeklinin erozyon oranı üzerine etkisi daha önce birkaç araştırmacı tarafından çalışılmıştır ve çoğu metalik malzemede küresel partikül yerine köşeli partiküllerin aşındırıcı olarak kullanılması sonucu daha yüksek erozyon oranlarına ulaşıldığı gözlemlenmiştir. Reddy and Sundararajan bakır ve bakır esaslı alaşımlarda normal çarpma açılarında, kırılğan olmayan küresel çelik aşındırıcı olarak kullanıldığında erozyon oranından bir maksimum gözlemlenmiştir. Bu durum şekil 3.5'de açıklanmıştır. Bu durumun tam tersi olarak, köşeli SiC aşındırıcı olarak kullanılması sonucu ise aynı bakır ve bakır alaşımları sünek bir erozyon davranışı sergilemişlerdir. Böylelikle, aşındırıcı partiküller köşeli yapıya doğru kaydıkça, erozyon oranı artış gösterir ve ek olarak erozyon oranı-çarpma açısı davranışı sünek bir hal almaya başlar[24].

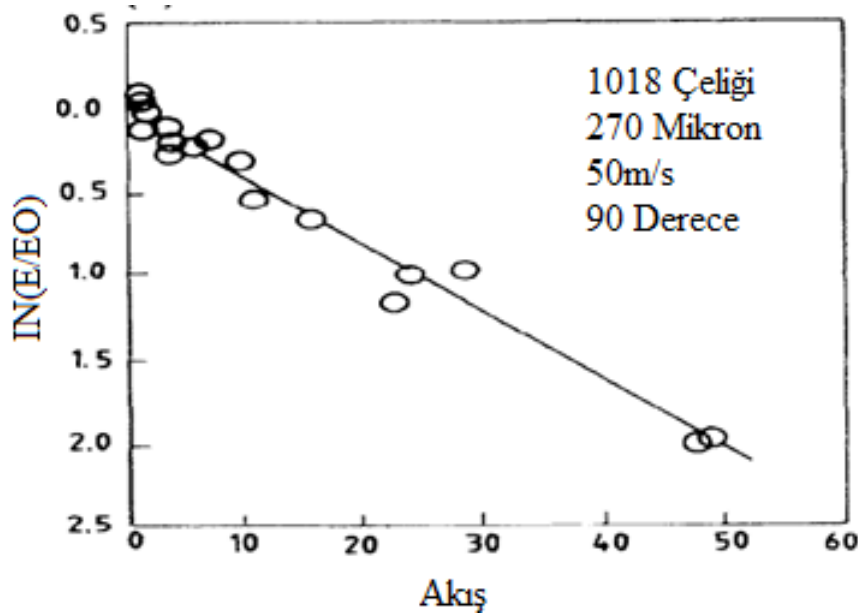


Şekil 3.5 :Küresel ve köşeli partiküllerde çarpma açısının erozyon oranına etkisi[24].

Aşındırıcı partiküllerin sertliğinin erozyon oranı üzerindeki etkisi bir başka araştırma konusudur. Wellinger, Uets ve Levy çalışmalarına göre aşındırıcı partikülün sertliği

hedef malzemenin en az iki katı olduğu sürece, erozyon oranı partikül sertliğinden bağımsızdır. Aşındırıcı malzemenin sertlik değeri hedef malzeme ile kıyaslanabilecek seviyelere indiği zaman erozyon oranı önemli ölçüde düşer. Ayrıca kırılğan aşındırıcı malzeme kullanımı yüksek erozyon oranına sebebiyet verir[33].

Genellikle aşındırıcı partiküllerin akma oranı metalik malzemelerin erozyon oranı üzerinde önemli bir etkiye sahip değildir. Buna rağmen çok yüksek akma oranlarında, diğer partiküllerle ve geri sıçrayan partiküller ile girişim sonucu erozyon oranı düşer. Bir başka deyişle akma oranındaki artmaya bağlı olarak erozyon oranı eksponansiyel olarak azalmalıdır[34].



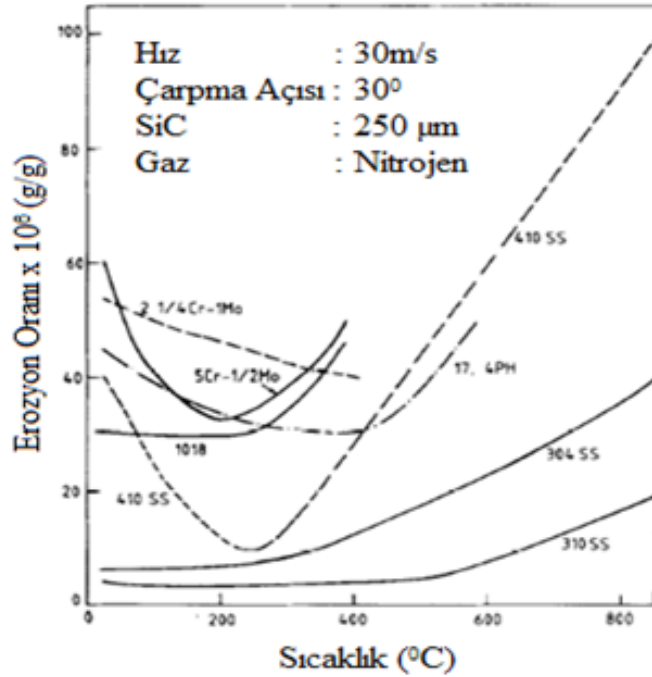
Şekil 3.6 :Aşındırıcı partiküllerin akmasının 1018 çeliğinin erozyonuna etkisi[34].

3.4 Yüksek Sıcaklıkta Katı Partikül Erozyonu ve Etki Eden Parametreler

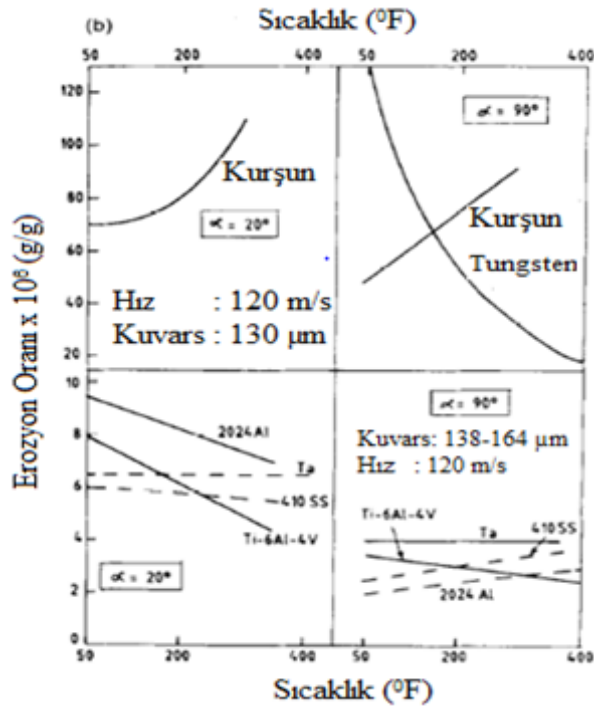
Bir dizi metal ve alaşım için sıcaklıkla birlikte erozyon oranında meydana gelen değişkenlik şekil 3.7 ve şekil 3.8 de verilmiştir. Bu şekillerdeki veriler yüksek çarpma hızları ve çoğunlukla köşeli partiküllere aittir.

Erozyon oranına bağlı olarak gözlenen sıcaklıklar üç gruba ayrılabilir. İlk grupta, erozyon oranı başlangıçta sıcaklığın artmasıyla azalır ve bir minimuma ulaşır ve daha sonra sıcaklığın artmasıyla artmaya başlar. 5Cr-0.6Mo, 410SS, Alloy 800, Ti-6Al-4V ve tungsten bu gruba aittir. İkinci grup kritik bir sıcaklığa kadar sıcaklıktan bağımsız erozyon oranına sahip, daha sonra ise sıcaklığın artmasıyla artan erozyon oranı davranışı gösteren tantalum, kurşun(eğik çarpma) gibi metaller ve 310SS(eğik

çarpma) 1018 çeliği, 1100 Alüminyum(normal çarpma) alaşımlardan oluşur. Son olarak üçüncü gruptaki malzemeler ise sıcaklığın artmasıyla artan erozyon oranına sahiptirler. Inco 600, karbon çeliği, 12Cr-1Mo-V çeliği ve 2024 Al bu grupta yer alan bazı tipik örneklerdir[35].

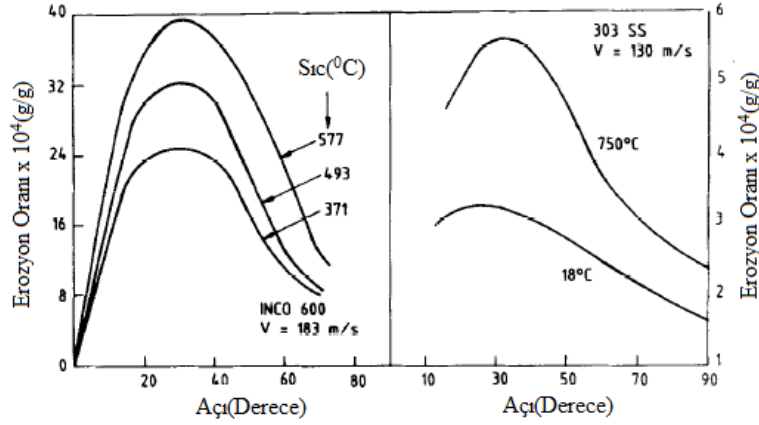


Şekil 3.7 :Test sıcaklığına bağlı olarak çeşitli çeliklerin erozyon oranı değişimi[35].



Şekil 3.8 :İki farklı çarpma açısında(300 ve 900) bazı saf metaller(Ta, W, Pb) ve alaşımların(Ti-6Al-4V, 2024 Al, 410SS) erozyon oranında test sıcaklığının etkisi[35].

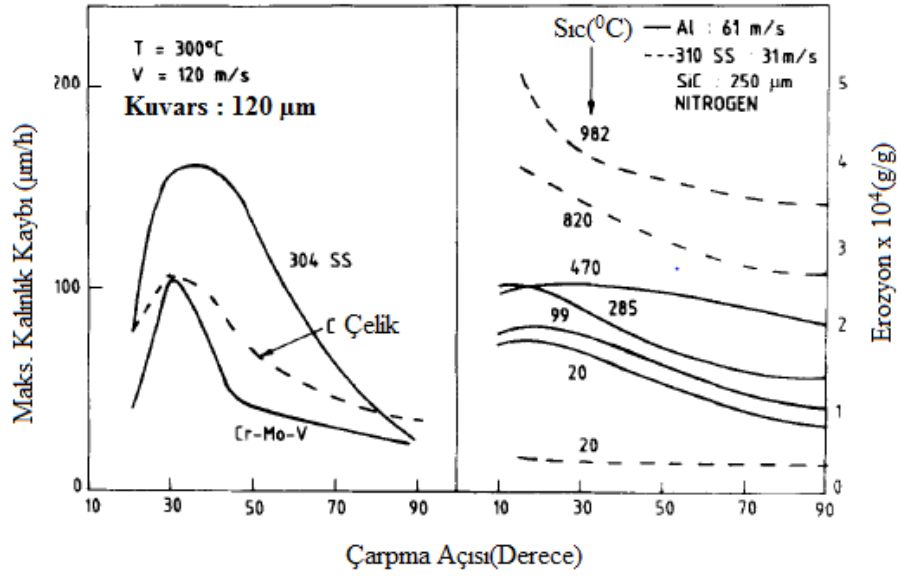
Farklı sıcaklıklarda erozyon oranı ve çarpma açısı üzerine şimdiye kadar sahip olunan bilgiler yetersizdir. Buna rağmen çoğu metalik malzeme erozyon sıcaklığına bakılmaksızın, sünek bir davranış sergilerler(örneğin 10^0 - 30^0 maks.erozyon oranı). Böyle bir gözlemin universal örneği birçok araştırmanın yer aldığı şekil 3.9 ve 3.10'da gösterilmiştir[35].



Şekil 3.9 :Çeşitli test sıcaklıklarında farklı alaşımların çarpma açısına bağlı olarak erozyon değişimi[35].

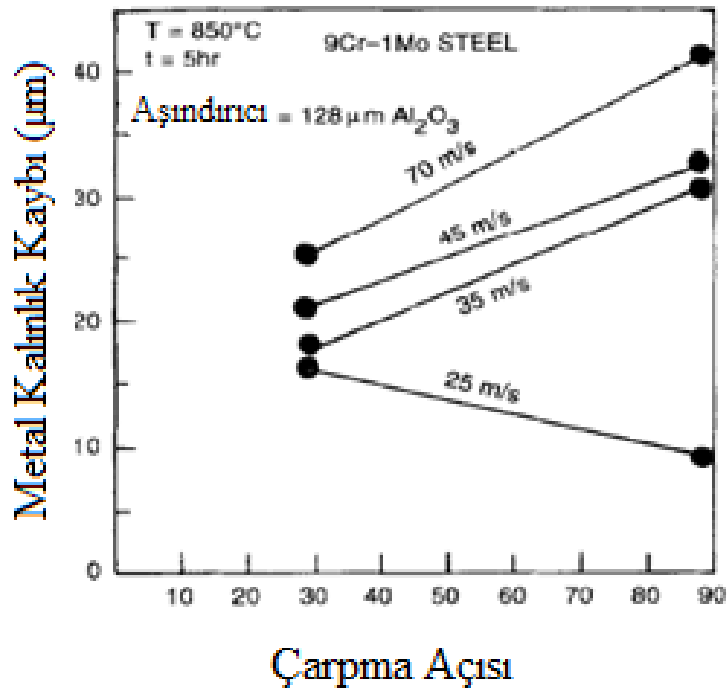
850^0C sıcaklıkta yuvarlak Al_2O_3 aşındırıcı kullanarak 35-70m/s çarpma hızı ile yaptığı çalışma sonucunda dik açılı çarpmada dar açılı çarpmaya oranla daha yüksek erozyon oranı elde etmiştir. Levy'in gözlemleri şekil 3.11' de sunulmuştur. Buna rağmen düşük çarpma hızlarında dar çarpma açıları için erozyon oranında bir maksimum elde edilir. Chang ve diğerlerinin yaptığı çalışmalarda kobalt için 780^0C de 60^0 acıda 20mikron köşeli alüminyum partikülleri 70 ve 140m/s hızları ile çarpması sonucu erozyon oranında şekil 3.12'de görüldüğü gibi bir pik elde edilmiştir. Diğer taraftan erozyon testi 600^0C de ve 140m/s hız ile yapıldığında pik 30^0C çarpma açısında oluşmaktadır[36].

Aşındırıcı partikül hızı aşınma süreci üzerinde çok güçlü bir etkiye sahiptir. Eğer partikül çarpma hızı çok düşük ise, çarpma anındaki gerilmeler plastik deformasyon oluşumu için yetersiz kalır ve aşınma yüzey yorulması şeklinde devam eder. Hız arttığında, aşınan malzeme partikülün çarpmasına bağlı olarak plastik deformasyona uğrayabilir. Bu sistemde, aşınma tekrarlanan plastik deformasyonla oluşur. Kırılgan aşınma davranışında, aşınma alt yüzey kırılması şeklinde meydana gelir. Çok yüksek partikül çarpma hızlarında, darbeye maruz kalan yüzeyde lokal ergime ortaya çıkabilir.

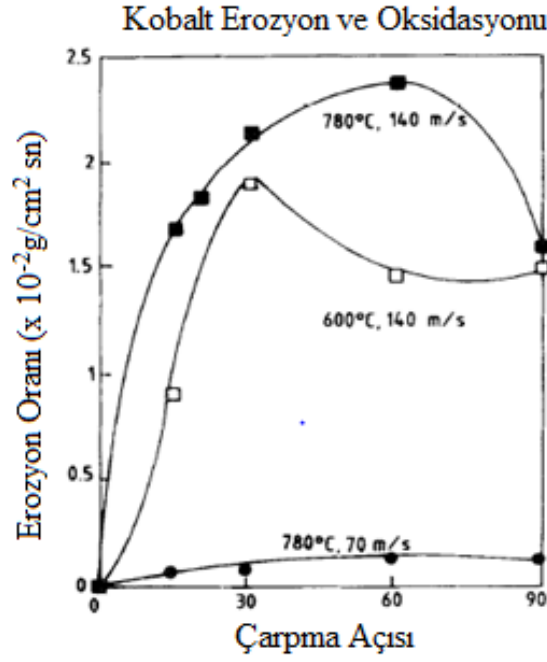


Şekil 3.10 :Çarpma açısının ve test sıcaklığının 304 SS, 410 SS ve 316 SS erozyon davranışına etkisi[35].

Farklı araştırmacılar tarafından elde edilen hız kuvveti p şekil 3.11 ‘de hız-sıcaklık grafiğinde gösterilmiştir. Grafikte görüldüğü gibi hız kuvvet değeri 0,9 ila 2.88 gibi geniş bir aralıkta değişiklik göstermektedir. Şekilde görüldüğü gibi düşük çarpma sıcaklıklarında 304SS için hız kuvveti erozyon test sıcaklığının artması ile 0,9’akadar düşmektedir. Yüksek çarpma hızlarında ise p değeri 2 ila 3 arasında seyretmektedir[35].

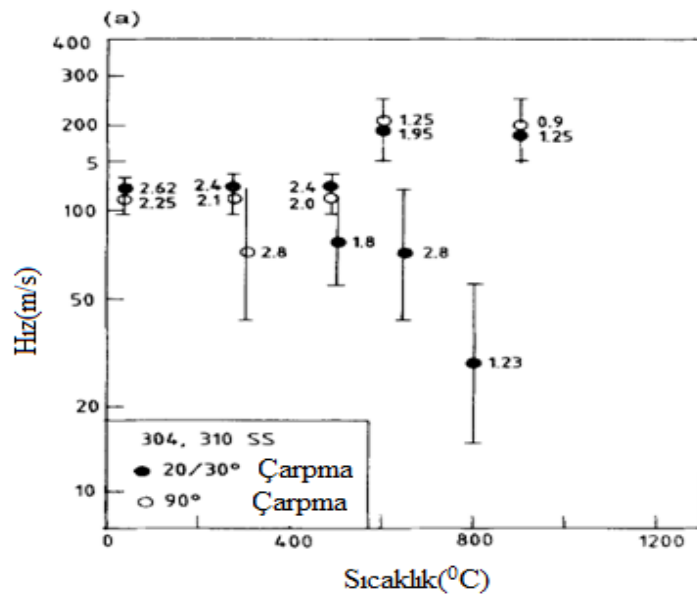


Şekil 3.11 :Çarpma hızı ve çarpma açısına bağlı olarak 850 0C’de 9Cr-1Mo çeliğinin kalınlık kaybı değişimi[35].



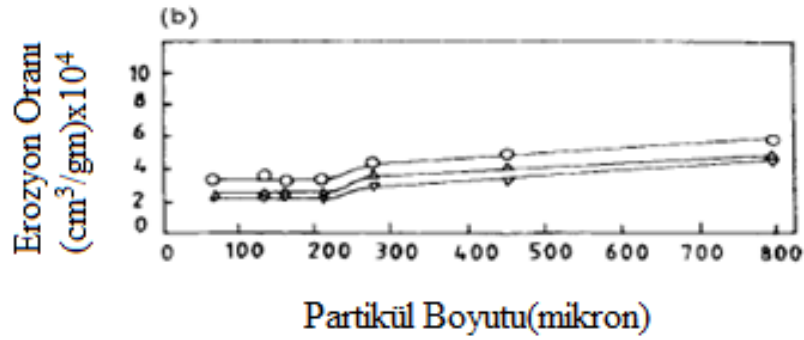
Şekil 3.12 :İki farklı çarpma hızı için farklı açılarda ve test sıcaklığında kobalt erozyon oranındaki değişim[35].

Tabakoff ve Vittal 70mikron ile 800mikron boyut aralığında kuvars partikülleri kullanarak Inco 600 alaşımı için erozyon testleri yapmışlardır. Şekil 3.14’de görülen test sonuçlarına göre partikül boyutunun artmasıyla erozyon oranı da artış göstermiştir. Zhou ve Bahadur, 650°C de 304SS üzerinde SiC partikül boyutunun etkisini incelemişlerdir(çarpma açısı:30°C, çarpma hızı: 65m/s). Şekilde 3.13’de gösterilen sonuçlarda 40 mikron üzerinde partikül boyutu için erozyon oranı bağımsız hareket ettiği fark edilmiştir[38].

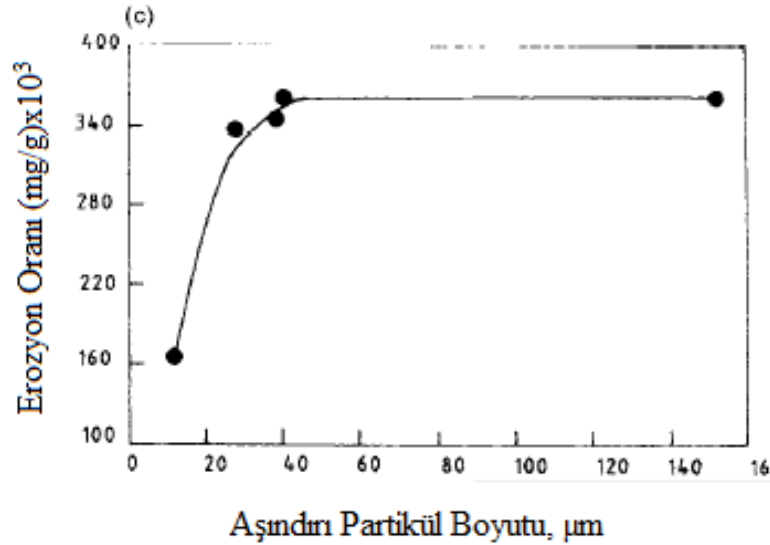


Şekil 3.13 :Çarpma hızı ve sıcaklığı bağlı olarak hız kuvvetinin değişimi[38].

Yüksek sıcaklık erozyonuna partikül şeklinin etkisi üzerine çok az bilgi mevcuttur. Levy bazı krom kaplı çelikler üzerinde 850⁰C sıcaklıkta köşeli SiC ve küresel Al₂O₃ malzemeleri aşındırıcı olarak kullanarak bir çalışma yapmıştır. 9Cr-1Mo çeliği için şekil 3.14’de görülen sonuçlar elde edilmiştir. Sic partikülleri aşındırıcı olarak kullanıldığında görüldüğü gibi oldukça yüksek bir erozyon oranı elde edilmiştir. Bu duruma ilave olarak erozyon oranının hıza bağımlılığı kullanılan aşındırıcı türünden etkilenmiştir[36].



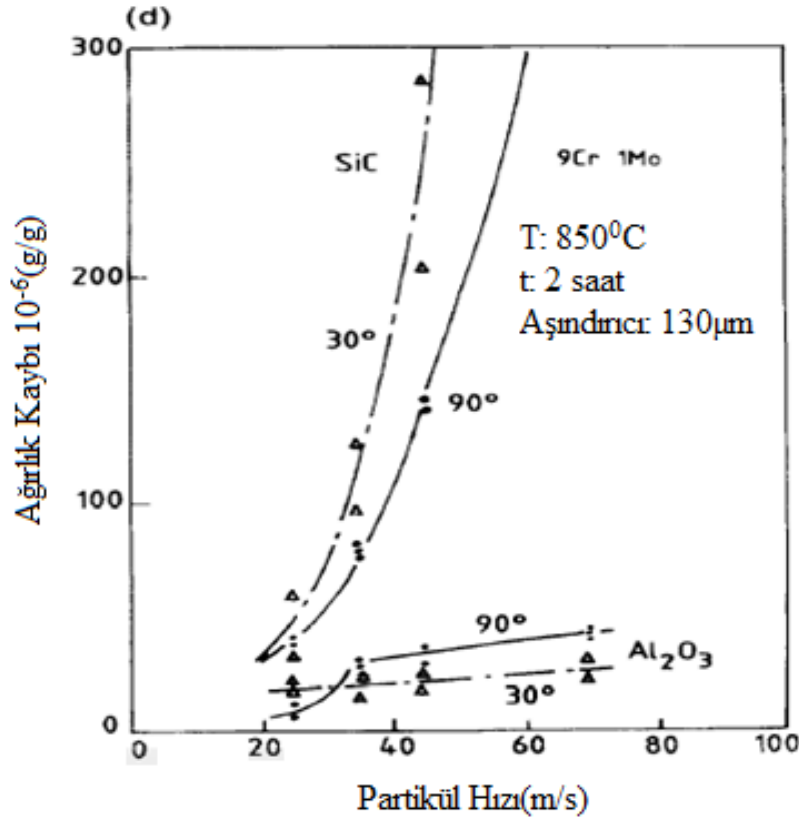
Şekil 3.14 :Üç farklı test sıcaklığında INCO 600 alaşımının erozyon oranının aşındırıcı partikül boyutuna bağlı olarak değişimi[36].



Şekil 3.15 :Partikül boyutunun bir fonksiyonu olarak 304 SS malzemesinin erozyon oranındaki değişim[36].

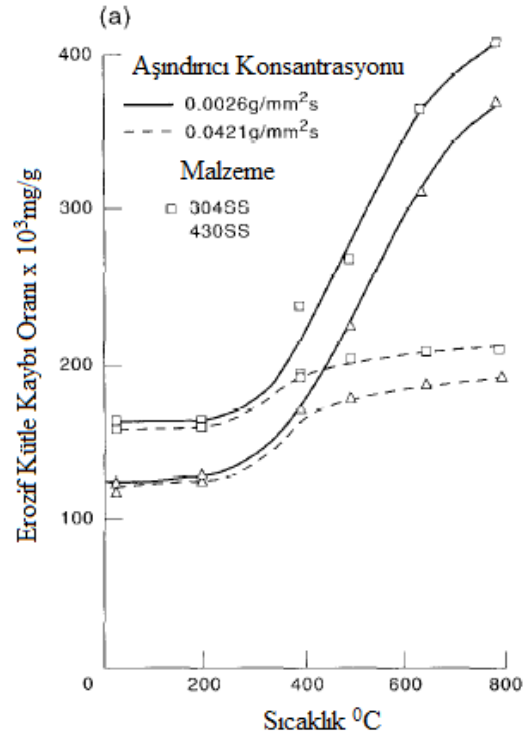
Zhou ve Bahadır geniş bir sıcaklık aralığında 304 ve 430SS’in erozyonu üzerine partikül akma oranının etkisini araştırmışlardır. Elde edilen sonuçlar şekil 3.16 da gösterildiği gibi; yaklaşık 500⁰C sıcaklığa kadar akma oranında ki artışın erozyon oranına bir etkisi olmadığını açıklamaktadır. Buna rağmen 500⁰C üstünde daha düşük akma oranlarında yüksek erozyon oranı elde edilmiştir. 500⁰C

üzerinde partikül akma oranına bağlı erozyon davranışı, erozyon ve oksidasyon arasındaki etkileşim mekanizmasıyla ilişkili olabilir[38].



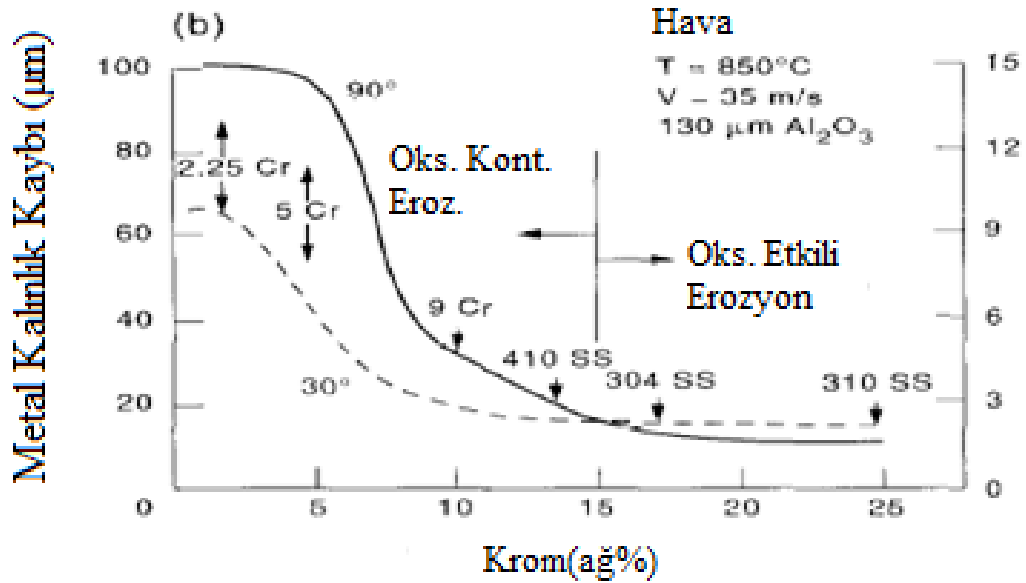
Şekil 3.16 : Köşeli SiC partikülleri ile yuvarlak Al_2O_3 partiküllerin aşındırıcı olarak 9Cr-1Mo erozyon oranına etkisinin kıyaslaması[38].

Yüksek sıcaklıklarda metalik malzemelerin erozyon davranışı üzerine aşındırıcı malzeme özelliklerinin etkisi için yapılan araştırmalar sonucunda elde edilen bilgiler sınırlıdır. Çeşitli mukavemetlendirme mekanizmalarıyla erozyon ilişkisi oda sıcaklığında yüksek sıcaklıklara göre daha az önem taşımaktadır. Bu durum yüksek sıcaklıklarda deneysel erozyon verilerinin analizi açısından zorluklara sebebiyet verir. Yüksek sıcaklık erozyonu sadece yüksek çarpma hızlarında ve aşındırıcı olarak köşeli SiC kullanılan koşullarda metal erozyonu baskın rejim olduğundan analizi daha kolaydır. Şekil 3 17’de metal erozyon rejimine sahip çeşitli metallerin sıcaklık-erozyon oranı deneysel sonuçları paylaşılmıştır. Bu şekilde görüldüğü gibi sıcaklığın artmasıyla beraber ilk olarak erozyon oranı düşerken sıcaklığın daha da artmasıyla erozyon oranında artış görülmektedir. Östenitik çeliklerin yüksek sıcaklıklarda erozyon dayanımı ferritik çeliklere göre daha üstündür. Tek istisna temperlenmiş martenzitik matrikse sahip 410 paslanmaz çeliğidir. Bu çelik östenitik paslanmaz çeliklerle kıyaslanabilir bir erozyon dayanımı sergiler[23].



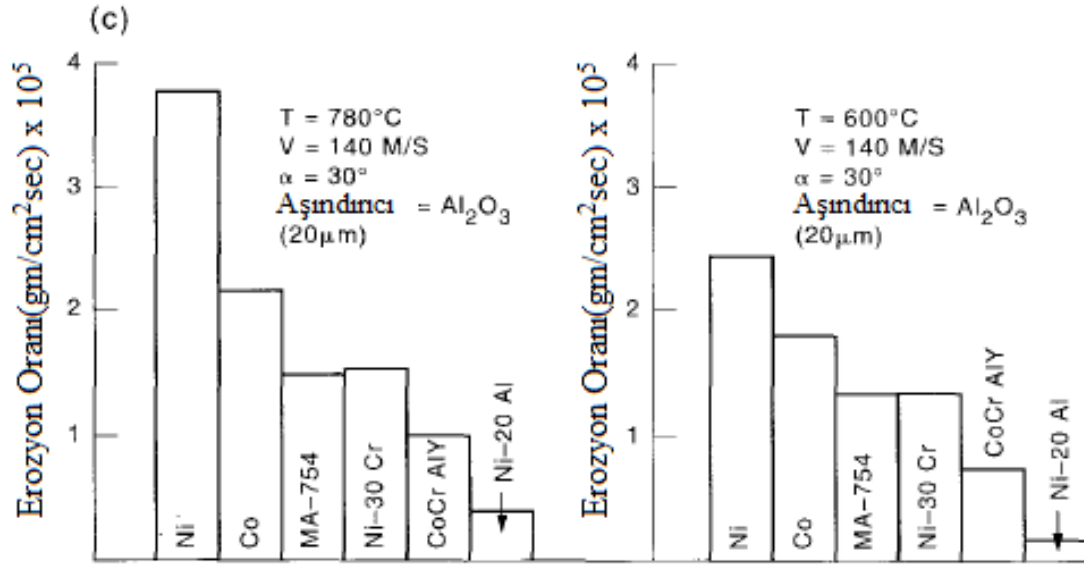
Şekil 3.17 :İki farklı akma oranında test sıcaklığına bağlı olarak 430 SS ve 304 SS alaşımının erozyon oranındaki değişim[23].

Yüksek sıcaklık erozyonu düşük hızlarda ve yuvarlak Al_2O_3 aşındırıcı olarak kullanıldığında, oksidasyon etkisi daha önemli bir hal alır. Şekil 3.18’ de çeliklerin erozyon oranı üzerinde krom içeriğinin etkisi, $850^{\circ}C$ sıcaklıkta Al_2O_3 aşındırıcı olarak kullanılarak ölçülmüştür. % 10 – 12 arasında krom içeren çeliklerde erozyon oranının çok düşük değerlere geldiği gözlemlenmiştir[35].



Şekil 3.18 :Çeşitli çeliklerde krom içeriğinin erozyon oranı ve metal kalınlık kaybına etkisi[35].

Yüksek sıcaklıklarda mevcut skala da erozyon üzerinde etkilidir. Nikel ve kobalt gibi elementlerin skalada yüksek oranda barındıran malzemeler, alümina ile şekillenmiş CoCrAlY ve Ni20Al gibi alaşımlara göre daha yüksek erozyon oranına sahiptir. Krom ile şekillenmiş Ni-20Cr gibi alaşımlarda orta derecede erozyon oranı sergilerler[37].



Şekil 3.19 :Bazı metal ve alaşımların 600°C ve 780°C’de erozyon davranışları[37].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada sıcaklığın türbinlere göre daha düşük olduğu, basınç kompresörünün arka kademelerdeki sabit ve hareketli kanatçıklarında kullanılan Inconel 718 alaşımının oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda farklı açılarda katı partikül erozyonu sonrası davranışı incelenmiştir. Ayrıca malzeme akışkan yataklı fırında nitrasyon ile yüzey sertleştirilmiş malzemenin erozyon davranışı orjinal durum ile kıyaslanmıştır.

4.1 Deney Numuneleri

Deneysel çalışmalarda AMS 5663 standartlarına göre yaşlandırılmış Inconel 718 malzemesi kullanılmıştır. AMS 5662 Inconel 718 alaşımının en ham halidir ve AMS grubu arasında en yumuşak olanıdır. AMS 5662 ile çözeltiye alınan alaşım AMS 5663 ile yaşlandırılır. Yaşlandırması işlemi sonrası aşağıdaki şekilde görüldüğü gibi mekanik özellikler elde edilir.

Çizelge 4.1 : Çubuk Inconel 718 alaşımının mekanik özellikleri.

Malzeme	Koşul	Çekme Mukavemeti (ksi)	Akma Mukavemeti (ksi)	Uzama 4D	Sertlik
AMS 5663 Çubuk	1700-1850°F Tavlama+Yaşlandırma	185	150	12	≥331 HB

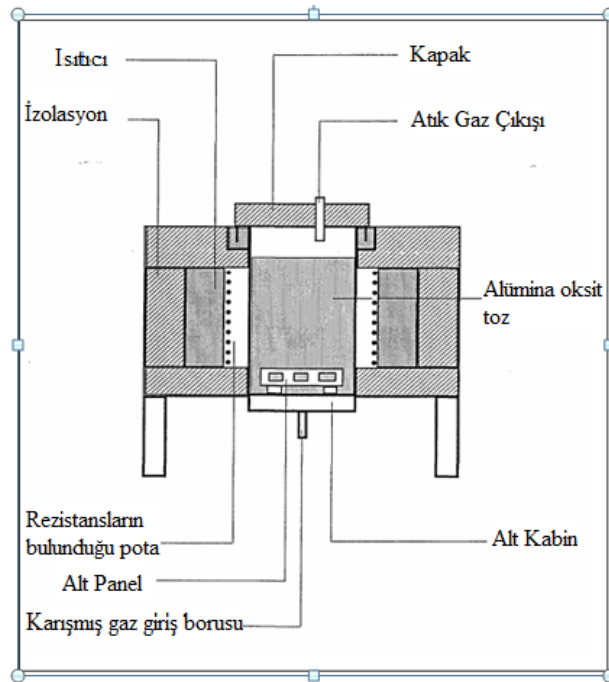
50 cm uzunluğunda çubuk şeklinde kabaca kesilen malzeme daha sonra deneyde kullanılacak numuneleri oluşturmak adına 3mm kalınlığında 25mm çapında olarak tel erozyonu ile dilimlenmiştir. Malzeme kaybına sebebiyet vermemek için tel erozyonu tercih edilmiş ve mikroyapıda hasar oluşmaması adına su soğutmalı olarak işlemler gerçekleştirilmiştir. Tel erozyon tezgahı deşarj esnasında oluşan kıvılcım yoğunlaşması ile iş parçası yüzeyinde yüksek sıcaklık meydana getirir ve malzemenin lokal olarak erimesini bunun sonucunda da istenilen parçanın oluşumunu sağlar.

Tel erozyonu ile kesme işlemi sonrasında numunelerin yüzeylerinde tel izleri oluşmuştur. Bu izlerin giderilmesi için SiC zımpara kağıdı ile farklı gritlerde numunelerin yüzeyi zımparalanmış ve daha sonrasında elmas süspansiyon ile parlatılması sağlanmıştır.

Numunelerin bir kısmı daha sonra İ.T.Ü mekanik metalurji laboratuvarında akışkan yataklı fırın teknolojisi ile nitrürlenmiştir. Optimum nitrürlenme koşulları Tuncay Turan tarafından 2013 yılında yazılan "Inconel 718 Alaşımının Nitrürlenmesi" tezinden yararlanılarak belirlenmiştir[39].

Akışkan yatak fırın sisteminde çok ince seramik toz (genellikle alümina oksit Al_2O_3) içeren banyo bulunmaktadır. Fırın ortamına alttan gaz girişiyle ince taneli alümina oksit tozları mikroskobik olarak ayrışarak akışkan gibi hareket etmeye başlar. Bu sistem adını bu akışkan davranışından almaktadır[40].

Nitrürlenme işlemi bir çeşit yüzey sertleştirme ısıl işlemidir. Parça yüzeyine nitrojen atomlarının difüze olmasını hedefleyen bir işlemdir. Neticesinde parça yüzeyinde yüksek sertlik beklenir. Parça yüzeyinde sertlik yüksek olmasına nazaran parça iç sertliğinde artış olmadığı için parçanın darbe direnci, tokluğu yüksek olmasının yanında yüzeydeki sert tabaka aşınma direncini artırır. Dolayısıyla günümüzde nitrasyon gibi yüzey sertleştirme işlemlerinin uygulanmasında artış olmuştur. Kullanılan fırın sistemi şekil 4.1’de verilmiştir[40].

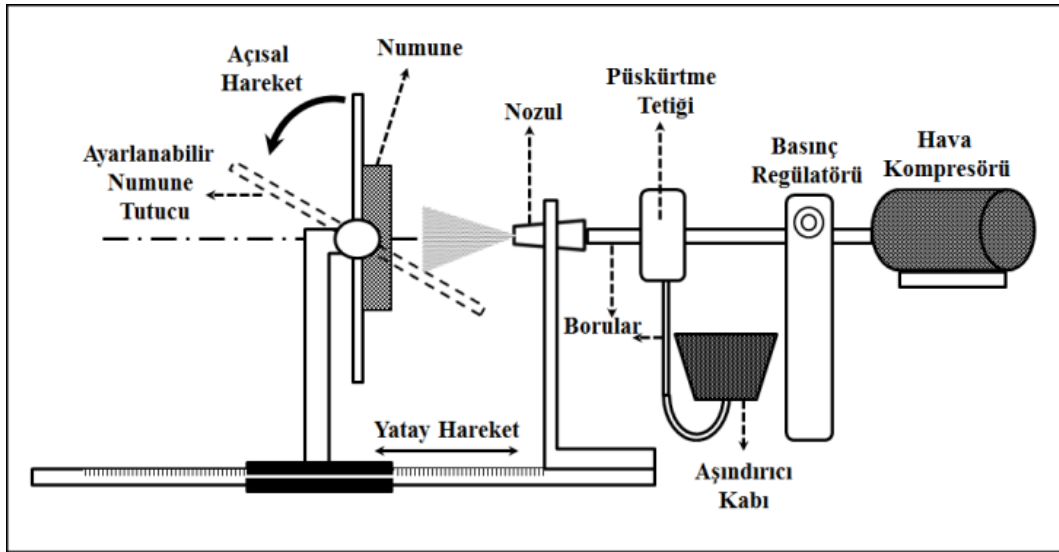


Şekil 4.1 :Akışkan yatak fırın sistemi şematik görünüşü[40].

Yapılan bu çalışmada, 400°C sıcaklıklarda konvansiyonel nitrürleme işlemlerinin AMS 5663 ısıtıl işlemine tabi tutulmuş Inconel 718 alaşımının yüzey özelliklerine etkisi incelenmiştir. Nitrürleme işlemleri gaz ve ısı taşıyıcı olarak Al₂O₃ partikülleri içeren akışkan yatak tipi bir fırında %60 amonyak + %40 azot gaz karışımı atmosferinde 400°C sıcaklıklarda 10 saat süre ile yapılmıştır. Nitrürleme işlemi tamamlandıktan sonra numunelerin yüzey sertlik değerleri ölçülmüştür. Nitrürleme öncesi numunelerin sertlik değerleri 550 HV civarı iken nitrasyon sonrası bu değer iki katına çıkmış ve 1200 HV değerine ulaşmıştır.

4.2 Katı Partikül Erozyonu Deney Düzeneği ve Uygulaması

Yukarıda bahsi geçen numunelerin hazır hale getirilmesinden sonra aşağıda şematik olarak görülen deney düzeneği oluşturularak deney uygulamaya hazır hale getirilmiştir.



Şekil 4.2 : Katı partikül erozyon deney düzeneğinin şematik gösterimi.

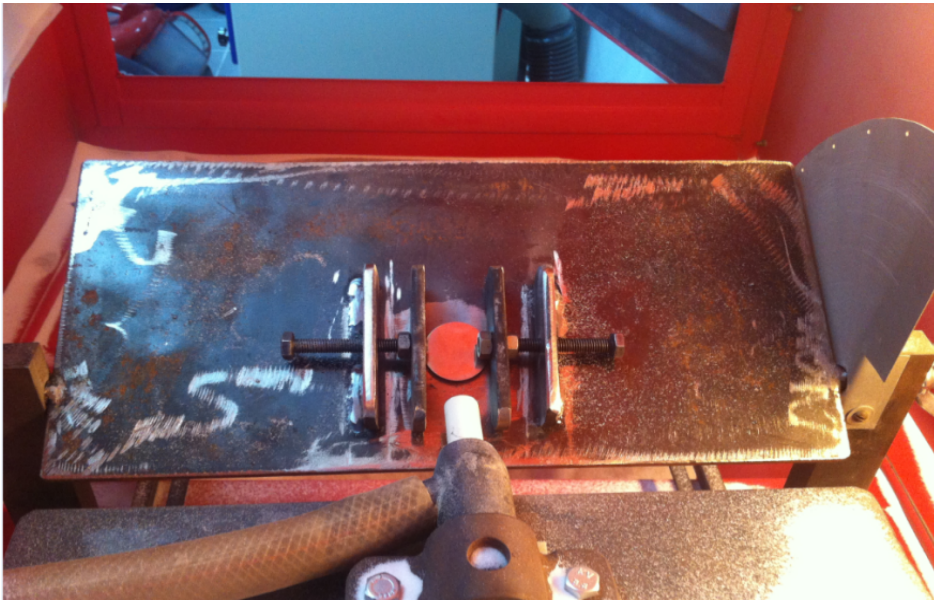
Erozif aşınma test düzeneği basınçlı hava kompresörü, basınçlı hava tankı, kumlama kabini, numune fikstürü ve kumlama tabancası elemanlarından oluşmaktadır. Kumlama tabancası kumlama kabini içerisine sabitlenmiştir ve kabin basıncı dışarıdan bir pedal vasıtasıyla kontrol edilebilmektedir. Kumlama basıncı da kabin dışarısına yerleştirilen bir manometre ile ayarlanabilmektedir. Kumlama kabini içerisine numunenin sabitlenmesi ve numune üzerine istenilen açılarda kum püskürtülmesini sağlayan özel bir numune fikstürü yerleştirilmiştir. Bu düzenek ile kabin içerisine sabitlenmiş kumlama tabancası, numunenin 15'er derece ile

döndürülmesine olanak veren fikstürün hareketi ile numune üzerine istenilen açılarda kum püskürtebilmektedir. Kumlama işlemleri sırasında numuneler bu fikstür kullanılarak kumlama tabancasından 20 mm uzaklıkta tutulmuştur.

Çizelge 4.2 :Deney parametreleri.

Nozzle-Numune Mesafesi	20mm
Açı	30 ⁰ , 45 ⁰ , 60 ⁰ , 90 ⁰
Sıcaklık	20 ⁰ C, 400 ⁰ C, 600 ⁰ C
Aşındırıcı Partikül Hızı	70 m/sn
Aşındırıcı Partikül Boyutu	90-125µm
Süre	20sn

Numunelere uygun deney düzeneği hazırlanması için sanayide 20 mm çapında bir silindirik deliğe sahip dikdörtgen tabla hazırlanmıştır. Numuneyi delik üzerine oturtmak ve deney sırasında düşmesini engellemek için, numune yüzeyine zarar vermeyecek şekilde numunenin sağına ve soluna biri kaynatılarak sabitlenen diğeri ise hareketli olmak üzere ikişer tane plaka hazırlanmıştır. Sabit plakalar ana tutucu dikdörtgen plaka üzerine kaynatılmıştır. Diğer plakalar ise hem sabit hem hareketli plakalar üzerinde bulunan deliklerden geçen civatalar ile numune konumuna göre ayarlanabilir durumdadır.



Şekil 4.3 :Erozyon deney düzeneği.

Oda sıcaklığında, deney öncesinde hazırlanan numuneler hava ile temizlenerek elektronik tartı ile tartılır ve ağırlık değeri not alınır. Daha sonra deneye tabi tutmak üzere numuneler düzeneğe yerleştirilerek istenilen açıya ayarlanılır. Düzeneğin kapakları kapatıldıktan sonra basınç 3 bar değerine ayarlanarak numune yüzeyi alümina toza maruz bırakılır. Deney bitiminde aşınan numuneler tekrar hava ile temizlendikten sonra tartılarak fark değeri not edilir. Aynı işlem 4 farklı açı içinde tekrarlanır.

Yüksek sıcaklıklarda ise yukarıdaki işlemlere ek olarak numuneler deney düzeneğine yerleştirdikten sonra önce havalı ısıtıcı ile ısıtılarak tüm numune yüzeyinde homojen bir sıcaklık elde edilir. Daha sonra numune arka yüzeyinden oksiasetilen ile ısıtılırken ön taraftan lazer termometre ile sıcaklık değeri ölçülür. İstenilen sıcaklık değeri yakalandıktan sonra numune aşındırıcı partikül erozyonuna tabi tutulur.

Aşındırıcı olarak tek partikül boyutuna(120 mesh) sahip köşeli beyaz alüminyum oksit toz kullanılmıştır.

4.3 Deney Sonrası Karakterizasyon Çalışmaları

Deney sonrasında elde edilen sonuçlarının yorumlanması adına numuneler bir dizi karakterizasyon analizine tabi tutulmuştur. Gerçekleştirilen çalışmalarda malzemede görülen erozif aşınma mekanizmalarının belirlenmesi üzerine çalışılmıştır. Bu nedenle tez çalışmasında birçok farklı parametrenin Inconel 718 alaşımın erozif aşınma davranışına olan etkilerinin daha net anlaşılabilmesi, aşınan malzemelerin yüzey morfolojilerinin değişimi ve malzemede görülen etkin erozif aşınma mekanizmalarının belirlenmesi amacıyla çok detaylı bir karakterizasyon çalışması gerçekleştirilmiştir.

Tez çalışması kapsamında farklı parametrelerde aşındırılan numunelerin yüzeyleri Hitachi TM 1000 SEM cihazı ile derinlemesine incelenmiştir. SEM analizleri sırasında numunelerden farklı büyütme ölçeklerinde görüntüler alınmış, numune yüzeylerinde EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. Malzemelerin erozif aşınma davranışlarının araştırılmasında taramalı elektron mikroskobu çalışmaları büyük önem arz etmektedir. Literatürde konu ile ilgili gerçekleştirilen çalışmaların büyük bir çoğunluğunda malzemelerin erozyon oranları ile birlikte aşınmış yüzeylerin morfolojileri SEM ile birlikte incelenmiş ve malzemenin yüzey morfolojisine etkiyen

parametrelere (hedef malzeme özellikleri, operasyon parametreleri, aşındırıcı partikül özellikleri, sıcaklık, nem vb çevresel özellikler vb.) bağlı olarak değişim gözlenmiştir.

Aşındırıcı partiküllerin numune üzerinde meydana getirdiği etkiyi daha iyi anlayabilmek adına numunelerden kesit alınarak Leica Optik Mikroskop yardımıyla incelenmiştir. Numunelerin erozyona maruz kalan yüzeyleri fleks taşı ile su soğutmalı olarak kesilerek bir kesit elde edilmiştir. Daha sonra elde edilen kesitler bakalite alınmıştır. Bakalite işlemi sonrası numuneler sırasıyla 240, 320, 600, 800, 1200, 2500 grit zımparalar kullanılarak yüzey optik mikroskop üzerinde incelemek için düz hale getirilmiştir. Son aşama olarak zımparalanan numuneler 3µm elmas parlatıcı ile parlatılarak yüzeyindeki izler giderilmiş ve optik mikroskop altında incelemeye uygun hale getirilmiştir. Deney sırasında meydana gelen erozyonun numune kesitinde meydana getirdiği değişiminin anlaşılması açısından son derece önemli sonuçlar elde edilmiştir.

İndentasyon yöntemi ile malzemenin küçük derinlik skalalarında yüke bağlı olarak yer değiştirmesi gözlemlenmiştir. Bu yöntem CSM Instruments Micro Indentation test düzeneği kullanılarak gerçekleştirilmiştir. İndentörün numune ile teması sayesinde yer değiştirme hesaplanır. Buna istinaden malzemenin mekanik özellikleri yükleme-boşaltma eğrileri çizilerek tayin edilmiştir. İndentasyon testinde maksimum 200mN yük uygulanarak, 30 saniye yükleme ardından 2 saniye beklendikten sonra 30 saniye boşaltma yapılarak orjinal ve nitrürlenmiş numunelerde elastik ve plastik deformasyon yüzdeleri hesaplanarak tokluk değerleri yorumlanmıştır.

Yukardaki tüm çalışmalara ek olarak numunelerin yüzeyinde aşındırıcı partiküllerin dağılımı incelemek amacıyla JEOL Neoscope JCM-6000 test cihazı ile haritalama yapılmıştır ve yüzeyde oksijen ile alüminyum elementlerinin dağılımı gözlemlenmiştir.

Tüm bu çalışmalar ile malzemelerde meydana gelen erozyon kaybının doğru bir şekilde yorumlanması hedeflenmiştir. Tez çalışması kapsamında farklı parametrelerde beyaz alüminyum oksit ile aşındırılan numunelerin yüzeyler derinlemesine incelenmiştir. Gerçekleştirilen çalışmalarda malzemede görülen erozif aşınma mekanizmalarının belirlenmesi üzerine çalışılmıştır.

5. DENEY SONUÇLARI

Bu bölümde katı partikül erozyonu deneyinde beyaz alüminyum oksit aşındırıcı seramik tozlar kullanılarak erozyona uğratan numunelerin ağırlık kayıpları ve meydana gelen aşınma karakteristikleri detaylı olarak irdelenmiştir.

5.1 Erozyon Deney Sonuçları

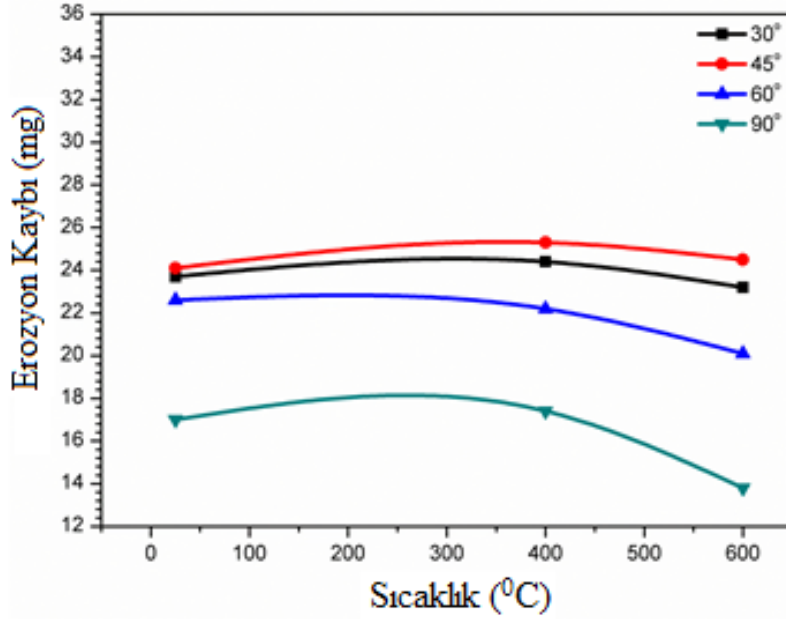
Yukarıda bahsedilen prosese uygun olarak deneyler gerçekleştirilmiştir. Aşağıda görüldüğü gibi nitrürleme ve sıcaklıktan bağımsız olarak en yüksek erozyon oranı 45^0 açı için elde edilmiştir. 45^0 açıda aşındırıcı partikülün kesme ve deformasyon mekanizması beraber etkinlik gösterir ve maksimum erozyon oranı elde edilir. Kesme mekanizması ile malzeme yüzeyine çarpan aşındırıcı partiküller yüzeyde malzemeleri sürükleyerek bir yerde biriktirir ve yüzeyden koparır. Açı değerinin dikleşmesiyle aşındırıcı partiküller üzerinde hakim olan kesme mekanizması etkinliğini yitirirken aşındırıcı partiküllerin numune yüzeyinde daha derinlere etkimesini sağlayan deformasyon mekanizması aktif rol oynamaya başlar. Bunun sonucu olarak malzeme koparılması zorlaşır ve erozyon oranında azalma meydana gelir. Aynı karakteristik tüm sıcaklıklar içinde geçerlidir.

Çizelge 5.1 : Orijinal numunelerin erozyon oranları.

Açı Sıcaklık	30^0	45^0	60^0	90^0
25^0C	23.7 mg	24.1 mg	22.6 mg	17 mg
400^0C	24.6 mg	25.3 mg	22.2 mg	17.4 mg
600^0C	23.3 mg	24.5 mg	20.1 mg	13.8 mg

Sıcaklığın artmasıyla beraber erozyon oranı 30^0 ve 45^0 açılar için 400^0C kadar artış göstermektedir. Sıcaklığın artmasıyla malzemenin sünekliğinde meydana gelen artış, aşındırıcı partiküllerin daha rahat malzemeyi sürükleyerek koparmasını sağlamıştır

ve bu durum erozyon oranını artırır. Sıcaklığın artmasıyla beraber erozyon oranı 60^0 ve 90^0 açılar için 400^0C 'e kadar kayda değer bir değişim göstermez. Bu durumun temel sebebi dik açılarda kesme mekanizmasının etkinliğini yitirmesidir. Bu nedenle aşındırıcı partiküller numune yüzeyine çarpınca malzemeyi sürerek taşımazlar ve erozyon oranında bir artış gözlenmez.



Şekil 5.1 : Orijinal malzemede erozyon oranının sıcaklığa bağlı değişimi.

Sıcaklığın 400^0C den 600^0C çıkarılması sonucu malzemenin sertliği, young modülü ve mukavemetinde düşme meydana gelmiştir. Bu nedenle yüzeye çarpan aşındırıcı partiküller malzemede daha derinlere gömülürler ve malzeme sürüp koparmaları daha da zorlaşır. Bunun sonucu olarak tüm açılar için erozyon oranında azalma görülür. Ancak 400^0C den 600^0C ye kadar erozyon oranındaki azalmanın dik açılarda daha yüksek değerlerde olduğu görülmüştür. Bu durum dar açılarda kesme mekanizmasının egemen olması nedeniyle malzemenin sürüklenerek koparılabilmesine karşın, açının dikleşmesiyle kesme mekanizmasının yerine deformasyona bırakması sonucu malzeme taşıma ile koparılma olmamasıdır.

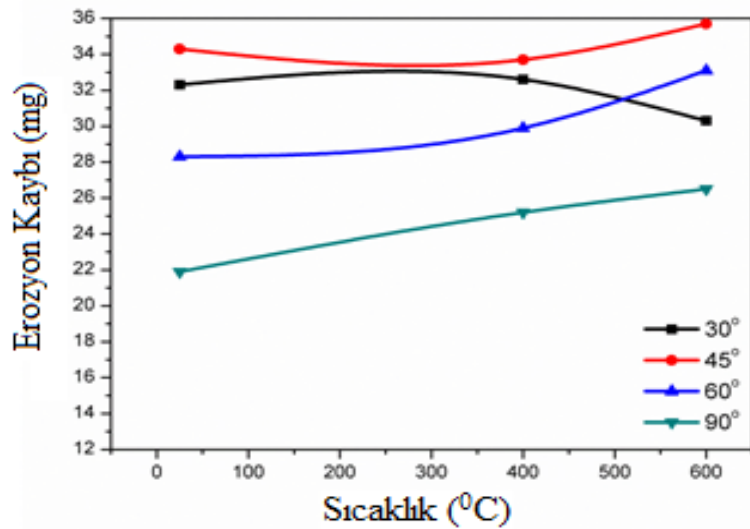
Nitrürlenmiş numunelerde erozyon oranı sıcaklıktan bağımsız olarak açı ile kıyaslandığında orijinal numunelerde olduğu gibi maksimum erozyon oranına kesme ve deformasyon mekanizmalarının birlikte etkinlik gösterdiği 45^0 açıda ulaşılmıştır. 30^0 açıda kesme etkisiyle malzeme sürülerek koparılır. Bu nedenle erozyon oranı dik açılara oranla nispeten daha yüksektir. Ancak açının dikleşmesiyle deformasyon mekanizması baskın hale gelir ve erozyon oranı azalır.

Çizelge 5.2 : Nitrülenmiş numunelerin erozyon oranları

Açı Sıcaklık	30°	45°	60°	90°
25°C	32.3 mg	34.3 mg	28.3 mg	21.9 mg
400°C	32.6 mg	33.7 mg	29.9 mg	25.2 mg
600°C	30.3 mg	35.7 mg	33.1 mg	26.5 mg

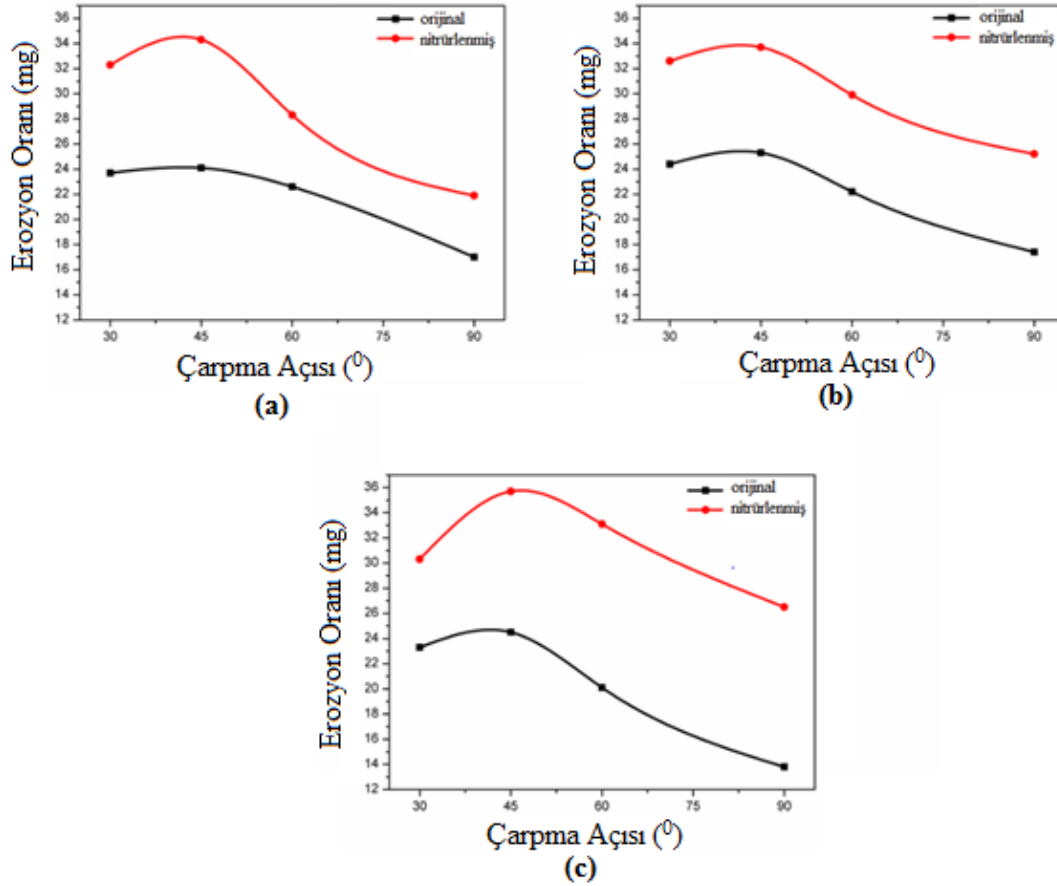
Nitrülenmiş numunelerde sıcaklığın 400°C sıcaklığa arttırılmasıyla süneklik artışına paralel olarak aşındırıcı partiküller dik açılarda sert yüzeyi aşarak ana malzemeye temas edebilir. Bu durumda erozyon oranında artış gözlemlenir. Ancak dar açılarda partiküller sert yüzeyi aşamaz ve ana malzemeye teğet geçer. Bunun sonucu olarak erozyon oranında net bir değişim yaşanmaz.

Sıcaklığın 400°C sıcaklıktan 600°C sıcaklığa arttırılmasıyla süneklik artışının yanında malzemenin sertliğinde de bir düşüş meydana gelir. Buna bağlı olarak 45°, 60°, 90° açılarda aşındırıcı partiküller sert yüzeyi aşarak malzemeye temas eder ve erozyon oranında bir artış gözlenir. Ancak 30° açı için aşındırıcı partiküller sert yüzeyi aşamaz ve ana malzemeye teğet geçer. Buna ek olarak sertlik düşüşü nedeniyle aşındırıcı partiküllerin bir kısmı malzemeyi taşıyıp koparacak enerjiyi bulamaz ve yüzeye gömülürler. Bu durum dar açılarda erozyon oranının sıcaklık artışıyla beraber düşmesine neden olur.



Şekil 5.2 : Nitrülenmiş numunelerde erozyon oranının sıcaklığa bağlı değişimi.

Erozyon oranının açıyla değişimi incelendiğinde orijinal ve nitrürlenmiş numunelerde aynı karakteristik görülmüştür. Ancak nitrürlenmiş numunelerde orijinal hale göre erozyon oranında artış görülmüştür. Bu durum deneyde mevcut tüm açılar ve sıcaklıklar için geçerlidir.



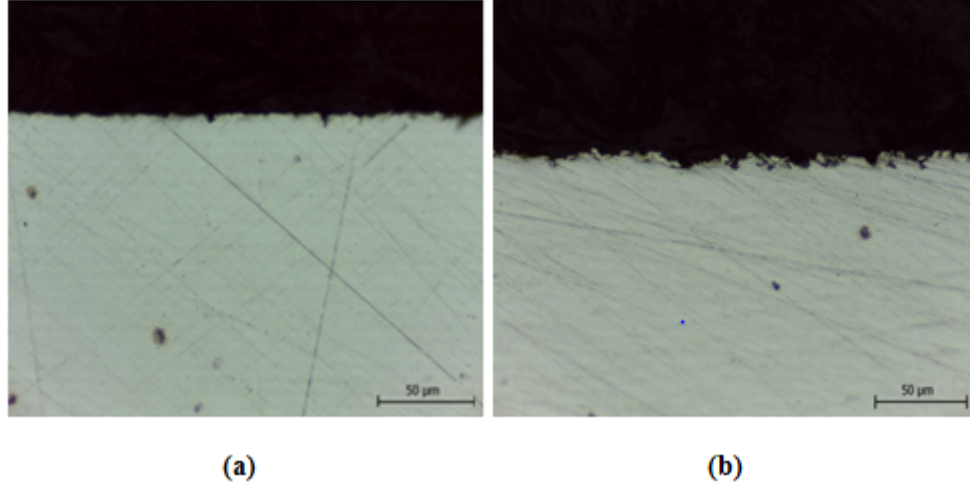
Şekil 5.3 : Orijinal ve nitrürlenmiş numunelerin (a) oda sıcaklığı (b) 400°C ve (c) 600°C sıcaklıkta erozyon oranların kıyaslaması.

Nitrasyon ile yüzey sertleştirme işleminin malzemenin katı partikül erozyon dayanımına olan olumsuz etkisinin anlaşılması için bir dizi karakterizasyon analizi gerçekleştirilmiştir.

5.2 Erozyon Deneyi Sonrası Karakterizasyon Analizi

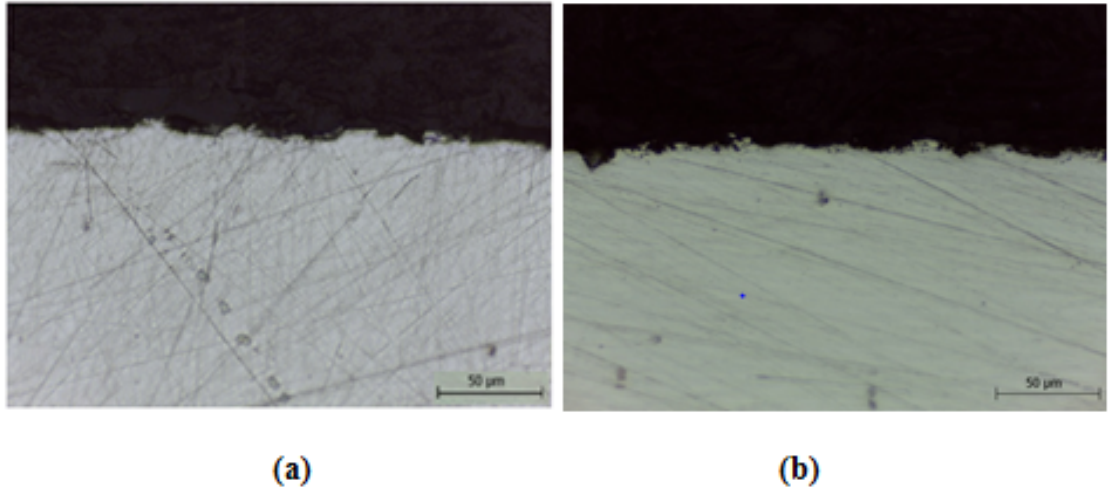
Numunelerde meydana gelen erozyon oranlarının altında yatan sebeplerin anlaşılabilmesi için detaylı bir karakterizasyon analizi yapılmıştır. Bu doğrultuda numuneler bölüm 4.3. de yer alan işlemlere tabi tutulmuştur.

Oda sıcaklığında 45^0 açıda orijinal ve nitrürlenmiş numunelerin erozyon davranışı optik mikroskop ile incelenmiştir. Aşağıdaki şekilde görüldüğü gibi aşındırıcı partiküller nitrürlenmiş numunelerin kesitinde daha derin izler meydana getirmiştir.



Şekil 5.4 : Oda sıcaklığında 45^0 açıda erozyona uğrayan (a) orijinal ve (b) nitrürlenmiş numunelerin optik mikroskop ile alınmış kesit görüntüleri.

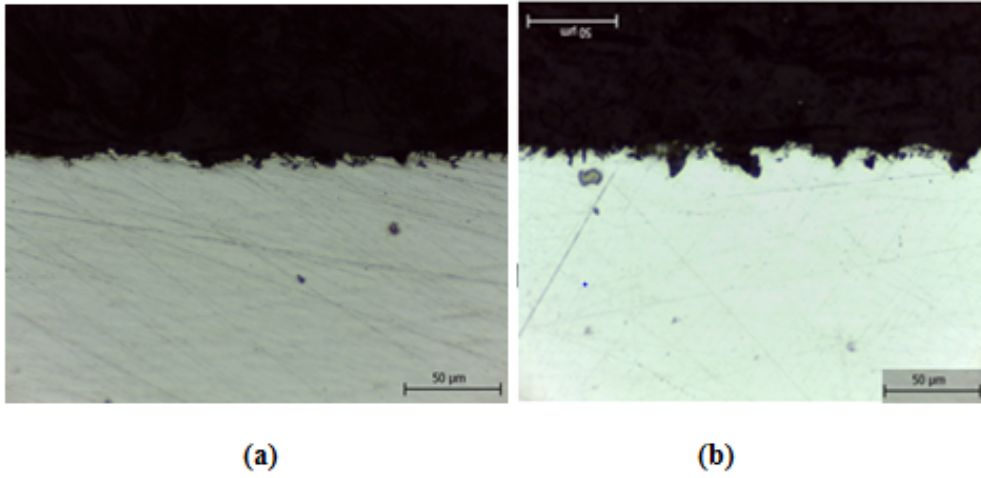
Oda sıcaklığında 30^0 ve 45^0 açılarda nitrürlenmiş numunelerde optik mikroskop ile kesit görüntüleri alınmıştır. Sonuç olarak 45^0 açıda kesme ve deformasyon mekanizmasının birlikte etki göstermesi nedeniyle kesitte daha derin çukurlar meydana gelmiştir.



Şekil 5.5 : Oda sıcaklığında (a) 30^0 ve (b) 45^0 açıda erozyona uğrayan nitrürlenmiş numunelerin optik mikroskop ile alınmış kesit görüntüleri.

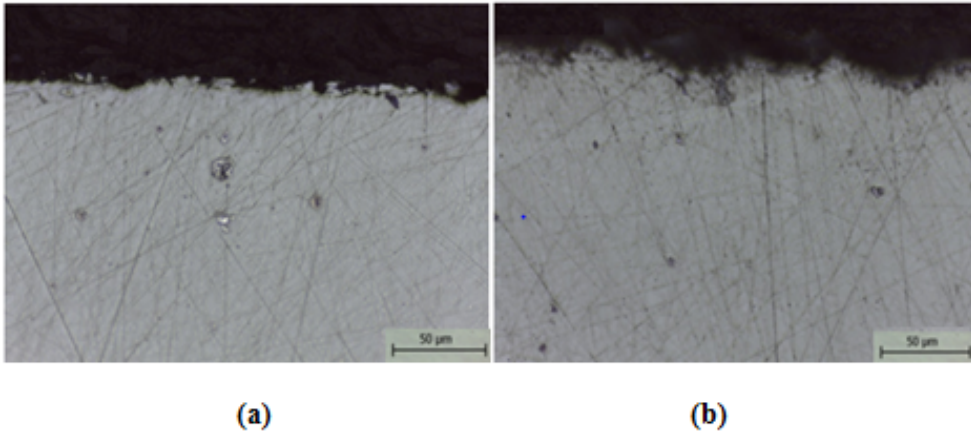
Sıcaklık artışıyla beraber nitrürlenmiş numunelerde 45^0 , 60^0 , 90^0 açılar için erozyon oranının arttığı görülmüştür. Optik mikroskop altında oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıkta numunelerin kesit görüntülerinde yüksek sıcaklıkta süneklik artışının

yanında sertlik düşüşünde bağlı olarak aşındırıcı partiküller ana malzeme üzerinde daha derinlere ulaşarak malzeme koparmıştır.



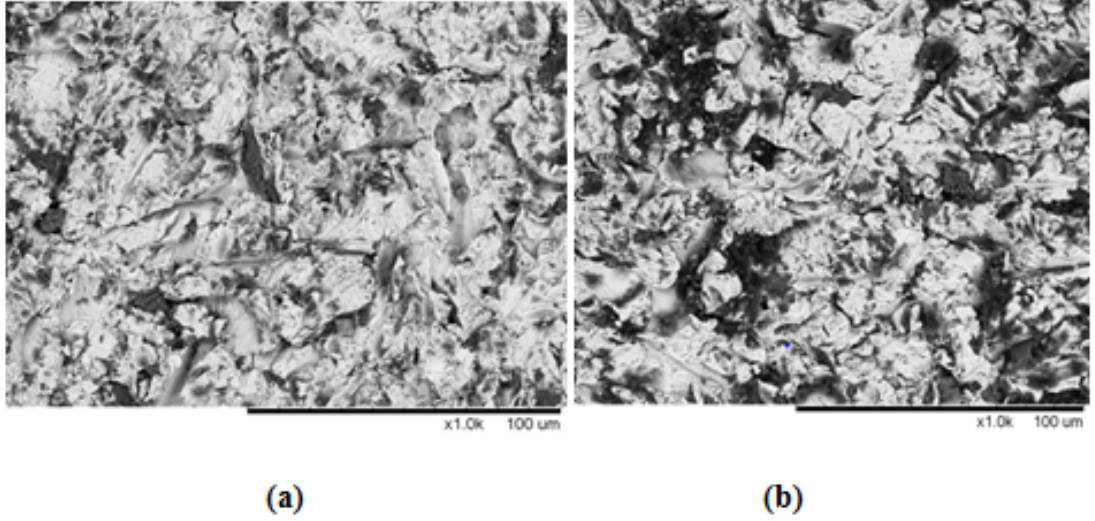
Şekil 5.6 :45° açıda (a) oda sıcaklığında ve (b) 600°C erozyona uğrayan nitrülenmiş numunelerin optik mikroskop ile alınmış kesit görüntüleri.

Ancak sıcaklığın artmasıyla 30° açı için erozyon oranında düşme meydana gelmiştir. Numunelerin kesitleri incelendiğinde oda sıcaklığında daha sık ve net çukurların olduğu gözlemlenmiştir. Sertlik düşüşü nedeniyle aşındırıcı partiküllerin bir kısmı malzemeyi taşıyıp koparacak enerjiyi bulamaz ve yüzeye gömülürler.



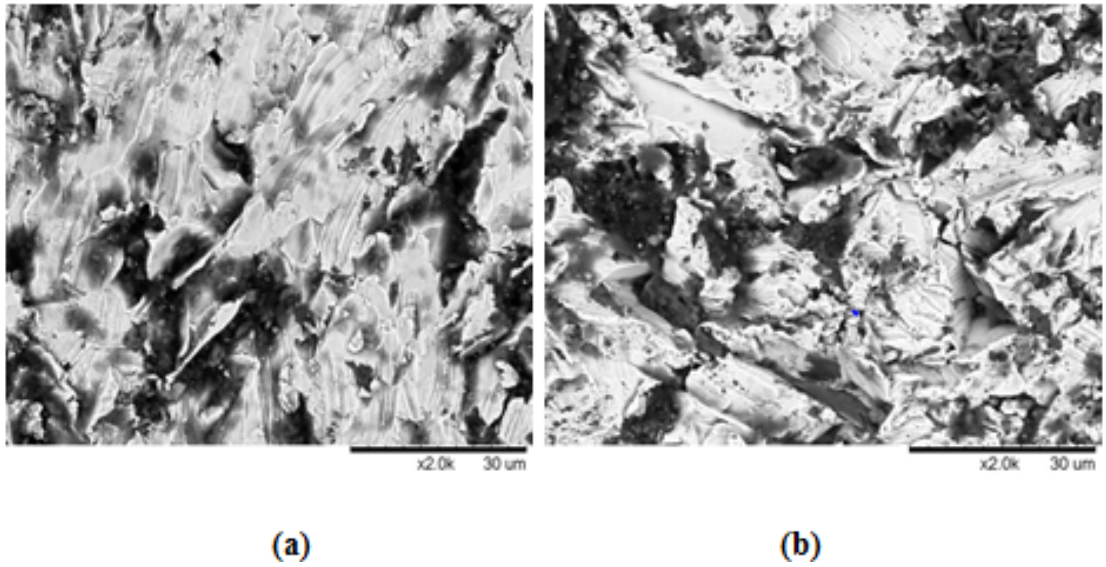
Şekil 5.7 :30° açıda (a) oda sıcaklığı ve (b) 600°C sıcaklıkta erozyona uğrayan nitrülenmiş numunelerin optik mikroskop ile alınmış kesit görüntüleri.

Nitrülenmiş ve orijinal numunelerin yüzey görüntüleri taramalı elektron mikroskobu(SEM) ile incelenmiştir. Alınan görüntülerde nitrülenmiş numunelerde mevcut mat gri renkteki bölgelerin daha fazla olduğu görülmüştür. Bu bölgelerin EDS analizleri sonucu alüminyumun yoğun olduğu bölgeler olduğu görülmüştür. Aşındırıcı partiküller yüzeye çarparak ana malzemeyi koparmış ve yerine yoğunluğu daha düşük alüminyum gelmiştir. Buna bağlı olarak erozyon oranı artmıştır.



Şekil 5.8 : Oda sıcaklığında 45^0 açıda erozyona uğrayan (a) orijinal ve (b) nitrülenmiş numunelerin SEM ile alınmış yüzey görüntüleri (x1000).

Nitrasyon işleminden bağımsız olarak maksimum erozyon oranına tüm sıcaklıklar için 45^0 açıda ulaşılmıştır. SEM ile yüzey görüntüleri incelendiğinde kesme ve deformasyon mekanizmasının beraber etkinliği sayesinde 45^0 açıda daha derin plastik deformasyon izleri gözlemlenmiştir.



Şekil 5.9 : Oda sıcaklığında (a) 30^0 ve (b) 45^0 açıda erozyona uğrayan nitrülenmiş numunelerin SEM ile alınmış yüzey görüntüleri (x2000).

Oda sıcaklığında orijinal numuneler ile nitrülenmiş numunelerin elementel analizi yapıldığında orijinal numunelerde alüminyum miktarının daha fazla olduğu görülmüştür. Daha gevrek karakteristik sergileyen nitrülenmiş numunelerde çarpan partiküller numuneleri plastik deforme edemediği için alüminyum miktarı düşük çıkmıştır. Orijinal numunelerde ise yüzeyde plastik deformasyon

meydana getiren fakat enerjisi koparmaya yetmeyen aşındırıcı partiküller yüzeye gömülerek alüminyum miktarını arttırmıştır. Bu durum tüm açılar için gözlemlenmiştir.

Çizelge 5.3 : Oda sıcaklığında 45⁰ açıda erozyona uğrayan numunelerin EDS analiz sonuçları.

Numune	Element(ağırlıkça %)			
	Al	Cr	Fe	Ni
Nitrülenmiş	3.8	18.8	22.1	55.3
Orijinal	6.2	17.8	20.9	54.0

Aynı sıcaklık değerinde nitrülenmiş numuneler açığa göre kıyaslandığında ise açı değeri arttıkça EDS analizi ile gözlemlenen alüminyum miktarının arttığı görülmüştür. Bu durumun temel sebebi açının artmasıyla aşındırıcı partiküllerin yatay vektörünün artarak numune yüzeyinden daha derinlere etki etmesidir.

Çizelge 5.4 : Oda sıcaklığında 30⁰ ve 45⁰ açıda erozyona uğrayan nitrülenmiş numunelerin EDS analiz sonuçları.

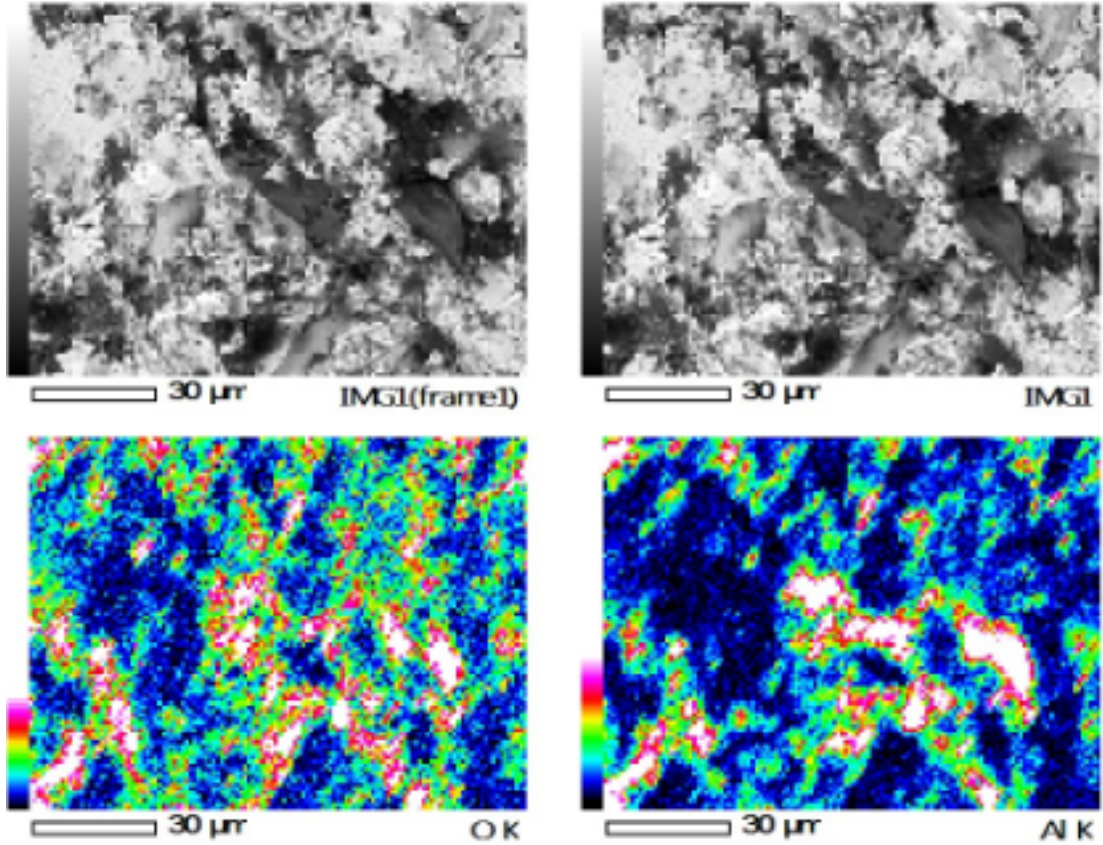
Numune	Element(ağırlıkça %)			
	Al	Cr	Fe	Ni
30 ⁰	2.2	17.9	23.0	52.4
45 ⁰	3.8	18.9	22.1	55.3

Sıcaklığın artmasıyla ise numunede deney sonrası bulunan alüminyum miktarının arttığı görülmüştür. Malzemenin mevcut sıcaklığının arttırılmasıyla sünekliğin artmasının yanında sertlik düşer. Buna bağlı olarakta yüzeye çarpan aşındırıcı partiküller gömülür ve alüminyum miktarında artma meydana gelir.

Çizelge 5.5 : Oda sıcaklığında ve 600⁰ sıcaklıkta 45⁰ açıda erozyona uğrayan nitrürlenmiş numunelerin EDS analiz sonuçları.

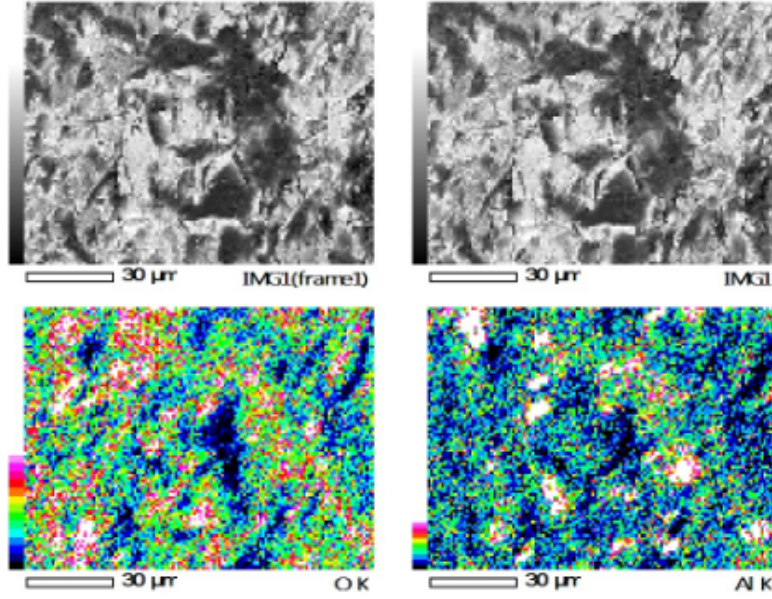
Numune	Element(ağırlıkça %)			
	Al	Cr	Fe	Ni
Oda Sıcaklığı	3.8	18.8	22.1	55.3
600 ⁰ C	6.8	18.9	17.3	57.0

Deney numunelerine alüminyum haritalama yapılmış ve alüminyumun yüzeyde dağılımı gözlemlenmiştir. Aşağıdaki şekillerde görülebileceği gibi alüminyumun yoğunlaştığı bölgelerde mat gri tonların hakimdir.



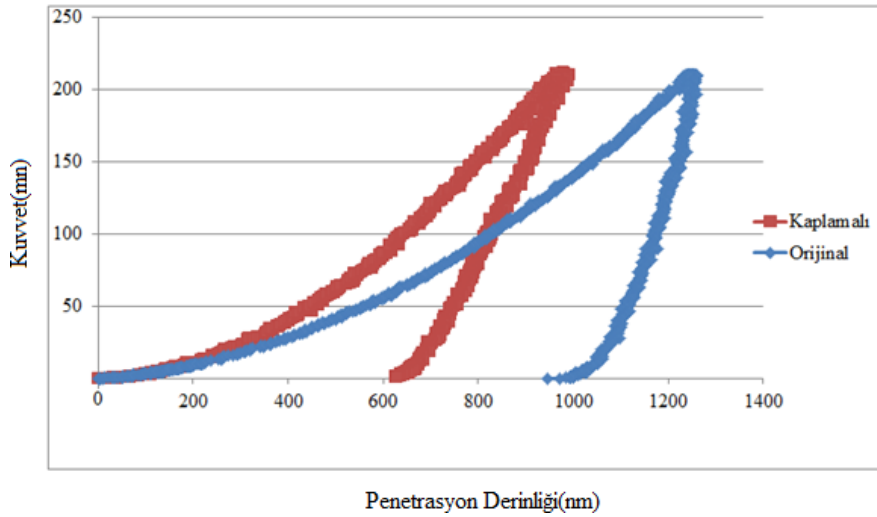
Şekil5.10 :600⁰C 45⁰ açıda orijinal numunenin alüminyum haritası (x2000).

Alüminyumun daha sık görüldüğü bölgelerde mevcut oksijen miktarıda fazladır. Bu da ilgili bölgelerde bulunan beyaz alüminyum oksit aşındırıcı tozlarının varlığının ispatıdır.



Şekil 5.11 :600⁰C sıcaklıkta 30⁰ açıda nitrürlenmiş numunenin alüminyum haritası (x2000).

Nitrüleme işleminin numunenin tokluğu üzerindeki etkisi anlamak adına bir adet orijinal bir adet ise nitrürlenmiş numune indentasyon testine tabi tutulmuş ve aşağıdaki grafikte görülen sonuçlar elde edilmiştir.



Şekil 5.12 :Yüklemle-Boşaltma eğrisi.

Buna göre orijinal numunede elastik deformasyon oranı %20 ve plastik deformasyon oranı %80 iken, nitrüleme sonrası elastik deformasyon %36 plastik deformasyon ise %64 olarak hesaplanmıştır. Elde edilen değerlerden anlaşıldığı gibi nitrüleme malzemenin plastik deformasyon oranını azaltmış ve gevrekletmiştir. Bu nedenle nitrürlenmiş numunelerde yüzeye çarpan aşındırıcı partiküller malzemeyi plastik deforme edemez ve direkt malzeme koparır.

6. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada Inconel 718 alaşımının katı partikül erozyonuna etki eden parametrelerden; sıcaklık, partikül çarpma açısı ve nitrasyon ile sertleştirme işleminin etkisi gözlemlenmiştir.

Farklı partikül çarpma açılarında (30^0 , 45^0 , 60^0 ve 90^0) ve farklı sıcaklıklarda tek boyutta aşındırıcı partikül kullanılarak gerçekleştirilen deneylerde orijinal ve nitrülenmiş Inconel 718 alaşımının katı partikül erozyonu karakterize edilmeye çalışılmıştır. Bu nedenle deney öncesi ve sonrası numunelerin ağırlık değerinden yola çıkılarak erozyon oranı değerleri hesaplanmış ve deney parametrelerinin erozyon oranına etkisi incelenmiştir. Aşındırılan yüzeyler optik profilometre ile taranarak ortalama aritmetik pürüzlülük değerleri hesaplanmıştır. Aşındırılan yüzeylerin taramalı elektron mikroskobu ve optik mikroskop ile görüntüleri alınarak operasyon parametrelerinin mikroyapıya etkisi incelenmiştir. Ayrıca EDS analizi yapılarak numunelerin elementel kompozisyonu değerlendirilmiştir. Tüm bunlara ek olarak alüminyum mapping ve indentasyon yapılarak sırasıyla yüzeyde alüminyum dağılımı ve enerji sönümleme kapasiteleri hesaplanarak sonuçlar irdelenmiştir.

- Sıcaklık ve nitrasyon işleminden bağımsız bir şekilde tüm deneylerde en yüksek erozyon oranına 45^0 de ulaşılmıştır. Bu durumun temel sebebi aşındırıcı partiküllerin kesme ve deformasyon vektörlerinin her ikisinin de numune yüzeyindeki etkinliğidir.
- Orijinal numunelerde sıcaklığa bağlı olarak erozyon oranı 30^0 ve 45^0 açılarda 400^0C sıcaklığa kadar numune sünekliğinin artmasıyla aşındırıcı partiküllerin daha rahat malzeme koparabilmesine bağlı olarak artarken, sıcaklığın 600^0C çıkmasıyla malzemenin sertliğindeki düşüşe bağlı olarak partiküllerin yüzeye gömülmesinden dolayı erozyon oranı düşmüştür. 60^0 ve 90^0 derecede ise 400^0C kadar kesme mekanizması etkin olmadığı için erozyon oranı pek fazla değişmez iken; 600^0C kadar sıcaklığın arttırılmasıyla malzemenin sertlik düşüşüne bağlı olarak aşındırıcı partiküller yüzeye gömülür ve erozyon oranı düşer.

- Nitr rl nmiş numunelerde ise 400⁰C kadar sıcaklık artışında dik açılarda (60⁰ ve 90⁰) süneklik artışıyla beraber partiküller erozyon oranını arttırırken, dar açılarda (30⁰ ve 45⁰)  nemsenecek bir değişim yaşanmaz. Sıcaklığın 400⁰C'den 600⁰C'ye çıkarılmasıyla 45⁰ 60⁰ 90⁰ açılarda süneklik artışının yanında sertlikte meydana gelen düşüşe bağlı olarak aşındırıcı partiküller sert yüzeyi daha kısa sürede aşarak erozyon oranını artırır. Ancak 30⁰ a ı için ana malzemedeki sertlik d ş s ne bağlı olarak aşındırıcı partiküllerin kesme mekanizması ile malzemeyi sürükleyerek koparmaya enerjileri yetmez ve erozyon oranında düşme görülür.
- Nitrasyon ile yüzey sertleştirmenin etkisi; nitr rl nmiş numunelerin erozyon davranışı karakteristik olarak orijinal numunelerle aynı olduğu farkedilmiştir. Ancak nitrasyon işlemi malzeme üzerinde beklenen etkiyi göstermemiş ve istisnasız olarak erozyon oranını arttırmıştır. Bu durumun nedeni çeşitli karakterizasyon analizleri ile incelenmiştir. Yapılan nitrasyon ile yüzeyde orijinal malzemeye oranla bir sertlik artışı elde edilse bile aşındırıcı partiküllerin sertlik değeri daha yüksektir. Buna bağlı olarak aşındırıcı partiküller yüzeyden malzeme koparmaya devam etmiştir. Ek olarak nitrasyon işlemi sertliği arttırmasının yanında malzemenin gevrekliğini de arttırmıştır. Bunun sonucu olarak sünek malzemenin mevcut plastik deformasyon kabiliyetinde düşüş meydana gelmiş ve darbe s n ml me kapasitesi azalmıştır. Bu durum erozyon oranında artışa sebep olmuştur.

KAYNAKLAR

- [1] Eker, A.A.,(2008). Süper Alaşımlar, *Malzeme 2 Ders Notları*, Y.T.Ü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, İstanbul.
- [2] Matthew, J.,(1988). Superalloys for High Temperatures, *Super Alloys a Technical Guide*, 1-9
- [3] White, C.H.,(1986). Nickel Base Alloys,*The Development of Gas Turbine Materials*, 89-119.
- [4] Sims, C. T., Hagel, W. C.,(1972). Nickel Base Alloys, *The Superalloys*,25-32.
- [5] Ezugwu, E. O., Wanga, Z. M., Machadop A. R., (1998). The machinability of Nickel Based Alloys, *Journal of materials Processing Technology*, 1-16.
- [6] Roger, C.R., (2006).Historical Development of Superalloys, *The Superalloys Fundamentals and Applications*, 19-24.
- [7] Url-1<<http://www.slideshare.com>>, alındığı tarih: 22.01.2014.
- [8] The Materials Information Society, (1990). Metals Handbook 10th Edition, Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys, ASM International, USA.
- [9] The Materials Information Society, (1990), Metals Handbook, Wrought and P/M Superalloys, Volume 1, ASM International, USA.
- [10] Koster, J.,(2009). Aerospace Materials, *Aerospace Engineering*, University of Colorado.
- [11] Erdoğan, M. (2001). Demir Dışı Alaşımlar, *Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri*, Nobel Yayınevi, Cilt 2, 2. Baskı, Ankara.
- [12] Erdem, M. S., Akmandor, İ. S., (2004). Uçak Motoru ve Elektrojen Gruplarındaki Gaz Türbini Teknolojisindeki İlerlemeler, *Mühendis ve Makine Dergisi*, Sayı 528.
- [13] Henderson, M.B., Arrellb, D., Heobeld, M., Larsson, R., Marchantc , G., Nickel., (2004), *Based Superalloy Welding Practices for Industrial Gas Turbine Applications*, ALSTOM Power Technology Centre, Whetstone, UK.
- [14] Huang, X., Chaturvedi, M.C., Richards, N.L., (1996), Effect of Homogenisation Heat Treatment on the Microstructure and Heat Affected Zone Microfissuring in Welded Cast Alloy IN718,*Metalurgical and Material Transaction* 27, 785-790.
- [15] Url-2<<http://www.us.cbmm.com/english/sources/uses/inconel2.html>> alındığı tarih: 01.02.2014.

- [16] **Url-3** http://www.azom.com/article.aspx?ID=4198#_Inconel718, alındığı tarih: 25.12.2013.
- [17] **Url-5** <http://www.specialmetals.com>, alındığı tarih: 08.02.2014.
- [18] **Thomas A., El-Wahabi M., Cabrera J.M., Prado J.M.**, (2006). High temperature deformation of Inconel 718, *Journal of Materials Processing Technology* 177, 469-472.
- [19] **Matthew, J. D.**, (1984). Superalloys, *American Society for Metals Staff*, 424-740
- [20] **Loria, E. A.** (1992). Recent Development in The Progress of Superalloy 718, *Journal of Materials* 44, 33-36.
- [21] **Mattingly, J. D.**, (1996). Elements of Gas Turbine Propulsion, *McGraw-Hill*, University of Michigan.
- [22] **Url-4** <http://web.sakarya.edu.tr/~akbulut/wear6>, alındığı tarih: 24.02.2014.
- [23] **Sundararajan, G., Manish, R.**, (1997). Solid particle erosion behaviour of metallic materials at room and elevated temperatures, *Tribology International* 30, 339-359.
- [24] **Manish, R., Vishwanathan B., Sundararajan G.**, (1994). Wear, Elsevier *Science* 94, 111-149.
- [25] **Julius, J. H.**, (1977). Erosion Control in Energy Systems, *National Materials Advisory Board*, Michigan, USA.
- [26] **Ives, L. K., Ruff, A. W.**, (1979). Electron Microscopy Study of Erosion Damage in Copper, *Erosion Prevention and Useful Applications*, 5-35.
- [27] **Maji, J., Sheldon, G. L.**, (1979) Mechanisms of Erosion of a Ductile Material by Solid Particles, *Erosion Prevention and Useful Applications*, 136-147.
- [28] **Ascarelli, P.**, (1971). Relations Between the Erosion by Solid Particles and the Physical Properties of Metals, *Army Materials and Mechanics Research*, Center, Watertown, USA.
- [29] **Adler, W. F.**, (1974). Analysis of Multiple Particle Impacts on Brittle Materials, *Wright Patterson Air Force Base*, Ohio, USA.
- [30] **Evans, A. G., Gulden, M. E., Eggum G. E., Rosenblatt, M.**, (1976). Impact Damage in Brittle Materials in the Plastic Response Regime, *Rockwell International Science Center*, Thousand Oaks, USA.
- [31] **George F. Schmitt, Jr.**, (1979). Mechanism of Erosion Damage, *Liquid and Solid Particle Impact Erosion*, 3-11.
- [32] **Goodwin, J.E., Sage W. and Tilly G.P.**, (1969). Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, *Journal of Engineering Tribology*, 184-279.
- [33] **Levy, A.V.**, (1995). Metals Handbook, Solid Particle Erosion and Erosion-Corrosion of Materials, ASM International Materials Park, Ohio, USA.

- [34] **Anand, K., Hovis, S. K., Conrad, H. and Scattergood, R. O.** (1987). Wear, *Elsevier Science*, 118-243.
- [35] **Levy, A.V., Yan, J., Patterson J.,** (1985). Wear of Materials, *American Society of Mechanical Engineers*, New York.
- [36] **Levy, A. V.,** (1989). Corrosion and Particle Erosion at High Temperature, *The Minerals 207*, Metals and Materials Society, USA.
- [37] **Petit, F. S., Birks, N.,** (1990). Erosion-Corrosion of Metals in Oxidizing Atmospheres, *High Temperature Oxidation Metals*, 253-271.
- [38] **Zhou, J., Bahadur, S.,** (1989). Corrosion and Particle Erosion at High Temperature, *The Minerals*, Metals and Materials Society, USA.
- [39] **Turan T.,** (2009). Inconel 718 Süper Alaşımının Nitrürleşmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, İ.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul
- [40] **Reynoldson R.W.,** (1993). Heat Treatment in Fluidized Bed Furnaces, The Materials Information Society, Ohio, USA.

ÖZGEÇMİŞ

Ad Soyad: Berk BİRCAN

Doğum Yeri ve Tarihi: Kocaeli/ 14.01.1989

Adres: Kavaklı Mah. 76. Sok No:25 Gölcük/Kocaeli

E-Posta: berk.bircan@gmail.com

Lisans: Kocaeli Üniversitesi

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği (2008-2012)