

**NİKEL ESASLI SÜPERALAŞIMLARIN TALAŞLI
İŞLENMESİ İÇİN SiAlON ESASLI KOMPOZİT
MALZEMELERİN GELİŞTİRİLMESİ**

Ali ÇELİK
Yüksek Lisans Tezi

Fen Bilimleri Enstitüsü
Seramik Mühendisliği Anabilim Dalı
Ağustos - 2006

JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI

Ali Çelik'in **Nikel Esaslı Süperalaşımların Talaşlı İşlenmesi İçin SiAlON Esaslı Kompozit Malzemelerin Geliştirilmesi** başlıklı Seramik Mühendisliği Anabilim Dalındaki Yüksek Lisans tezi 02.08.2006 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Anadolu Üniversitesi Lisansüstü Eğitim-Öğretim ve Sınav Yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

	Adı-Soyadı	İmza
Üye (Tez Danışmanı)	: Doç. Dr. ALPAGUT KARA	
Üye	: Prof. Dr. SERVET TURAN	
Üye	: Yard. Doç. Dr. OSMAN NURİ ÇELİK	

Anadolu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun
..... tarih ve sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Enstitü müdürü

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

NİKEL ESASLI SÜPERALAŞIMLARIN TALAŞLI İŞLENMESİ İÇİN SiAlON ESASLI KOMPOZİT MALZEMELERİN GELİŞTİRİLMESİ

Ali ÇELİK

Anadolu Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Seramik Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Doç. Dr. Alpagut KARA
2006, 97 sayfa

Süper alaşımların talaşlı imalatında kullanılan seramik esaslı malzemelerin bir alt grubu olan SiAlON seramiklerinin zorlu kesme koşullarına karşı direncinin artırılabilmesi amacıyla SiC partikül takviyesi yapılmıştır. Bu amaçla % 50 α - % 50 β SiAlON içeren SiAlON malzemesine ağırlıkça % 10 – 17,5 ve 25 oranlarında SiC_p takviyesi yapılmış ve sonrasında elde edilen kompozit malzemelerin sinterlenme davranışları, mekanik (sertlik ve tokluk) ve ısıl özellikleri ve ayrıca en yaygın kullanılan nikel esaslı süper alaşımlardan bir tanesi olan Inconel 718 alaşımının işlenmesindeki aşınma davranışları mukayeseli olarak incelenmiştir. SiC takviye fazının tane boyutunun etkisinin belirlenmesi amacıyla 25 m²/gr. yüzey alanına sahip SiC_p ilavesi de denenmiştir. Elde edilen sinterleme sonuçlarına göre % 17,5 SiC ilavesinin bu sistem için tam yoğunluğun elde edilebilmesi için maksimum ilave miktarı olduğu bulunmuştur. SiC tane boyutunun etkisi olmaksızın, ilave edilen SiC miktarıyla sertlik ve termal difüzivite değerlerinde önemli artışlar kaydedilmiş, tokluk değerlerinde ise dikkate alınabilir bir değişim gözlenmemiştir. Mekanik ve ısıl özellikler açısından en üstün özelliklere sahip olan % 17,5 oranında SiC içeren malzemenin işleme sırasında aşınmaya karşı SiAlON matris malzemesinden daha dirençli olduğu, ticari olarak yaygın bir şekilde kullanılan Alümina-SiC_v kesici uçuyla ise kıyaslanabilir bir aşınma dayanımına sahip olduğu sonuçlarına varılmıştır.

Anahtar kelimeler: Süperalaşımlar, Talaşlı işleme, Seramik kesici uçlar, SiC_p-SiAlON kompozit malzemeleri, Mikroyapı

ABSTRACT

Master of Science Thesis

DEVELOPMENT of SiAlON BASED COMPOSITE MATERIALS for MACHINING of NICKEL BASED SUPERALLOYS

Ali ÇELİK

**Anadolu University
Graduate School of Sciences
Ceramic Engineering Program**

**Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Alpagut KARA
2006, 97 pages**

SiC_p reinforcement was applied to a SiAlON-based cutting tool composition, which is the subgroup of ceramic cutting tools used for machining superalloys, in order to improve resistance against abrasive cutting conditions. 10, 17.5, and 25 weight % of SiC amounts were added to a SiAlON composition containing 50 % α - 50 % β phases, and sintering behaviour, mechanical properties (hardness and toughness) thermal properties and wear behaviour during machining of Inconel 718, a nickel-based superalloy used widely. SiC particles having the specific surface area 25m²/g. was used to determine the effect of the particle size of the SiC_p. According to sintering results 17.5 % SiC addition is the limit for obtaining complete densification in SiC_p-SiAlON composite material in this system. Without a considerable effect of the particle size of the SiC_p, increase in SiC_p content results to an increase in hardness and thermal diffusivity but not a considerable alteration in fracture toughness. In terms of mechanical and thermal properties, the superior material, that contains 17.5% SiC, has higher wear resistance than SiAlON material, and comparable wear resistance with commercial SiC_v-Alumina cutting tools.

Keywords: Superalloys, Machining, Ceramic cutting tools, SiC_p-SiAlON composite materials, Microstructure.

TEŞEKKÜR

Bu tezi hazırlamamda değerli görüşleriyle beni yönlendiren ve her türlü desteği ve anlayışı sağlayan değerli hocam tez danışmanım Doç. Dr. Alpagut KARA'ya,

Görüşlerinden ve karakterizasyon aşamasındaki katkılarından dolayı değerli hocalarım Prof. Dr. Servet TURAN, Prof. Dr. Ferhat KARA ve Prof. Dr. Hasan MANDAL'a,

Deneyisel çalışmalarımda büyük desteklerini gördüğüm Nurcan ÇALIŞ AÇIKBAŞ ve Nimet ARSLAN başta olmak üzere tüm MDA İleri Teknoloji Seramikleri çalışanlarına,

Tez yazım aşamasındaki yardımlarından dolayı Araştırma Görevlisi Erhan AYAS'a ve termal testlerdeki pratik ve teorik anlamdaki katkılarından dolayı Dr. Şeniz Reyhan KUŞHAN'a,

Geliştirilen malzemelerin testlerinin yapılabilmesi için fabrikanın olanaklarını hizmetimize sunan Eskişehir Jant Sanayi yetkililerine,

Aldığım kararlarda her zaman arkamda olan aileme sonsuz teşekkürler.

Ali ÇELİK
Ağustos-2006

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖZET.....	i
ABSTRACT	ii
TEŞEKKÜR	iii
İÇİNDEKİLER	iv
ŞEKİLLER DİZİNİ	vii
TABLolar DİZİNİ	x
1. GİRİŞ ve AMAÇ	1
2. SÜPER ALAŞIMLAR	3
2.1 Nikel Esaslı Süperalaşımlar	4
2.1.1 Nikel esaslı süperalaşımların bileşimleri	5
2.1.2 Nikel esaslı süperalaşımların mikroyapısı	7
2.2 Kobalt Esaslı Süperalaşımlar	10
2.3 Demir Esaslı Süperalaşımlar	11
2.4 Titanyum Alaşımları	12
2.4.1 α - alaşımları.....	13
2.4.2 α - yakını alaşımları.....	13
2.4.3 α - β alaşımı.....	14
2.4.4 β alaşımı	14
2.5 Diğer Süperalaşımlar.....	15
3. SÜPERALAŞIMLARIN İŞLENEBİLİRLİĞİ	16
3.1 Süperalaşımların İşlenebilirliğini Zorlaştıran Özellikler	18
4. SÜPERALAŞIMLARIN İŞLENMESİNDE KULLANILAN KESİCİ UÇ MALZEMELER.....	20
4.1 Kaplanmış ve Kaplanmamış Karbür Uçlar	22
4.2 Seramik Kesici Malzemeler	23
4.2.1 Saf oksit seramikler.....	24

4.2.2 Karışım oksit seramikler	24
4.2.3 Visker ile güçlendirilmiş alümina seramikler	25
4.2.4 Silisyum nitrür esaslı seramikler	26
4.3 Kübik Bor Nitrür (CBN) uçlar	31
4.4 Kesici Uç Ömrü	33
5. NİKEL ESASLI SÜPERALAŞIMLARIN İŞLENMESİ	35
5.1 Nikel Esaslı Süperalaşımların Karbür Kesici Uçlarla İşlenmesi.....	35
5.2 Nikel Esaslı Süperalaşımların Seramik Kesici Uçlarla İşlenmesi.....	38
5.3 Nikel Esaslı Süperalaşımların CBN Kesici Uçlarla İşlenmesi.....	45
6. TİTANYUM ALAŞIMLARININ İŞLENMESİ	47
6.1 Titanyum Alaşımlarının Karbür Uçlarla İşlenmesi.....	47
6.2 Titanyum Alaşımlarının CBN ve PCD Uçlarla İşlenmesi	50
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	52
7.1 Başlangıç Malzemeleri.....	52
7.2 Kompozisyon Tasarımı	53
7.3 Üretim Süreci	54
7.3.1 Çamur hazırlama	54
7.3.2 Granülleştirme.....	55
7.3.3 Şekillendirme	55
7.3.4 Sinterleme	56
7.3.5 Yüzey İşleme.....	57
7.4 Yoğunluk Ölçümü.....	58
7.5 Faz Analizi	58
7.6 Mikro yapı Karakterizasyonu.....	59
7.7 Sertlik Ölçümü	59
7.8 Termal Difüzyon Ölçümü	60
7.9 Performans Denemeleri.....	60

8. SONUÇLAR ve TARTIŞMA.....	61
8.1 Üretim Süreci	61
8.2 Sinterleme Çalışmaları	63
8.2.1 MDA 1 Malzemesinin Sinterleme Çalışmaları	63
8.2.2 MDA 1+ SiC Malzemelerinin Sinterleme Çalışmaları	68
8.3 Mekanik Testler	78
8.4 Termal Difüzyon Ölçümleri	80
8.5 Performans Denemeleri.....	82
 9. GENEL SONUÇLAR	90
 10. ÖNERİLER	92
 KAYNAKLAR	94

ŞEKİLLER DİZİNİ

2.1	Süper alaşım tüketimi.....	4
2.2	Dökme nikel esaslı alaşımında γ tane yapısı	8
2.3	(a) 0.1°C/dk. hızla soğutulmuş tane sınırları etrafında çökelen δ fazının yapısı, (b) Isıl işlem yapılmış nikel esaslı alaşım içerisindeki MC karbürlerinin tane yapısı ($\times 10$)	9
4.1	Bazı kesici uç malzemelerinin sıcaklığa bağlı olarak sertlik değişimleri	21
4.2	Al_2O_3 - SiC_v kompozit malzemesine ait kırık yüzey SEM görüntüsü	25
4.3	Farklı nadir toprak elementleriyle hazırlanan SiAlON malzemelerinin sertlik ve tokluklarının SiC_p ilavesiyle (a) sertliklerinin, (b) tokluklarının değişimi.....	29
4.4	(a) Monolitik Si_3N_4 , (b) hacimce % 10 SiC_p içeren Si_3N_4 , (c) hacimce %10 SiC_p ve % 5 Si_3N_4 visker içeren Si_3N_4 SEM görüntüleri	29
4.5	Hacimce %20 SiC_v içeren Si_3N_4 kompozisyonuna ait aydınlık bölge TEM görüntüsü	30
5.1	Inconel 718 alaşımının Al_2O_3/TiC uç ile işlenmesi sırasında kesme hızının sıcaklığına olan etkisi.....	39
5.2	Süper alaşımların yüksek sıcaklık mukavemetleri.....	40
5.3	Inconel 718'in Si_3N_4 uçla işlenmesi sonucunda oluşan şiddetli mekanik aşınma.....	41
5.4	Kesici uçların değişen kesme hızlarında ve (a) 0,125mm/dev., (b) 0,150mm/dev. besleme hızlarındaki ömürleri	44
5.5	Inconel 718 alaşımının CBN uçla işlenmesindeki aşınma durumu	46
6.1	Ti-6Al-4V alaşımının kaplanmış ve kaplanmamış karbür uçlarla işlenmesi sonucu oluşan yan kenar aşınması	48
6.2	PVD yöntemiyle kaplanmış malzemedeki delaminasyon ve sürtünme izleri.....	49
6.3	Talaşın alt yüzeyine yapışan CBN kesici uç ($\times 100$).....	51
7.1	MDA 1 kompozisyonunun faz diyagramı üzerinde gösterimi.....	53
7.2	Kompozit malzemelerin üretim süreci.....	54
7.3	Seramik granüllerinin presleme çevrimi	56

7.4	Kompozit malzemelerin sinterlenmesinde kullanılan rejim	56
7.5	(a) Kesici uç geometrisi ve ISO gösterimi, (b) Kesici uçların pah açıları ve uzunlukları.....	57
8.1	MDA1+17,5SiC malzemesinin 2 saat öğütülmesi sonucunda elde edilen tane boyut dağılımı grafiği.....	62
8.2	MDA1+17,5SiC malzemesinin granülleştirilmesi sonucunda elde edilen boyut dağılımı grafiği.....	62
8.3	1900°C'de, 100 bar basınç altında 1 saat sinterlenen MDA1 malzemesine ait temsili SEM görüntüleri (a) $\times 1000$, (b) $\times 3000$	65
8.4	1900°C'de, 100 bar basınç altında 1 saat sinterlenen MDA1 malzemesine ait XRD paterni	66
8.5	1900°C'de, 100 bar basınç altında 2 saat sinterlenen MDA1 malzemesine ait temsili SEM görüntüleri (a) $1000\times$, (b) $3000\times$	67
8.6	1900°C'de, 100 bar basınç altında 2 saat sinterlenen MDA1 malzemesine ait XRD paterni	68
8.7	1900°C sıcaklıkta 100 bar basınç altında 1 saat süreyle yapılan sinterleme denemesinde SiC içeriği ile yoğunluğun değişimi	69
8.8	1990°C sıcaklıkta, 100 bar basınç altında 1 saat süreyle yapılan sinterleme sonrasında (a) MDA1+10SiC-UF15, (b)MDA1+10SiC-UF25 (c) MDA1+17,5SiC-UF15, (d) MDA1+17,5SiC-UF25 malzemelerinin temsili geri saçınımlı SEM görüntüleri	72,73
8.9	1990°C sıcaklıkta, 100 bar basınç altında 1 saat süreyle yapılan sinterleme sonrasında elde edilen numunelerin XRD paternleri.....	74
8.10	(a) SiAlON+SiC _p kompozit malzemesine ait HRTEM görüntüsü, (b) EELS tekniği ile elde edilmiş aynı görüntüdeki karbür fazlarının haritası.....	75
8.11	MDA1 ve MDA1+17,5SiC malzemelerine ait kırık yüzey temsili ikincil elektron SEM görüntüleri (X 5000).....	76
8.12	1940+1990°C'de 100 bar N ₂ atmosferinde 2 saat süreyle sinterlenen MDA1+17,5SiC malzemesine ait temsili SEM görüntüleri (a) $\times 1000$, (b) $\times 3000$	77

8.13	1940+1990°C'de 100 bar N ₂ atmosferinde 2 saat süreyle sinterlenen MDA1+17,5SiC malzemesine ait XRD paterni.....	78
8.14	Üretilen kompozit malzemelerinin ve SiC _v -Al ₂ O ₃ malzemesinin termal difüzyivite eğrileri.....	81
8.15	İşleme testleri için hazırlanan kesici uçların kesme köşesi temsili SEM görüntüsü	82
8.16	İşleme testinin 1. bölümünden sonra uçların kesme köşelerinin ikincil elektron SEM görüntüleri	84
8.17	İşleme testinin 2. bölümünden sonra uçların kesme köşelerinin ikincil elektron SEM görüntüleri	85
8.18	İşleme testinin 3. bölümünden sonra uçların kesme köşelerinin ikincil elektron SEM görüntüleri	86
8.19	İşleme testinin 4. bölümünden sonra uçların kesme köşelerinin ikincil elektron SEM görüntüleri	87

TABLÖLAR DİZİNİ

2.1	Ticari olarak bulunan nikel esaslı alaşımlar.....	5
2.2	Dökme nikel esaslı alaşımlardan bazılarının ağırlıkça % kimyasal kompozisyonları	6
2.3	Dövme nikel esaslı alaşımların kimyasal kompozisyonları	7
4.1	Kesici uç malzemelerinin yumuşama noktaları	21
4.2	Bazı ticari seramik kesici uçların özellikleri.....	24
5.1	Kesici uç malzemelerinin kimyasal ve fiziksel özellikleri.....	44
7.1	Kullanılan tozlar ve özellikleri.....	52
8.1	MDA1 malzemesi için yapılan sinterleme çalışmaları ve elde edilen veriler	63
8.2	MDA1+SiC kompozit malzemeleri için yapılan sinterleme çalışmaları ve elde edilen veriler	70
8.3	1940+1990°C'de 1 saat yapılan sinterleme sonrasında elde edilen malzemelerin özellikleri	71
8.4	Üretilen malzemelerin sertlik ve tokluk değerleri.....	79
8.5	Inconel 718 uçak motoru parçasının 4 bölümden oluşan işleme süreci.....	83

1. GİRİŞ ve AMAÇ

Bir uçak motoru kompresör, yanma odası ve türbinden oluşmaktadır. Çelik, nikel, titanyum ve alüminyum alaşımları uçak motoru üretiminde kullanılan genel malzeme ve alaşımlardır. Uçak motoru üretiminde kullanılan diğer malzemeler karbon, seramik ve metal-matris kompozitlerdir. Bu malzemeler yüksek sıcaklık özellikleri, korozyon direnci, daha uzun kullanım ömrü ve daha düşük yakıt tüketimi açısından önem taşıyan yüksek mukavemet/ağırlık oranı sağlamaktadırlar. Titanyum ve nikel esaslı alaşımlar, küçük parçalarla sınırlı kullanım alanı bulan çeliklerle karşılaştırıldığında bu özellikleri sağlayan en iyi alaşımlardır [1].

Hassas döküm ve dövme diğer ileri üretim teknikleri kadar nikel esaslı alaşımların ve titanyum alaşımlarının üretiminde kullanılan yöntemlerdir. Fakat karmaşık şekilli parçalar bu gibi üretim yöntemleriyle kolaylıkla üretilmemektedir ve bunun sonucunda talaşlı imalat yöntemi karmaşık şekilli parçaların kabul edilebilir bir maliyet ve yüksek kalitede üretimi için en uygun yöntemlerden biri haline gelmektedir. Uçak motoru alaşımlarının talaşlı imalatının zorluğu kendi iç özelliklerinden kaynaklanan ve aşağıda sıralanan nedenlere dayanmaktadır:

- (i) Yüksek sıcaklık sertliği ve mukavemeti işleme sırasında kesici ucun deformasyonuna neden olmaktadır.
- (ii) Kesme işlemi sırasındaki yüksek kayma kuvvetleri malzeme içerisinde oluşan gerilmelerin belirli bir bölgede toplanması ve aşındırıcı testere dişli köşelerin oluşumuna neden olur. Bu durum titanyum alaşımlarının işlenmesinde kesici uçlarda çentiklerin oluşumuna neden olmaktadır.
- (iii) Nikel esaslı alaşımların östenitik matrisi işleme sırasında hızlı bir işleme sertleşmesine yol açar. Bu, kesici uç malzemesinin kesme derinliğinde şiddetli bir aşınma gerçekleşmesinin ana sebeplerindendir.
- (iv) Aşındırıcı sert karbürlerin (örneğin; MC, $M_{23}C_6$) nikel esaslı alaşımların mikroyapılarında bulunması, aşınma kaynaklı uç kırılmalarına neden olur.

- (v) Düşük ısı iletkenlik kesme sıcaklığının ($\geq 1000^{\circ}\text{C}$) ucun uç kısmında birikmesine ve sonuçta ısı farklılıklarının oluşmasına sebep olur.
- (vi) İşlenen parçanın kesme kenarına kaynaklanması kararsız olan bir birikinti kenar oluşumuna sebep olur ve bu kenar parça yüzeyini ve parçanın uyumluluğunu bozar.
- (vii) Titanyum alaşımları pek çok kesici uç malzemesiyle yüksek sıcaklıklarda reaksiyon vererek hızlı bir uç aşınmasına neden olur [1, 2].

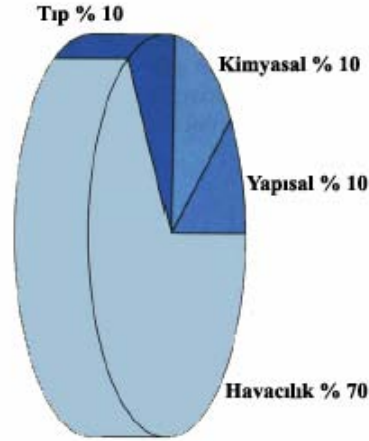
Süperalaşımların düşük işlenebilirliği, kesici uç malzemesinin kesme kenarında şiddetli ısı ve mekanik gerilmeler sonucunda oluşan plastik deformasyona neden olur. Süperalaşımların işlenmesi sırasında görülen tipik aşınma durumları burunda ve kesme derinliğinde çentikler, yan kenar aşınması, krater aşınması, pullanma ve ani uç kırılması olarak sıralanabilir. Uçak motoru alaşımlarının işlenmesinde kullanılacak kesici uç malzemesinin, yüksek hızlarda kesme sırasında açığa çıkan yüksek sıcaklıklarda, sertliğinin yüksek olması gerekmektedir. Bu şartlar altında pek çok uç malzemesindeki taneler arasındaki bağ mukavemetleri zayıflamakta ve yüksek sıcaklık sertliklerinde azalma ve hızlı bir aşınma görülmektedir [1].

Yukarıda bahsedilen nedenlerden dolayı süperalaşımlar işlenmesi zor malzemeler olarak adlandırılırlar ve bu malzemelerin işlenme sırasında oluşan zorlu kesme koşullarına dayanabilecek sınırlı sayıda malzeme bulunmaktadır. Bunlar arasında seramiklerin bir alt sınıfı olan SiAlON esaslı malzemeler kıyaslamalı olarak yüksek kırılma toklukları, yüksek sertlikleri ve yüksek kimyasal kararlılıkları sayesinde bu alanda ilgi çekici malzemeler olarak nitelendirilirler. Bu yüzden yapılan bu çalışmada SiC_p takviyesiyle bu malzemelerin yüksek sıcaklık sertlikleri, kimyasal dayanımları ve ısı iletkenlik gibi özellikleri daha da geliştirilmesi ve Al_2O_3 - SiC_v kesici uç malzemesine alternatif malzeme üretilmesi amaçlanmıştır. Al_2O_3 - SiC_v kesici uçları sıcak presleme teknolojisi kullanılarak üretilen malzemeler olup buna bağlı olarak da üretim maliyetleri diğer seramik kesici uçlara göre kıyaslamalı olarak oldukça yüksektir. Bunun yanında visker teknolojisi insan sağlığı açısından riskler taşıdığından dolayı alternatif malzeme arayışı bu açıdan da önem kazanmaktadır.

2. SÜPERALAŞIMLAR

Süperalaşımlar kesin olarak bir sınır yaratılması güç olan bir malzeme grubunu oluşturmaktadır. Buna rağmen genel itibarıyla kabul gören bir tanıma göre süperalaşımlar genellikle VIII A elementlerinin oluşturduğu yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilen diğer uygulamalara kıyasla daha şiddetli mekanik gerilmelerin altında ve yüksek yüzey kararlılığının gerekli olduğu uygulamalarda kullanılan alaşımlardır [3].

Yüksek ergime noktasına sahip ısı dayanımlı alaşımlar uçak motorlarının parçalarının üretiminde kullanılan temel malzemelerdir. Bu alaşımlar nikel esaslı alaşımlar, kobalt esaslı alaşımlar, demir esaslı alaşımlar ve titanyum alaşımları olmak üzere dört ana grupta incelenebilirler. Şekil 2.1, süperalaşım tüketiminin 2/3'ünün havacılık endüstrisinde jet motorlarının ve ilgili parçaların üretiminde kullanıldığını göstermektedir. Yüksek sıcaklıklarda yüksek mekanik ve kimyasal özellikleri süperalaşımları jet motorlarında yüksek sıcaklıklarda çalışan sabit ve hareketli parçaların üretimi için eşsiz kılmaktadır. Bazı süperalaşımlardan üretilmiş parçalar çeliklerden üretilmiş parçalara kıyasla daha küçük ve hafif olmaktadır. Bu, yakıt tüketiminde ve hava kirliliğinde önemli derecede bir azalma anlamına gelmektedir. Bir motorun ağırlığındaki her bir kilogramlık azalma motorun kullanım ömrü boyunca 150.000 \$'tutarında bir tasarruf anlamına gelmektedir [4]. Süperalaşım üretiminin kalan 1/3'ü denizaltı endüstriyel ve taşıtların gaz türbinlerinde kullanılmakla beraber uzay araçlarında, roket motorlarında, nükleer reaktörlerde, denizaltılarda, buhar güç istasyonlarında ve petrokimya donanımlarında tıp sektöründe kullanılmaktadır [3, 4].



Şekil 2.1 Süperalaşım tüketimi [1]

2.1 Nikel Esaslı Süperalaşımlar

Nikel esaslı süperalaşımlar genel olarak düşük alaşımlı çelikler ve paslanmaz çeliklere göre yüksek sıcaklıklarda daha iyi mekanik özellik vermektedirler. Bu alaşımlar % 30–75 oranında nikel ve % 30’a kadar krom içerirler. Nikel ve kromun birleşimi bu alaşımlara önemli bir oksidasyon direnci kazandırmaktadır. Sınıf olarak nikel esaslı alaşımlar, mekanik mukavemet açısından özellikle 650°C üzerinde paslanmaz çeliklerden daha üstün özelliktedirler [5].

Nikel esaslı alaşımlar en başta gaz türbin kompartımanları olmak üzere uçak motorlarında kullanılan alaşımların ağırlıkça %50’lik kısmını kapsayan ve en çok kullanılan süperalaşımlardır. Nikel alaşımları, daha yoğun olan çeliklerle kıyaslandığında daha fazla mukavemet/ağırlık oranı sağlamaktadırlar. Diğer uygulama alanları içerisinde liman donanımları, nükleer reaktörler, petrokimya fabrikaları ve yiyecek üretim donanımları bulunmaktadır. Nikel esaslı alaşımların bu tür agresif ortamlarda kullanılması yüksek korozyon direnci, mekanik ve termal yorulma, yüksek sıcaklıklarda sürünme ve erozyon direncine bağlıdır. Nikel esaslı alaşımların kullanıldığı bölgelerde bu özellikler etkin bir kullanım performansı açısından gereklidir. Uçak motorlarında, bu özelliklerin gereksinimi yüksek basınç ve sıcaklık altında kullanılan türbin bıçaklarında özellikle ortaya

çıkılmaktadır. Türbin bıçakları, içerisinde iç ve dış soğutmayı artırmak amacıyla tasarlanmış odacıklar bulundurmaktadır. Nikel esaslı alaşımlar, nikelin krom (Cr), tungsten (W), renium (Re) gibi katı çözelti sertleştirici elementleriyle birleşmesinden oluşan nikel katı çözelti matrisi içerisinde $Ni_3(Al,Ta)$ intermetalik bileşimini içermektedir. İntermetalik bileşik içerisindeki tantalum (Ta) yüksek sıcaklık mukavemeti ve oksidasyon direncini yükseltir. Bu atomik element, alaşımın sıcaklığını ve oksidasyon direncini düşürmek için titanyum(Ti) ile yer değiştirebilir. Ni-esaslı türbin bıçakları 520°C'yi bulan sıcaklıklarda kullanılmaktadır [1].

Tablo 2.1. Ticari olarak bulunan nikel esaslı alaşımlar [1]

Inconel (587, 597, 600, 601, 617, 625, 706, 718, X750, 901)
Nimonic (75, 80A, 90, 105, 115, 263, 942, PE11, PE16, PK33, C263)
Rene (41, 95)
Udimet (400, 500, 520, 630, 700, 710, 720)
Pyromet 860
Astroloy
M-252
Waspaloy
Unitemp AF2-IDA6
Cabot 214

Ticari olarak bulunan Ni-esaslı alaşımlar arasında Inconel, Nimonic, Rene, Udimet ve Pyromet bulunmaktadır. Inconel 718 en yaygın kullanılan nikel esaslı alaşım olup yıllık hacimce üretimin, döküm olarak %25 ve dövme olarak %45'lik kısmını oluşturmaktadır [2, 6].

2.1.1 Nikel esaslı süperalaşımların bileşimleri

Ni-esaslı alaşımların genel kimyasal bileşimi % 38–76 arasında nikel, % 27'ye kadar krom (Cr), ve % 20 oranında kobalt (Co) şeklindedir. Alaşım, bu elementlere ilave olarak mukavemetin ve oksidasyon direncinin artması için

kontrollü miktarlarda tungsten (W), tantalum (Ta) ve molibdenyum (Mo) gibi refrakter elementleri de içerebilir. Silisyum, fosfor, sülfür, oksijen ve nitrojen gibi alaşım içerisinde zaten bulunan elementlerin yoğunluğu geçerli ergitme süreçleriyle kontrol altında tutulur [3].

Tablo 2.2, dökme nikel esaslı alaşımların ağırlıkça kimyasal bileşimini göstermektedir. Dökme nikel esaslı alaşımların tipik uygulama alanı türbin bıçakları ve fren diskleridir [1].

Tablo 2.2 Dökme nikel esaslı alaşımlardan bazılarının ağırlıkça %ağırlıkça kimyasal kompozisyonları [1]

Alaşım gösterimi	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Cb	Al	Ti	Si	C	B	Zr
Alloy 713C	74	12,5	-	4,2	-	-	2	0,8	-	-	0,12	0,012	0,10
B-1900	64	8	10	6	-	4	-	1	-	-	0,10	0,015	0,10
Ford 406	60	6	10	1	8,5	6	2	2	-	-	0,13	0,018	0,06
IN-100	60	10	15	3	-	-	-	4,7	-	-	0,18	0,014	0,06
IN-162	73	10	-	4	2	2	1	1	-	-	0,12	0,020	0,10
IN-731	67	9,5	10	2,5	-	-	-	4,6	-	-	0,18	0,015	0,06
IN-738	61	16	8,5	1,7	2,6	1,7	0,9	3,4	-	-	0,17	0,010	0,1
M22	71	5,7	-	2	11	3	-	-	-	-	0,13	-	0,6
Rene 77	58	14,6	15	4,2	-	-	-	3,3	-	-	0,07	0,016	0,04
Rene 80	60	14	9,5	4	4	-	-	5	-	-	0,17	0,015	0,03
Rene100	60	9,5	15	3	-	-	-	1,2	-	-	0,18	0,014	0,06
Udimet 500	52	18	19	4,2	-	-	-	3	-	-	0,07	0,007	0,05

Üretim yöntemleri talaşlı işlemeyi minimum seviyede tutacak kadar hassas yapılır. Vakum indüksiyon gibi ergitme yöntemleri pek çok safsızlık yaratan elementin ergimiş nikel esaslı alaşımdan uzaklaştırılmasını ve sonuç olarak döküm kalitesinin artmasını sağlamaktadır. Pek çok türbin bıçağı, yapısındaki tane sınırlarındaki en zayıf noktalarından tane yönüne dik kuvvetlerden dolayı

kırılmaktadır [7]. Bu kırılma, yönlü katılaşma döküm süreci (directional solidification, DS) ile ortadan kaldırılabılır ya da en aza indirgenebilir. DS döküm ile uygulanan kuvvet yönünde uzanmış tane sınırları elde edilebilmektedir. Daha iyi bir sonuç son üründe tane sınırlarının yok edilmesine dayanan tek kristal teknolojisi ile elde edilebilmektedir. Tek kristal ya da DS döküm süreçleriyle üretilen türbin bıçakları çok kristalli parçalardan 250°C kadar daha yüksek sıcaklıklarda kullanılabilmektedir [1].

Dövme nikel alaşımları yaklaşık olarak % 10–20 krom, % 8 alüminyum ve titanyum birleşimi, % 5–15 kobalt ve demir içermektedir [6]. Bu grup nikel esaslı alaşımlar orta derecede yüksek sıcaklık mukavemeti, kaynaklama esnasında oluşan gerilme yaşlanması çatlaklarına karşı iyi direnç gösterirler. Bu malzemelerin ana uygulama alanı, disk uygulamaları için gerekli olan yüksek mukavemet sağladıkları için türbin diskleridir. Tablo 2.3’de dövme nikel alaşımların kimyasal kompozisyonları verilmektedir. Diğer uygulama alanları roket motor bileşenleri, nükleer güç istasyonları ve kimyasal donanımlardır [1].

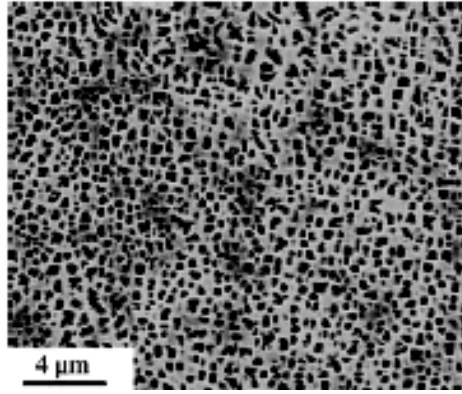
Tablo 2.3 Dövme nikel esaslı alaşımların kimyasal % ağırlıkça kompozisyonları [1]

Alaşım	Al, Ti, Nb	Mo, W	Cr	Co	Diğer
Nimonic 80A	3,8	-	19,5	-	-
Inconel X750	4,2	-	15	-	7Fe
Nimonic 90	3,8	-	19,5	16,5	-
Udimet 500	6	4,2	19	18	-
Nimonic 105	6	5	15	20	-
Udimet 700	7,8	5,2	15	18,5	-
Nimonic 115	8,8	3,3	14,3	13,3	-

2.1.2 Nikel esaslı süperalaşımların mikroyapısı

Ana östenit nikel matrisi, nikel atomlarının neredeyse doldurulmuş üçüncü elektron kabuğundan dolayı kobalt, krom, molibdenyum ve tungsten elementleriyle herhangi bir faz stabilizasyonu gerekmeksizin alaşımlanmaya oldukça meyillidir. Krom, alaşım içerisinde bulunan oksijenle reaksiyona girerek

koruyucu bir krom oksit (Cr_2O_3) tabakası oluşturur. Bu koruyucu tabaka metalik elementlerin dışarıya olan difüzyonunu engellemesine rağmen, ana atmosfer gazlarının matris içerisine difüzyonuna olanak tanır. Ağırlıkça % 15-30 krom ilavesi bu mekanizmanın etkin olması için gereklidir. Molibdenyum ve tungsten, yüksek sıcaklıklarda alaşımın katı çözelti sertleştiricisi gibi davranırlarken kobalt, karbon çözünürlüğünün fazla olmasından dolayı karbürlerin indirgenmesini sağlar [1].

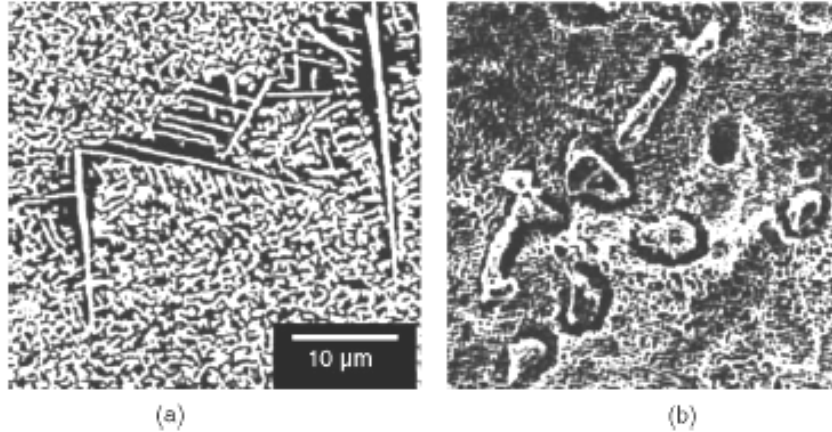


Şekil 2.2 Dökme nikel esaslı alaşımda γ' tane yapısı [1]

Alüminyum ilavesiyle gerçekleştirilen çökelme sertleşmesi nikel esaslı alaşımların güçlendirilmesi için uygulanan diğer bir süreçtir. Elde edilen çözelti gama üssü (γ') olarak tanımlanır ve intermetalik bileşik Ni_3Al kimyasal formülüyle ifade edilir. Alüminyum, titanyum ile yer değiştirebildiğinden dolayı genel olarak $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ şeklinde gösterilir. Şekil 2.2 Inconel 718'in dendritik yapısı boyunca homojen bir şekilde dağılmış küresel şekilli γ' çökeltisini göstermektedir. Yüksek miktarlarda titanyum, 900°C 'de hegzagonal sıkı paket yapısına dönüşen ve tane sınırlarında Ni_3Ti (η) şeklinde çökelen γ' yarı kararlı fazını oluşturur. Bu durumda alaşımın çentik gerilme-kırılma mukavemeti düşer ve bu dönüşümün gerçekleşmemesi için dikkat edilmesi gerekir. Ni_3Al , ilave edilen tantalum (Ta) ile artırılabilen yüksek sıcaklık ve sürünme direnci özelliklerine sahiptir. Sünek yapıdaki γ' fazı karbür fazlarının neden olduğu kırılğan bölgelerin oluşumunu engeller. Alaşıma niyobyum (Nb) ilave edilmesi kırılğanlığa olan duyarlılığı azaltır fakat belirli oranlardaki ilave hücre segregasyonuna neden olur. Niyobyum konsantrasyonu % 4'ten fazla olduğunda

γ' fazı, ortorombik veya büyük plakalar şeklinde de bulunabilen hacim merkezli tetragonal (bct) Ni_3Nb (γ'' - $[\text{Ni}_3(\text{Al,Ti,Nb})]$) fazına dönüşür. Ni_3Nb 'nin tane sınırlarında çökmesi nikel esaslı alaşımların sürünme direncini artırır. Inconel 718, γ'' çökeltisiyle güçlendirilmiş olup alüminyum ve titanyumun niyobyum miktarına oranı 0,65 dolaylarındadır. γ'' fazıyla güçlendirilmiş olan nikel esaslı alaşımlar kullanım sırasında çubuksu bir yapıda olan δ fazına dönüşmeye eğilimlidir (Şekil 2.3 (a)). Alüminyum ve titanyum yerine niyobyumun işlevini görmesi, γ'' fazının oluşumunda azalmaya sebep olur ve bu durumda nikel esaslı alaşımların sertliğinde önemli bir düşüş meydana gelir [1].

Matris elementleriyle reaksiyon sonucunda borürlerin oluşmasını sağlamak için nikel esaslı alaşımlara 50–500 ppm seviyelerinde B ilave edilir. Borürler tane sınırlarında yer alan ve blok şeklindeki sert refrakter tanelerdir. Nikel esaslı alaşım, kırılma yüküne maruz kaldığında borürler hücre sınırlarının yırtılmasını minimize ederler ve hücrelerin çekirdeklenmesini geciktirirler. Karbürler, tane sınırlarına yerleşen ve alaşımların yüksek sıcaklıktaki kırılma mukavemetini iyileştirdiği düşünülen tanelerdir (Şekil 2.3 (b)). Karbürler aynı zamanda reaktif olup alaşım içerisinde bulunabilecek serbest karbonu uzaklaştırarak matris fazın kararlılığına yardım ederler [1].



Şekil 2.3 (a) 0.1°C/dak. hızla soğutulmuş tane sınırları etrafında çökelen δ fazının yapısı **(b)** Isıl işlem görmüş nikel esaslı alaşım içerisindeki MC karbürlerinin tane yapısı ($\times 10$) [1].

Genel nikel alaşımları karbürleri MC, M_{23}C_6 ve M_6C olarak sıralanabilir. MC genellikle düzensiz kübik yapıda büyük tanelerden oluşmaktadır. M_{23}C_6 plaka şeklinde düzenli yapıda görülmesine rağmen tane sınırlarında düzensiz, sürekli

olmayan sınırlayıcı taneler olarak tanımlanabilirler. M_6C fazı da tane sınırlarında sınırlayıcı bir faz olarak bulunabilmektedir [3].

2.2 Kobalt Esaslı Süperalaşımlar

Kobalt esaslı dökme ısı dayanımlı alaşımlar ilk kez ikinci dünya savaşı sırasında yüksek gerilmeler altında çalışan gaz türbin bıçaklarında kullanılmıştır. İlk alaşım, Fe-Cr-Ni ve Fe-Ni-Cr alaşımlarının kullanıldığı sıcaklıklar kadar yüksek sıcaklıklarda kullanılsa da yüksek gerilme altında sürünme ve kırılma özellikleri açısından diğer alaşımlara kıyasla oldukça memnun edici sonuçlar vermiştir [5].

Pek çok yüksek sıcaklık kobalt alaşımı önemli miktarda karbon içermektedir ve mukavemetlerini yalnızca tungsten ve krom gibi elementlerin sağladığı katı çözümleri sertleşmesinden değil aynı zamanda 815°C üzerinde daha az etkili olan karbür çökmesinden kazanmaktadırlar. Nikel, kobaltın yüksek sıcaklık formu olan yüzey merkezli kübik (YMK) yapısını kararlı kılmak için sıklıkla ilave edilmektedir. Mukavemet açısından kobalt alaşımları 980°C üzerindeki sıcaklıklar haricinde nikel alaşımlarıyla rekabet edememektedirler. Buna rağmen kaynaklanma ile tamir edilebilme kolaylığı ve yüksek sıcaklıklarda mükemmel korozyon direnci sağlayan yüksek krom içerikleri nedeniyle kobalt esaslı alaşımlar yüksek basınç türbin kanatçıklarında geniş bir kullanım alanı bulmaktadır [5].

Spesifik olarak ağırlıkça % 20–30 krom yüksek sıcaklıkta oksitlenme ve korozyon direnci ve katı çözümleri sertleşmesi açısından kilit bileşen olmaktadır. Ayrıca karbür çökme sertleşmesi istenilen durumlarda krom, çeşitli krom-karbon oranlarındaki karbürlerin oluşumunda önemli bir rol oynamaktadır. Kobalt-krom ikili sistemi % 58 krom ilavesinde kararlı sigma fazını oluşturduğundan yüksek krom miktarlarından kaçınmak gerekmektedir. Kobalt alaşım sistemlerinde birincil sertleşme mekanizması çökme sertleşmesi olduğundan, karbon en yüksek sürünme ve kırılma mukavemetine ulaşmak için kritik önem taşımaktadır. Karbon miktarının kontrolü çekme ve kırılma mukavemetleri ve sürünme açısından önemlidir. Bunun nedeni ağırlıkça

% 0,3–0,6 C aralığında mukavemetin doğrusal olmayan bir artış göstermesidir. Sonuç olarak bu aralıkta süneklik düşmektedir. Daha da önemlisi 650- 927°C aralığında kullanım sırasında ikincil karbürlerin çökmesi sonucunda süneklik önemli derecede düşmektedir [3].

Kobalt esaslı süperalaşımlar, endüstriyel ve uçak türbinlerinde gerilmek-kırılma parametreleri, mükemmel korozyon ve oksitlenme direnci gibi özellikleriyle kullanılmaktadır. Daha uzun ömürlü türbinlere olan ihtiyaç bu malzemelerin gelişimi için itici güç oluşturmaktadır. Çökme sertleşmesi, güçlendirme açısından önemli bir süreç olmasına rağmen, ısıl işlemlerle güçlendirme konusu henüz gelişmemiştir. Endüstriyel uygulamalarda Co-esaslı alaşımlar döküm sonrası halleriyle kullanılmaktadırlar [8].

Döküm sonrasında kobalt esaslı alaşımlar sürekli bir YMK matris fazı ve çeşitli karbür fazlarından ($M_{23}C_6$, M_7C_3 ve MC) oluşmaktadır. Yüksek mukavemet sağlayan karbürler, alaşımın kabuk kalıp içerisinde soğutulması sırasında oluşmaktadır. Dendritik bölgeler arasında ve tane sınırlarında çökeliyorlar. Yüksek sıcaklıkta kullanım sırasında başta $M_{23}C_6$ olmak üzere ikincil karbürler çökeliyor. İnce ikincil karbürler dislokasyonları engelleyerek matris fazı sertleştirirler. Sonuç olarak tanelerin şekli, dağılımı ve boyutları karbürlerin neden olduğu çökme sertleşmesini önemli derecede etkiler [8].

2.3 Demir Esaslı Alaşımlar

Demir esaslı süperalaşımlar ana bileşen olarak demir bulunduran karbür ve intermetalik bileşiklerin çökmesi sonucunda sertleşen alaşımlar olarak tanımlanabilir. YMK yapıdaki nikel esaslı alaşımlar γ' [$Ni_3(Al,Ti)$] gibi geometrik sıkı paket (gcp) fazlarının çökmesine ve YMK kobalt esaslı alaşımlar da katı çözültü sertleşmesine potansiyel oluştururlar. Demir, nikel alaşımlarına kıyasla atomlar arasındaki kısa mesafe dolayısıyla bu fazların oluşumunu tolere edebilir. Bu karakteristik özellik pratik anlamda önem taşımaktadır [5].

Bir veya daha fazla istenilen özelliğin kazanılması için pek çok element alaşıma ilave edilmektedir. YMK yapıdaki matris fazın sertleştirilmesini sağlayan bu elementlerin başında nikel, alüminyum, titanyum ve niyobyum gelmektedir.

Bu elementler düzgün YMK γ' fazı ve düzgün HMT γ'' gibi intermetalik fazların uygun ısı işlemler sonucunda çökelmelerini sağlarlar. Demir ve krom gibi elementler aynı zamanda γ' ve γ'' fazları içerisinde bulunabilirler. YMK alaşımlar kıyaslamalı olarak yüksek miktarlarda karbon ilaveleriyle (% 0,5) sertleştirilebilirler. Azot ve fosfor bu etkiyi geliştirmek için kullanılmaktadırlar. Karbon, tane sınırlarında $M_{23}C_6$ ve M_6C gibi karbür fazlarının oluşumunu sağlayarak bu bölgelerin sertleşmesini sağlar [5].

YMK yapıdaki demir esaslı alaşımlar 540°C üzerindeki uygulamalar için en önemli malzemelerdendir. Bunun sebebi sıkı paket latis yapısının zamana bağlı deformasyon sürecine daha dirençli olmasıdır. Pek çok koşul altında, demir esaslı alaşımlardaki mikroyapı-özellik ilişkisi nikel esaslı alaşımlara benzer olarak kabul edilebilir [5].

Demir esaslı alaşımların en önemli sınıfı YMK matrisi içinde intermetalik bileşiklerin çökmesi sonucu sertleştirilmiş alaşımlardan oluşmaktadır. En genel çökelti A-286, V-57 ve Pyromet 860 alaşımlarında bulunan γ' çökeltisidir. Diğer taraftan demir içeren alaşım Inconel 718 (genellikle nikel esaslı alaşımlar grubunda gösterilir ve % 18,5 demir içerir) γ'' fazları tarafından sertleştirilir. Tungsten ve molibdenyum katı çözelti sertleşmesi sağlamak için ilave edilebilir. Hastelloy X (genel olarak nikel esaslı alaşım olarak kabul edilir fakat %10 demir içerir) üçüncü grup alaşımlara örnek olarak gösterilebilir. Bu alaşımlarda katı çözelti sertleşmesi geçerlidir, fakat alaşım soğuk işlendiğinde ya da yaşlandırıldığında sertleşme karbürlerin çökmesiyle elde edilebilir [5].

İntermetalik bileşikler ile sertleştirilmiş olan demir esaslı alaşımlar gaz türbin motorlarında bıçak, disk gibi parçalarda kullanılmaktadır. Örneğin, bazı gaz türbin motorlarında A-286 alaşımı türbin diskleri ve Incoloy 901 alaşımı türbin hareket merkezi olarak kullanılmaktadır [5].

2.4 Titanyum Alaşımları

Titanyum alaşımları, nikel esaslı alaşımlar gibi çok yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahip olmalarından dolayı uçak motor ve gövde çatısı üretimi için son derece uygun malzemelerdir. Yüksek sıcaklıklarda mukavemetini

koruyabilme özellikleri titanyumun motor bileşeni olarak kullanılabilmesini sağlamaktadır. Titanyum alaşımları olağanüstü korozyon direncine sahiptir. Alüminyum alaşımları için maksimum uygulama sıcaklığı 130°C üzerinde olan gövde çatı yapısında da kullanılmaktadır. Titanyum alaşımları uçak motorlarında düşük ve yüksek basınç kompresörleri ve disk, bıçak gibi yüksek merkez kaç kuvvetlerine maruz kalan parçaların yanı sıra şiddetli yorulma altında çalışan parçalarda da kullanılmaktadır [1].

Titanyum alaşımları oda sıcaklığında içerdiği fazlara göre α , α yakını, α/β ve β olarak sınıflandırılabilir. α fazı, titanyumun sıkı paket hegzagonal kübik yapısında düşük sıcaklık allotropudur. 882°C'de yüksek sıcaklık hacim merkezli kübik yapıdaki β fazına dönüşmektedir. Bu dönüşüm sıcaklığını yükselten alaşımlandırma elementleri α fazını kararlı kılıcılar, sıcaklığı düşüren alaşım elementleri ise β fazını kararlı kılıcılar olarak isimlendirilir [7, 9].

2.4.1 α - alaşımları

Bu grup alaşımlar ticari olarak saf titanyum alaşımları olarak isimlendirilirler ve oksijen ve demir temel alaşım elementleridir. Minimum akma mukavemeti 170 ile 480 MPa arasında değişmektedir. Bu sınıf alaşımların uygulama alanı yüksek korozyon ortam ve düşük sıcaklık uygulamalarıdır. Bu malzemelere ısıtma işlemi uygulanamaz yani mükemmel kaynaklanabilme özelliğine sahiptir [1].

2.4.2 α - yakını alaşımları

Bu alaşımlar ikincil olarak β - fazını kararlı kılıcıların yanında, α fazını kararlı kılıcı (Al, Sn) elementleri içerir. Oda sıcaklığında mikroyapı temelde α fazı ve az miktarda β fazı ile tanımlanmaktadır. Bu grubun temel alaşımları Ti-8Al-1Mo-1V (Ti-8-1-1) ve Ti-6Al-Sn-4Zr-2Mo (Ti-6-2-4-2S) olarak sıralanır. İkinci alaşım gösterimindeki S, silikon ilavesini temsil etmektedir. Silisyum, alaşımın yüksek sıcaklıktaki sürünme direncini artırmaktadır. α -yanı alaşımlar temelde 400-520°C sıcaklıklarında kullanılan parçalardır [1].

2.4.3 α - β alaşımı

Bu alaşımlar mikroyapıdaki α ve β fazlarının karışımıyla tanımlanırlar. Ti-6Al-4V (Ti-6-4) ve Ti-6Al-2Sn (Ti-6-6-2) alaşımları bu sınıf alaşımlardandır. α -yakını alaşımlarından daha yüksek mukavemete sahip olmakla beraber, 315-400°C uygulama sıcaklığına dayanan daha iyi özellikleri barındırırlar. Bu alaşımlar alüminyum ve düşük alaşımlı çeliklerden daha iyi korozyon direncine sahip olmaları nedeniyle pek çok uygulamada çeliklere tercih edilmektedirler. β fazını kararlı kılan elementleri içeren alaşımların sertleştirilebilirliği daha fazla olduğundan bu tür titanyum alaşımları kaynaklanması gereken bağlantılarda tercih edilmemektedir [1].

2.4.4 β alaşımı

Bu alaşım grubu β fazını kararlı kılıcı elementlerden dolayı yüksek sertleştirilebilirlikleriyle tanımlanmaktadır. Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr ve Ti-10V-2Fe-3Al-(Ti-10-2-3) bu alaşımlara örneklerdir. Yüksek gerilme korozyon direnciyle, ısııl işleme yüksek mukavemetlenme özellikleriyle soğuk şekillendirme yöntemiyle kolayca üretilebilirler [1].

Titanyum alaşımları toplam uçak motoru ağırlılığının % 30'u ve askeri projelerin % 40'ını kapsamaktadır. Bu kullanım miktarı uçak motoru yapısındaki parçanın içerisinde gelişen kritik hataların yok edilmesini sağlayabilecek üretim tekniklerinin geliştirilmesiyle artış gösterecektir. Bu hatalardan bir tanesi motor içerisinde yapısal kırılmalara neden olan kırılğan inklüzyonların oluşturduğu çatlak başlangıçlarıdır. Buna ilave olarak titanyum alaşımlarında α ve β fazları arasındaki sınırlı uzama uyumlulukları tarafından oluşturulan bölgesel gerilme konsantrasyonlarına parçaların uyum gösterememesi kullanımı sınırlamaktadır. Uçak üretiminde kısıtlayıcı spesifikasyonlar, bu hataların herhangi bir parçanın uçak motorunda kullanımından önce yok edilmesini gerektirir. Sonuç olarak bu gibi hataların pek çoğu ikili vakum ark ergitme yerine üçlü vakum ark ergitme prosesi uygulanarak alaşımın ergitilmesi sırasında yok edilmektedir. Bu süreç, yapıda bulunan ve uzaklaştılamadığında işleme sırasında kesici uça aşınma ve

parçanın kırılmasına neden olacak refrakter özellikteki karbürlerin miktarında önemli bir azalmayı sağlamaktadır. Alaşımın ergitme süreci sırasında, bu sert tanecikleri uzaklaştırmanın en etkili yolu çözünme ya da aktarma sürecinin kullanımıdır. α -alaşımları yüksek sıcaklık koşullarında iyi sürünme direncine sahip olduğu için yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılmaktadır. Ti-6-2-4-2S (alfa yanı alaşımı) temel olarak gaz türbin motorunda bıçak, disk, rotor gibi 540°C sıcaklıklarda, dönen parçalarda kullanılır. Bu alaşım aynı zamanda uygulama sıcaklığının 315°C'yi aştığı yüksek basınç kompresörlerinde de kullanılmaktadır. Rolls Royce, çalışma sıcaklığı 540°C'yi bulan uygulamalarda yeni geliştirilen IMI 829 yüksek sıcaklık alaşımını ve çalışma sıcaklığı 600°C dolaylarında olan kompresör disklerinde IMI 839 alaşımlarını kullanmaktadır. $\alpha - \beta$ alaşımı Ti-6-4, toplam titanyum üretiminin % 60'lık kısmını kapsayan en yaygın kullanılan alaşımdır [9].

2.5 Diğer Süperalaşımlar

Titanyum alüminatlar, son zamanlarda havacılık alanında ve otomotiv endüstrisinde kullanılmaya başlanan en ilgi çekici alaşımlardan bir tanesidir. Mükemmel yüksek sıcaklık özellikleri sayesinde bu alaşımlar uçak motorlarında ve otomobil motor valflarında kullanılan nikel esaslı alaşımlarla rekabet edebilecek durumdadırlar. Pek çok yeni malzeme gibi, titanyum alüminatlar da işlenmesi son derece zor olan malzemelerdendir [4].

3. SÜPERALAŞIMLARIN İŞLENEBİLİRLİĞİ

Temel üretim tekniklerinden bir tanesi olan talaşlı imalat, Henry Ford'un öncülüğünü yaptığı büyük çaptaki üretim teknolojilerinin bulunmasıyla yaygınlaşmıştır. Talaşlı imalat dünya çapında her yıl önemli miktarlarda para tüketimi yapılan bir sektör haline gelmiştir. Kesme, frezeleme gibi talaşlı imalat yöntemlerine her yıl düzenli olarak 100 milyar USD gibi bir miktar harcanmaktadır. Aynı zamanda bu yöntemde üretilen metallerden % 10 oranında bir atık hurda oluşmaktadır. Bu zamana kadar % 20 oranında bir tasarruf elde edebilmek için doğru kesici malzemelerin seçimi ve doğru işleme koşullarının belirlenmesi konuları üzerinde durulmuştur. Talaşlı imalatın bu kadar önem kazanmasını sağlayan faydalı özellikleri aşağıda sıralanmıştır [4].

- (i) Prototiplerin ya da sınırlı sayıda üretilmesi gereken malzemelerin üretimi için en uygun yöntem olarak kabul edilmektedir.
- (ii) İşlenen malzemenin özelliklerine en az etkide bulunan yöntemdir.
- (iii) En uygun yüzey özellikleri ve boyutsal hassasiyet elde edilmektedir.
- (iv) Bulunan bütün malzemelere uygulanabilir.

İşlenebilirlik kesme hızı, besleme hızı ve kesme derinliği gibi kavramları kapsayan verilen belirli koşullarda malzemenin işlenebilme kolaylığı (zorluğu) şeklinde tanımlanabilir. İşlenebilirlik aynı zamanda verilen bir kesici uç ile kabul edilebilir uç ömrü ile işlenen parçanın iyi bir son yüzey özellikleriyle ve parçanın fonksiyonlarıyla belirlenir. İşlenebilirlik durumu kesici ucun ömrü, işlenen parçanın yüzeyi ve işleme sırasındaki güç tüketimine bağlıdır. Parça üzerindeki kuvvetler ve talaş şekli işlenebilirliği belirleyici parametrelerdir. İşlenebilirlik bu parametrelerin arasından çoğunlukla kesici uç ömrü, işlenen parçanın yüzey özellikleri ve parça üzerindeki kesme kuvvetleriyle ifade edilmektedir [1].

Nikel esaslı süperalaşımların işlenebilirliğini azaltan faktörler arasında kısa kesici uç ömrü ve işlenen parçanın yüzey özelliklerinin şiddetli bozulması bulunmaktadır. İşleme sırasında meydana gelen yüzey değişiklikleri (yüksek gerilmeler gibi) parçanın mekanik özellikleri ve gerilme-korozyon özelliklerini kötü yönde etkileyebilir. İşleme sırasında işlenen parçanın yüzey bütünlüğü için

son derece dikkat edilmelidir. Nikel esaslı alaşımlar işlenirken kesici uç ömrü son derece yetersizdir. Kesici uç malzemesinin seçimi, kesici uç geometrisi, işleme metodu, kesme hızı, besleme, kesme derinliği gibi etmenler de yüksek uç ömrü elde edebilmek için dikkate alınması gereken en önemli parametrelerdendir [2].

Artan uçak motoru çalışma sıcaklığı ve parça karmaşıklığı nedeniyle süperalaşımlar basit nikel-krom matris yapısından pek çok ilave elementin neden olduğu çoklu faz sistemine dönüşmüştür. Nikel esaslı alaşımlar krom, alüminyum, titanyum, kobalt, molibdenyum ve diğer elementlerin ilavesiyle daha iyi performans sağlamaktadırlar. Nikel esaslı alaşımlar kabul edilebilir bir derecede sert olamamalarına rağmen (250–350 HV), yüksek sıcaklık mukavemetleri ve aşırı sünek karakterleri işleme sırasında meydana gelen sertleşmeye bağlı olarak artan kesme kuvvetleri ve çapak oluşumu bu alaşımları işlenmesi zor alaşımlar sınıfına sokmaktadır [2].

Titanyum esaslı alaşımların benzer özelliklerdeki çeliklerle kıyaslandığında işlenmesi sırasındaki zorluklar bu malzemelerin yüksek sıcaklık sertliklerinden kaynaklanmaktadır [10].

Titanyum alaşımlarının işlenmesine yönelik ilk çalışmalar 1950’lerde Birleşik Devletlerde (Massachusetts Institute of Technology, University of Michigan ve Cincinnati Milacron Inc.) uç aşınması ve talaş oluşum süreci konularında yapılmıştır. Yapılan bu çalışmalar doğrultusunda titanyum alaşımlarının işlenmesinde dikkate alınacak hususlar:

1. Titanyum alaşımlarının düşük ısısal özellikleri fiziksel özellikleriyle birlikte kesme bölgesindeki plastik deformasyon doğasını belirlemektedir.
2. Homojen olamayan deformasyon gelişimi birincil kesme bölgesinde oluşmaktadır (talaş segmentleri (bölünmüş) bölgesel gerilmelerin keskin olduğu bölgeler tarafından ayrılırlar).
3. Talaş oluşumundaki kararsızlık segment talaşları oluşturur.
4. Kesmedeki değişimler ve kesme mukavemetinin bileşenleri düzensiz çiziklerin oluşumuna neden olur ve bu durum son derece sıkı bir kesici uç- işlenen parça –işleme makinesi gereksinimini ortaya çıkarır.

5. Kesici uç-talaş temas bölgesindeki yüksek sıcaklık ve titanyum alaşımlarının bütün kesici malzemelerle yüksek kimyasal reaktivitesi uç aşınmasının temel nedenleridir.
6. Yüksek sıcaklıklarda hızla düşen düşük elastik modülü parçada yığıntıların oluşmasına neden olur. Bu durum ince duvarlı parçaların işlenmesinde ve hassas yüzey bitirme işlemlerinde sıkıntılara neden olmaktadır [10].

Parçalı talaşlarının oluşmasında iki önemli aşama bulunmaktadır. Birincisi, plastik kararsızlık ve gerilme bölgelerinin kesme bölgesinde dar bir bant üzerinde olması bütün kesme yüzeyi boyunca ani bir kırılmaya neden olmaktadır. İkinci bölüm ise oluşan talaşların üzerinin önemli derecede bir deformasyonla bölgesinin oluşmasıdır [10].

3.1 Süperalaşımların İşlenebilirliğini Zorlaştıran Özellikler

Hassas döküm ve dövme nikel esaslı alaşımların ve titanyum alaşımlarının üretiminde kullanılan şekillendirme yöntemleridir. Diğer taraftan karmaşık şekilli parçalar bu gibi üretim yöntemleriyle kolaylıkla üretilmemektedir. Bunun sonucunda talaşlı imalat yöntemi karmaşık şekilli parçaların kabul edilebilir bir maliyet ve yüksek kalitede üretimi için en uygun yöntemlerden biri haline gelmektedir. Uçak motoru alaşımlarının düşük işlenebilirliği kendi iç özelliklerine ve aşağıda sıralanan nedenlere dayanmaktadır:

- (i) Yüksek sıcaklık sertliği ve mukavemeti işleme sırasında kesici ucun deformasyonuna neden olmaktadır.
- (ii) Kesme işlemi sırasında yüksek kayma kuvvetleri kayma gerilmelerinin bölgeselleşmesi ve aşındırıcı testere dişli köşelerin oluşumuna neden olur. Bu durum titanyum alaşımlarının işlenmesinde kesici uçlarda çentiklerin oluşumuna neden olmaktadır.
- (iii) Nikel esaslı alaşımların östenitik matrisi işleme sırasında hızlı bir işleme sertleşmesine yol açar. Bu, kesici uç malzemesinde kesme derinliğinde şiddetli bir aşınma gerçekleşmesinin ana sebeplerindendir.
- (iv) Aşındırıcı sert karbürlerin (örneğin; MC, $M_{23}C_6$) nikel esaslı alaşımların mikroyapılarında bulunması, aşınma ile ilgili uç kırılmalarına neden olur.

- (v) Düşük ısı iletkenlik kesme sıcaklığının ($\geq 1000^{\circ}\text{C}$) ucun uç kısmında birikmesine ve sonuçta ısı farklılıklarının oluşmasına sebep olur.
- (vi) İşlenen parçanın kesme kenarına kaynaklanması kararsız olan bir birikinti kenar oluşumuna sebep olur ve bu kenar parça yüzeyini ve parçanın uyumluluğunu bozar.
- (vii) Titanyum alaşımları pek çok kesici uç malzemesiyle yüksek sıcaklıklarda reaksiyon vererek hızlı bir uç aşınmasına neden olur [1, 2].

Kesici uç teknolojisindeki ilerlemelere bağı olarak yağlayıcı özellikte, yüksek ısı ve kimyasal kararlılıkta ileri kesici uçların gelişmesi süperalaşımların işlenebilirliğini geliştirmiştir. Bu kesici uçlar kaplanmış karbür uçlar, seramik kesici uçlar, kübik bor nitrür (CBN) ve katı yağlayıcı kaplamalı (SLC) uçlar olarak sıralanabilir [1].

4. SÜPERALAŞIMLARIN İŞLENMESİNDE KULLANILAN KESİCİ UÇ MALZEMELER

İşleme sistemi kesici uç, işlenen parça ve işleme cihazı olmak üzere üç grupta incelenebilir. Bunlar arasında kesici uç, kesme hızının doğrudan bağımlı olduğu parametre olması nedeniyle daha önemli bir rol üstlenmektedir. Üreticiler sürekli olarak istenilen özellikleri taşıyan parçaları en yüksek hızlarda işleyebilecek kesici uç-işleme cihazı-işlenen parça birleşimi arayışı içerisindeyler. Bunu elde edebilmek için araştırmalar özellikle kesme köşesinde şiddetli aşındırıcı etkilere dayanabilecek kesici uç malzemelerinin geliştirilmesi üzerinde yoğunlaşmaktadır. Kesici uç malzemelerinin gelişimini gerektiren diğer faktörler aşağıda sıralanmıştır [4].

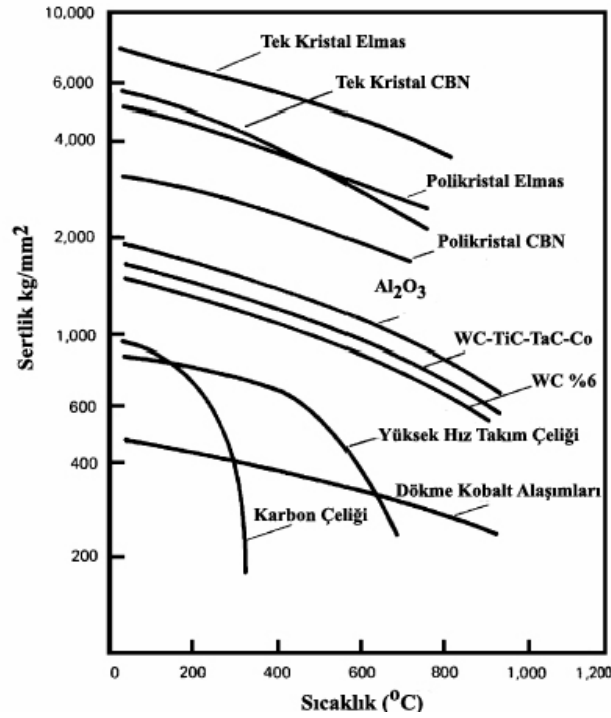
- (i) Daha düşük üretim maliyetleriyle daha büyük çaplı üretilere olan talebin artması,
- (ii) İşlenmesi zor yeni alaşımların bulunması,
- (iii) Daha otomatize ve sayısal kontrollü cihazların kullanılmaya başlanması.

Süperalaşımların zor işlenmesi, kesici uç malzemesinin kesme kenarında şiddetli ısı ve mekanik gerilmeler sonucunda oluşan plastik deformasyona neden olur. Süperalaşımların işlenmesi sırasında görülen tipik aşınma durumları burunda ve kesme derinliğinde çentikler, yan kenar aşınması, krater aşınması, pullanma ve ani uç kırılması olarak sıralanabilir. Uçak motoru alaşımlarının işlenmesinde kullanılacak kesici uç malzemesinin yüksek hızlarda kesme sırasında açığa çıkan yüksek sıcaklıklarda sertliğinin yüksek olması gerekmektedir. Bu şartlar altında pek çok uç malzemesindeki taneler arasındaki bağ mukavemetleri zayıflamakta ve yüksek sıcaklık sertliklerinde azalma ve hızlı bir aşınma görülmektedir [1].

Tablo 4.1 Kesici uç malzemelerinin yumuşama noktaları [1]

Kesici uç malzemesi	Yumuşama sıcaklığı (°C)
Yüksek hız çeliği	600
WC	1100
Al ₂ O ₃	1400
Kübik bor nitrür (CBN)	1500
Elmas	1500

Tablo 4.1’de ticari olarak bulunan kesici uç malzemelerinin yumuşama noktaları, Şekil 4.1’de ise uç sertliklerinin sıcaklıkla değişimleri verilmektedir. Süperalaşımlar yüksek hızlarda genel olarak kaplanmış karbür uçlar seramikler ve CBN/PCBN uçlarla işlenirken, kaplanmamış uçlar düşük hızlarda kullanılmaktadır. Seramik uçlar titanyum alaşımlarıyla yüksek reaksiyon sonucunda aşındıkları için bu alaşımların işlenmesinde kullanılmazlar [1].



Şekil 4.1 Bazı kesici uç malzemelerinin sıcaklığa bağlı olarak sertlik değişimleri [1]

Süperalaşımların etkili bir şekilde işlenmesi kesici malzemenin isabetli seçimi, kesme hızı, kesme zamanı ve ekonomik bir üretim için işlenen parçanın fonksiyonelliği gibi kavramlara bağlıdır [1].

4.1 Kaplanmış ve Kaplanmamış Karbür Uçlar

Karbür uç malzemeleri, düz ve karışım türde olmak üzere iki ticari kategoride kullanılmaktadır. Düz karbür uçların genel kimyasal kompozisyonu % 6 Co ve % 94 WC şeklinde olup, Co miktarı % 5 ile 12 arasında değişebilmektedir. Karışım boyutta olan karbür uçlarda titanyum karbür (TiC), tantalum karbür (TaC) veya niyobyum karbür (NbC) ve diğer nadir toprak elementleri bulunabilmektedir. Titanyum karbür, tungsten karbürden daha serttir ve yapıda bulunması kesici ucun aşınma direncini artırır. Genel kompozisyon % 5-25 arasında değişmektedir. Titanyum karbür miktarının artırılması, karbür kesici ucun kırılma tokluğunun düşmesine neden olur. Tantalum karbür ilavesi, kesici ucun yüksek sıcaklık sertliğinin artmasını sağlayarak yüksek hızlarda kesme köşesinin plastik deformasyonunu önler. Ağır darbeli ve pürüzlü yüzey işlemlerinde yüksek kobalt konsantrasyonu ve orta derecede WC miktarı malzemenin çarpma sonrasındaki şoklara dirençli olmasını sağlar. Yüzey bitirme uygulamalarında sertlik önem kazandığı için kobalt konsantrasyonu düşürülür. ISO gösterimi olan M türündeki karbür uçlar süperalaşımların işlenmesinde tercih edilirler. Bu malzeme % 6–9 arasında kobalt, TiC (% 4–8), Ta(NbC) (% 5–10) içeren ve sertliği 1450-1650HV arasında değişen özelliktedir [1].

Seramik kaplamalar karbür uçların performansını iyileştirirler. Kaplama, sert malzemelerle yapılır ve sonuç olarak iyi bir aşınma dayanımı sağlar. Kaplama malzemeleri difüzyon aşınmasına karşı direnç, daha üstün oksidasyon aşınma direnci ve yüksek sıcaklık sertliği gibi mükemmel yüksek sıcaklık özelliklerine sahiptir. Kaplama malzemesinin iyi yağlayıcılık özelliği kesici uç-talaş ve kesici uç-işleme parçası arasındaki ara yüzeydeki sürtünmeyi minimize ederek kesme sıcaklığını düşürür. Kaplama malzemeleri aynı zamanda, kaplanmamış uçlara kıyasla kesme sırasında oluşan kuvvetleri de düşürmektedir. Süperalaşımlar kaplanmış karbür uçlarla daha yüksek hızlarda işlenebilmektedir. Bu durum pek

çok çalışmaya konu olmuş ve kaplamanın kesici uç performansına etkileri araştırılmıştır. Tipik kaplama malzemeleri TiC, TiN, Al₂O₃, TiCN, TiAlN, TiZrN, TiB₂ ve son zamanlarda kullanılan elmas olarak sıralanabilir. Kaplanmış karbür uçlar kullanıldığında ekonomik olarak ulaşılabilen süperalaşım işlemedeki kesme hızları 30 ile 100 m/dk. arasında değişmektedir. Bu rakamlar, kaplama malzemelerinin sağladığı yüksek aşınma direnci ve kesme bölgesindeki yüksek yağlayıcılık sayesinde elde edilmektedir. Daha iyi talaş kontrolü ve işlenen parçanın kesici uç üzerine daha az yapışması (örneğin, birikinti kenar BUE) işlenen parçada daha kaliteli bir yüzey elde edilmesini sağlar. Kesme hızlarındaki artış kesici malzemenin uç noktasında sıcaklığın artmasına neden olur. Buna göre kaplanmamış uçlar sıcaklık artışına önemli derecede duyarlı olup süperalaşımların işlenmesinde etkili değildirler. Kaplanmış karbür uçlar kaplama tekniğinden kaynaklanan yüksek basma gerilmelerine ilave olarak daha kısa temas yüzeyi gösterirler [1].

4.2 Seramik Kesici Uçlar

Seramik malzemeler 1970'lerden beri önemli derecede geliştirilmiştir. Bu gelişmeler aşağıdaki gibi sıralanabilir.

1. Üretim tekniklerinin gelişmesiyle yapının safsızlıklardan arındırılması,
2. Isıl şoka duyarlılıkta bir azalmayla beraber visker toklaştırması, mikro çatlak toklaştırması gibi toklaştırma mekanizmalarıyla kırılma tokluğunun iyileştirilmesi,
3. Kesici uç uygulamaları için uygun yeni kompozisyonların geliştirilmesi,
4. Yapıdaki çatlakların, düzensizliklerin ve artan gerilmelerin yok edilmesidir [11].

Tablo 4.2'de bazı fiziksel özellikleri verilen seramik kesici uçlar iki ana kategoride toplanmaktadır:

- (a) Saf oksit, karışım oksit ve visker silisyum karbür (SiC) ile güçlendirilmiş alümina esaslı seramik kesici uçlar
- (b) Silisyum nitrür esaslı seramikler [1].

Tablo 4.2 Bazı ticari seramik kesici uçların özellikleri[1]

Ana sistem	Yoğunluk (gr/cm ³)	Sertlik (1000°C) HV 10	Tokluk (MPa.m ^{1/2})
Al ₂ O ₃	3,98	710	3,3
Al ₂ O ₃ +TiC	4,24	770	4,3
Si ₃ N ₄	3,27	1100	9,4

4.2.1 Saf oksit seramikler

İlk seramik kesici uç olarak alümina uçlar 1940'ların sonu ve 1950'lerin başında üretilmiştir. Bu uçlar karbür uçlara kıyasla kimyasal olarak kararlı ve yüksek sıcaklıklara dayanıklı olmalarına rağmen kırılma toklukları oldukça düşüktür [12].

Saf oksit seramiklerde bazik alüminaya ilave olarak % 2-5 arasında zirkonyum oksit bulunmaktadır (Al₂O₃+ZrO₂). Zirkonya malzemenin aşınma direncini etkilememekle beraber kırılma tokluğunu artırır. Saf oksit seramikler yüksek sıcaklıktaki düşük ısıl şok direnci ve düşük kırılma tokluğu nedeniyle süperalaşımların işlenmesinde etkin değildirler. Üretim yöntemleri saf oksit seramiklerin performansını önemli derecede belirler [1].

4.2.2 Karışım oksit seramikler

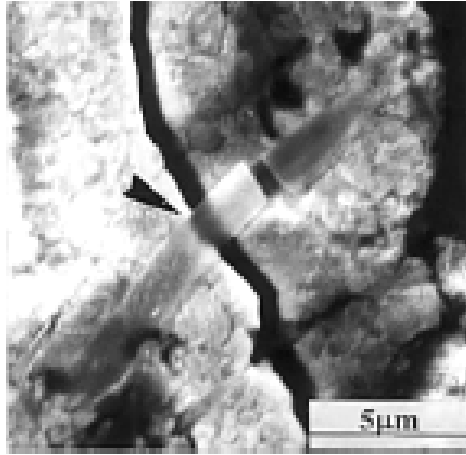
Aşırı tane büyümesi olmaksızın sıcak presleme prosesinin gelişmesiyle yüksek kalitede seramik kesici uçlar üretilmeye başlanmıştır. Bu proses ile alüminyum oksit içerisine TiC gibi ilaveler yapılarak çok amaçlı seramik kesici uçların üretilmesine imkân tanınmıştır. Bu malzemeler özellikle 60–63 R_c sertliğindeki çeliklerin boyutsal olarak hassas bir şekilde işlenmesinde kullanılmaktadır [12].

Daha iyi kesme performansı saf Al₂O₃ içerisine % 30–40 arasında titanyum diborür (TiB₂), veya titanyum karbür (TiC) taneleri ilave edilmesiyle daha iyi kırılma tokluğu, sertlik ve ısıl şok direnci sağlanmasıyla elde edilebilir. TiC yüksek sıcaklık sertliğini artırırken kırılma tokluğunun düşmesine neden olur. Bu yüksek sertlik özellikleri karışım oksit seramikleri süperalaşımların işlenmesi için uygun hale getirmektedir. Karışım oksit seramikleri, nikel esaslı

süperalaşımların ticari karbür uçlarla olduğundan on katı kadar bir hızda işlenmesinde kullanılır. Karışım oksit seramiklerdeki karbürler kimyasal kararlılığı artırır ve saf oksitlere kıyasla kesici ucun yüksek hızlarda difüzyon aşınmasına karşı direncini artırır [6].

4.2.3 Visker ile güçlendirilmiş alümina seramikler

Visker ile güçlendirilmiş alümina ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}_v$) seramik kesici uçlar mekanik olarak en az % 25 silisyum karbür fiberleriyle (SiC_v) güçlendirilmiş bazik alümina matrisinden oluşmaktadır. Bu kesici uç malzemesi yüksek sıcaklıklarda çatlak saptırılması ve visker çıkma mekanizmalarıyla geliştirilmiş kırılma tokluğuna sahiptir. Şekil 4.2’de verilen SEM görüntüsünde $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiC}_v$ kompozit malzemesinde SiC viskerlerinin sağladığı çatlak köprülenmesi mekanizması görülmektedir.



Şekil 4.2 Al_2O_3 - SiC_v kompozit malzemesine ait kırık yüzey SEM görüntüsü [13]

Çatlak saptırılması, çatlak/mikroyapı arasında güçlü etkileşim bulunan kompozitlerde tokluğun artmasını sağlayan önemli bir mekanizmadır. Matris ve viskerler arasında ısı genleşme katsayıları arasındaki farkın seviyesi aradaki etkileşim derecesini de belirler. Visker takviyeli alümina kompozitlerde SiC’ün ısı genleşme katsayısı ($4,7 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$) alüminanın ısı genleşme katsayısından ($8,6 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$) yaklaşık iki kat kadar düşüktür. Yukarıda açıklanan ısı genleşme katsayılarından dolayı dairesel şekilde gerilme kuvvetleri ve yarıçapsal basma

kuvvetleri matris fazda oluşurken, SiC viskerleri yarıçapsal basma gerilmesi altına girer. Sonuç olarak matris faz eksenel çekme altındayken viskerler eksenel basmaya maruz kalırlar. Çatlaklar çekme gerilmelerine dik bir şekilde ilerledikleri için SiC viskerleriyle etkileşime girerler ve bu çatlaklar, viskerlere paralel ya da bir açıyla ilerlemek zorunda kalırlar [12].

Visker çıkma mekanizması ara yüzey kırılma tokluğunun düşük, enine kırılma tokluğunun yüksek olması durumunu gerektirir. Bu sayede kırılma visker-matris ara yüzeyinde gerçekleşir. Toklaştırma fiberlerin matris faz içerisinden çekilmesi için gereken ilave enerji tarafından sağlanır. Viskerlere aktarılan gerilme viskerlerin kırılma gerilmelerinden küçük olmalıdır [12].

Bu malzeme aynı zamanda SiC_v viskerlerinin düşük ısı genleşme katsayıları ve yüksek ısıl iletkenliklerinden kaynaklanan daha iyi ısıl şok direncine sahiptir. Bu karakteristik özellikler bu malzemelerin süperalaşımların 750 m/dk. hız ve 0.375 mm/dev. besleme hızı değerlerine kadar işlenmesine uygun hale getirmektedir [3]. Nikel esaslı süperalaşımların bu kesici uçlarla işlenmesindeki en uygun hız değerleri 375-535 m/dk. arasındadır. Düşük hızlardaki baskın aşınma çeşidi kesme derinliğinde çentik oluşumu iken yan kenar aşınması 760m/dk.'ya kadar yüksek hızlardaki aşınma çeşididir. Kesici ucun aşınma çeşidindeki bu değişimin nedeni düşük hızlarda nikel esaslı alaşımların işlenme sertleşmesi göstermesine karşın yüksek hızlarda bu malzemenin yumuşamasıdır [1].

Visker-alümina uçlar pek çok uygulamada oldukça iyi performans vermelerine karşın diğer seramik malzemeler daha ekonomik durumdadır. Bu malzemelerin fiyatları sıcak preslenmiş karışım oksit uçların fiyatlarından iki kat daha fazladır [12].

4.2.4 Silisyum nitrür esaslı seramikler

Silisyum nitrür kimyasal kompozisyonu Si₃N₄ şeklinde gösterilen α ve β olarak iki farklı kristalografik yapıya sahip kovalent bir seramik malzemedir. Hem α hem β yapısı birbirlerine kenarlardan bağlanan SiN₄ tetrahedralarından oluşmaktadır. β -Si₃N₄ yapısında silisyum ve nitrojen atom tabakaları ABAB...

şeklinde dizilirken, α -Si₃N₄ yapısında ABCDABCD... şeklinde bir dizilime sahiptir [14].

β -Si₃N₄'ün bir modifikasyonu yapıya alüminyum ve oksijenin ilavesiyle elde edilmektedir. Elde edilen seramik, SiAlON (silisyum alüminyum oksinitrür) olarak adlandırılır. SiAlON seramikleri α -Si₃N₄ ve β -Si₃N₄'den daha iyi oksidasyon direncine sahiptir. Bu malzeme silika (SiO₂), alümina (Al₂O₃) ve silisyum nitrür (Si₃N₄) tozlarının itriya (Y₂O₃) veya magnezyum oksit (MgO) gibi ilavelerle sinterlenmesinden elde edilmektedir [1].

β – SiAlON'lar Si_{6-z}Al_zO_zN_{8-z} formülüyle ifade edilir. Bu formülde z değeri katı çözünürlüğünü göstermektedir ve 0–4,2 arasında değişir. β – SiAlON seramikleri yüksek mukavemet ve düşük ısı genleşme katsayısına sahip olmakla beraber sahip oldukları mikro yapı nedeniyle kendinden takviyeli bir malzeme olarak yüksek tokluğa sahiptir (7-8 MPa.m^{1/2}). Isıl şok dayanımları, farklı tür atomlardan oluşan α - SiAlON'lara kıyasla çok daha iyidir. Bu malzemeler tüm katı eriyikler gibi düşük buharlaşma basıncına sahiptirler. Bu nedenle düşük sıcaklıklarda sistemde cam oluşturabilme eğilimleri daha fazladır. Böylece sıvı faz sinterlemeleri Si₃N₄'e oranla daha kolay olmaktadır ve yüksek yoğunluk sıcak preslemeye gerek kalmadan basınçsız sinterleme yoluyla elde edilebilir. Yoğunlaşma sıcaklığının düşük olması da tane büyümesine engel olur. Böylece küçük tane boyutuyla yüksek mukavemet elde edilir [15].

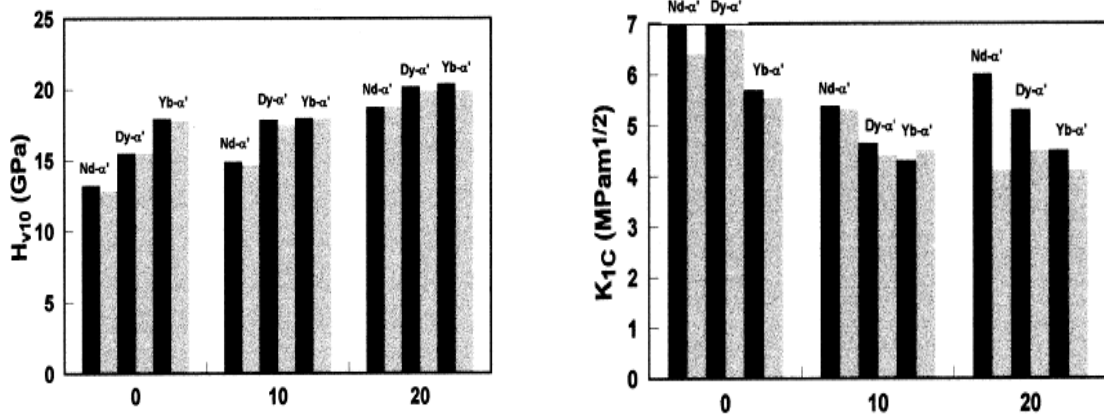
İkinci grup katı çözelti olan α -SiAlON, α -Si₃N₄ birim hücresi üzerine kurulu bir katı çözeltidir. Genel gösterimi M-Si-Al-O-N şeklindedir. Burada M; Li, Mg, Ca, Y, Ln (periyodik tabloda Yb ile Nd arasındaki tüm nadir elementler) gibi bir metal katyonunu temsil etmektedir. α -SiAlON'un birim hücresinde atomlar arası boşluk vardır ve bu boşluklara ilave atomlar girebilmektedir. α -SiAlON eş eksenli tanelerden oluşması nedeniyle β - SiAlON'dan daha düşük kırılma tokluğuna sahiptir. Aynı zamanda birbirinden çok farklı boyuttaki atomlardan oluşması nedeniyle ısı iletkenlikleri düşük ve dolayısıyla ısı şok dirençleri β - SiAlON'a göre düşüktür. Oksitlenme direnci büyük oranda taneler arası camsı faza bağlı oldu için α -SiAlON'lar β -SiAlON'a göre oldukça iyi oksidasyon direncine sahiptirler. Ayrıca α -SiAlON'lar ABCDABCD... şeklinde

karmaşık bir dizilime sahip olduğundan c latis parametresi β - SiAlON'un yaklaşık iki katıdır ve dolayısıyla sertlikleri oldukça yüksektir [15].

Yukarıda bahsedilen özellikleriyle $\alpha - \beta$ SiAlON seramikleri kesici uç uygulamaları için etkileyici malzemelerdir. $\alpha - \beta$ SiAlON kompozitler pek çok mekanik özelliği sağlamasına rağmen kesici uç olarak tam anlamıyla ticari değildirler. Bu, iki temel nedene bağlıdır. Birinci neden tasarlanan fazların ve mikroyapının elde edilmesindeki zorluklardır. İkinci neden ise AlN bileşiğinin çok kolay hidrolize olarak üretim sürecini zorlaştırmasıdır [16].

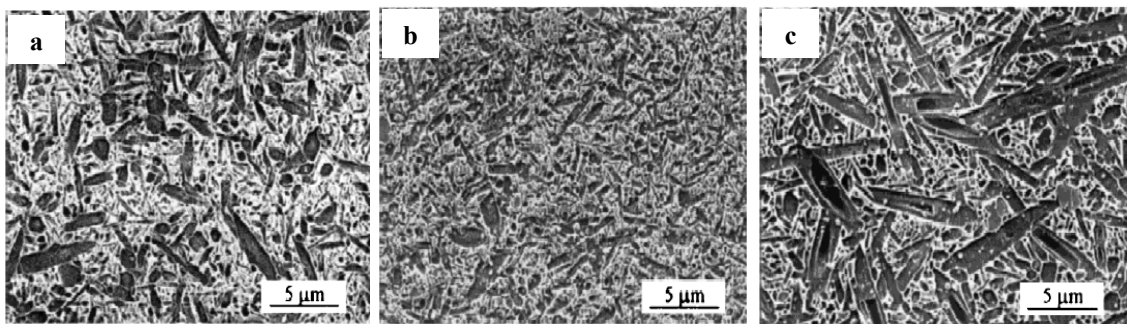
Alümina'da olduğu gibi silisyum nitrür seramiklerinin fiziksel özelliklerinin geliştirilmesi için çeşitli takviye fazlarla güçlendirilmesi konusunda pek çok çalışma yapılmıştır. Bunların başında silisyum nitrür matrisinin SiC visker ya da partikülleriyle güçlendirilmesi gelmektedir.

Liu ve ark. [17], değişik nadir toprak elementleriyle (Nd, Dy, Yb) hazırlanmış farklı yüzdelerde (% 0, 10, 20) SiC nano taneleri içeren kompozitlerin fiziksel özelliklerini incelemiştir. Malzemeler 1800°C sıcaklıkta sıcak preslenerek ve 1450°C'de ısıtılarak yapılarak elde edilmiştir. SiC ilavesi arttıkça malzemelerin yoğunluklarının azaldığı bulunmuştur. Mekanik özelliklerin ise (sertlik ve tokluk) ilave edilen katyonların türüne, α' fazının termal kararlılığına ve SiC tanelerinin miktarına bağlı olduğu ifade edilmektedir. Malzemelerinin sertliklerinin iyileştiği ancak ilave edilen SiC miktarının artmasıyla $\alpha' \longrightarrow \beta'$ dönüşümünün engellenerek daha eş eksenli β' tanelerinin oluşmasından kaynaklanan kırılma tokluğunda bir düşüş meydana gelmektedir.



Şekil 4.3 Farklı nadir toprak elementleriyle hazırlanan SiAlON malzemelerinin sertlik ve tokluklarının SiC_p ilavesiyle (a) sertliklerinin (b) tokluklarının değişimi (siyah renkteki sütunlar yalnızca sinterlenen, gri sütunlar ise ayrıca ısıtılmış malzemeleri göstermektedir.) [17]

SiC nano tanelerinin ve Si₃N₄ visker ilavelerinin Si₃N₄ seramiklerinin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkileri incelenmiştir. Hacimce % 10 SiC ilavesinin büyük Si₃N₄ tanelerin oluşumunu engellediği gözlenmiştir. Si₃N₄ viskerleri ise çekirdek etkisi yaparak büyük ve yönlenmiş tanelerin gelişimine olanak sağlamışlardır. Şekil 4.4'te monolitik Si₃N₄, hacimce % 10 SiC_p ilaveli Si₃N₄ ve % 10 SiC_p ilavesiyle beraber hacimce % 5 Si₃N₄ ilaveli Si₃N₄ malzemelerinin SEM görüntüleri verilmektedir [18].

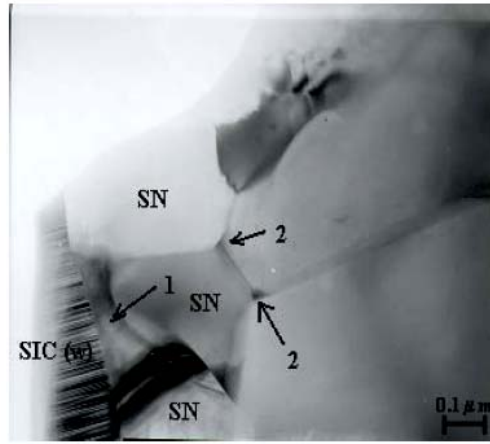


Şekil 4.4 (a) Monolitik Si₃N₄, (b) Hacimce %10SiC_p içeren Si₃N₄, (c) Hacimce % 10SiC_p ve %5 Si₃N₄ visker içeren Si₃N₄ matris kompozisyonlara ait SEM görüntüleri [18]

Mekanik özelliklere bakıldığında ise % 10 SiC ilavesinden sonra yoğunlaşmadaki yetersizlik nedeniyle eğme mukavemetinde bir azalma söz

konusudur. Artan SiC miktarı kırılma tokluğunda bir azalmaya neden olurken, visker ilavesiyle gelişen büyük yönlenmiş tanelerin etkisiyle önemli derecede bir artış kaydedilmektedir. En yüksek kırılma tokluğu değeri % 5 SiC ve % 10 Si₃N₄ visker ilavesiyle elde edilmektedir [18].

Seramik kompozitlerin mekanik özelliklerini geliştirmede önemli bir nokta visker/matris ara yüzeyi özelliklerinin belirlenmesidir. Bunun için de Yüksek Çözünürlükte Geçirimli Elektron Mikroskobu (HRTEM) tekniği bu amaçla sıklıkla kullanılmaktadır. Visker/matris ara yüzeyinde çatlak saptırılması, visker çıkması ve çatlak köprülenmesi gibi mekanizmaların geçerli olabilmesi için zayıf bir ara yüzey istenmektedir. Şekil 4.5'te SiC_v takviyeli Si₃N₄ seramik malzemesinin HRTEM görüntüsü verilmiştir [19].



Şekil 4.5 Hacimce %20 SiC_v içeren Si₃N₄ kompozisyonuna ait aydınlık bölge görüntüsü. Matris fazın üçlü noktalarında (2) ve visker/matris ara yüzeyinde (1) zayıf camsı faz bulunmaktadır [19].

SiC partikül takviyeli seramik kompozitlerin üretiminde nano boyuttaki SiC tanelerinin etkin bir biçimde yapı içerisinde dağıtılması kritik önem taşımaktadır. Bu amaçla ultrasonik dağıtma işlemi ve bazı dağıtıcı organik malzemelerin kullanımı ön plana çıkmaktadır.

Kennedy ve ark.[20], hacimce %5–10 SiC nano tozunu pH 11'de su/amonyak çözeltisi içerisinde ultrasonik işlemle dağıtıp 1 saat atritör öğütme işlemi uygulamışlardır. Daha sonra silisyum nitrür çamuru atritör öğütücüye ilave edilmiş ve toplam çamur 3 saat daha öğütülmüştür. pH değerinin 11'de

tutulabilmesi için sıcaklık 20°C’de sabit tutulmuştur. Öğütme işleminden sonra sulu çamur freeze-dryer cihazıyla kurutulmuştur. Elde edilen tozlar sıcak presleme, gaz basınçlı sinterleme ve basınçsız sinterleme gibi üç farklı üretim yöntemiyle sinterlenmiştir. Üretilen nanokompozitlerin eğme mukavemetleri kıyaslandığında gaz basınçlı sinterlenen malzemenin sıcak presleme ile sinterlenen malzemeyle karşılaştırılabilir seviyede mukavemet değerleri elde edilmiştir. Sonuç olarak gaz basınçlı sinterleme yönteminin karmaşık şekillerin üretimine olanak tanımayan sıcak pres yöntemine iyi bir alternatif olduğu ifade edilmiştir.

Rendtel ve ark. [21], sıcak presleme ve gaz basınçlı sinterleme ile üretilen $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ nano kompozit malzemelerin mekanik özelliklerini, özellikle sürünme davranışlarını incelemişlerdir. Malzemelerin sürünme davranışlarının tanelerin boyutuna olduğu kadar taneler arasındaki tane sınırı fazının özelliklerine bağlı olduğu ifade edilmiştir. Sinterleme sonrasında yapılan ısıtma işlemi ile tane sınırı fazının kristalizasyonu sağlanmış ve sıcak presleme ile üretilen kompozit malzemelerin sürünme direnciyle kıyaslanabilir değerlere ulaşılmıştır.

4.3 Kübik Bor Nitrür (CBN) Kesici Uçlar

Kübik bor nitrür uçlar hegzagon bor nitrür kristallerinin yüksek sıcaklık (~1400°C) ve basınca (yaklaşık 6000 MPa) maruz bırakılmasıyla elde edilmektedir. Bu malzemeler elmasan sonra en sert kesici uç malzemeleri olup çeliklerin işlenmesinde kullanılmaktadırlar. Bu uçların kullanımı, karmaşık yüzeylerin elde edilmesi için pahalı bir teknik olan aşındırma ile etkin bir biçimde yarışabilmesi için, son yüzey işlemeyle sınırlandırılmıştır. Yüksek uç fiyatı ve CBN uçlarının çok yüksek sertlikleri nedeniyle kırılmaya ve fazla kesme derinliklerinde pullanmaya duyarlı oluşları, bu malzemeleri süperalaşım işlemede tercih edilmez yapmaktadır. Seramik kesici uçlar hem ilk hem son yüzey işlemede kullanılmalarına rağmen CBN kesici uçlar, maliyetin minimize edilmesi açısından sadece son yüzey işlemede kullanılmaktadırlar. CBN kesici uçlarının süperalaşım işlemede kullanılması gereği yalnızca yüksek sıcaklık performanslarının daha iyi olmasından dolayı yüksek kesme hızlarında işlemeye olanak sağlamalarıdır. Bu

ise parçaların daha hızlı üretilmesine imkân sağlayacaktır. CBN uçların iyi ısıl kararlılıkları yüksek hız şartlarında kimyasal reaksiyonları azaltmaktadır. 1000°C sıcaklıklarında CBN kesici uçların sertliği tungsten karbür uçların oda sıcaklığındaki sertlikleriyle (1800 HV) aynıdır. CBN kesici uçlar, sertliği 340 HV üzerindeki malzemelerin işlenmesinde kullanılmaktadır [4,22]. CBN_H (yüksek CBN içeriği) ve CBN_L (düşük CBN içeriği) olmak üzere CBN uçlar piyasada iki değişik formda bulunmaktadır. CBN_L şekli, CBN'e ilave olarak, düşen kırılma tokluğuyla beraber daha iyi aşınma direnci elde etmek için titanyum karbür (TiC) ya da titanyum nitrür (TiN) içermektedir. CBN_H genel olarak daha serttir ve daha yüksek kırılma tokluğuna sahiptir. CBN kesici uçların performansı yalnızca CBN miktarına bağlı değil aynı zamanda bağlayıcı fazın mikroyapısı, üretim yöntemi ve uç geometrisinin eldesi için kullanılan aşındırma yöntemine bağlıdır. Çeliğin işlenmesi sırasında kesici uç-işlenen parça ara yüzeyindeki daha düşük sıcaklık ve gerilmeden dolayı CBN_L kesici ucunun, CBN_H kesici ucundan daha iyi bir performans verdiği belirtilmiştir [23, 24]. CBN_H, nikel esaslı bir alaşım olan Inconel 718 alaşımının işlenmesinde daha iyi sonuç vermektedir [24]. Inconel'in yapısında bulunan sert aşındırıcı karbürler büyük kesme kuvvetlerinin oluşmasına ve kesici uçta çentiklerin oluşmasına yol açmaktadır. Yüksek çentik aşınması direnci, CBN_H kesici uçları nikel esaslı alaşımların işlenmesi için uygun yapmaktadır. CBN kesici uçlar 240m/dk. gibi hızlarda nikel esaslı alaşımların işlenmesinde kullanılmaktadırlar [6].

CBN kesici uçlar nikel esaslı alaşımlarda başarıyla kullanılmalarına rağmen visker-alümina uçlarla maliyet olarak yarışamayacak durumdadırlar. Tek kesme köşesi bulunan CBN uçların fiyatı, 4–8 kesme köşesi bulunan visker-alümina uçların fiyatından 3 kat daha fazladır. Sonuç olarak, CBN uçlar nikel esaslı alaşımların işlenmesinde ekonomik bir alternatif değildir [12].

4.4 Kesici Uç Ömrü

Aşınma ya da kırılmaya bağlı olarak kesici uç hasarı arttığında işlenen parçanın yüzey pürüzü artarak boyutsal hassasiyeti bozulmaktadır. Bu durumda kesici uç değiştirilmelidir. Bu işlemin ne zaman gerektiğinin belirlenebilmesi için bazı kriterler geliştirilmelidir. İşletmelerde belirli operasyonlar için esnek kriterlerin adapte edilmesine yönelik eğilimler söz konusu iken laboratuvar şartlarında esnek olmayan kriterlere göre kesici uç ve işlenen parça değerlendirilmesi yapılmaktadır [25].

Kabul edilebilir bir boyutsal hassasiyet ve yüzey pürüzlülüğünün dikkate alındığı işletme şartlarında uç ömrünün karar verilebilmesi için en uygun yöntem işlenen parçanın boyutlarının ve yüzey pürüzünün ölçülmesidir. Ölçülen değerlerin limitleri geçmesi ile uç ömrü belirlenmektedir. Bu durumda işlenen parçanın boyutları sürekli olarak ölçülmelidir. Fakat bu işlem zor olmasıyla beraber maliyeti yüksek bir işlemdir. Buna alternatif olabilecek yöntem, uç aşınmasını yakından takip etmek ve uç aşınmasına göre bir yargıya varmaktır. Maalesef uç aşınmasıyla işlenen parçanın boyutsal hassasiyeti ve yüzey pürüzü arasında belirgin bir ilişki her zaman bulunmamaktadır. Talaş şekli uç aşınmasıyla zaman zaman değişiklik gösterdiği için talaş şeklindeki değişiklik genellikle bir kriter olarak kullanılmaktadır. Genel olarak büyük çapta üretim yapan firmalarda bir uç tarafından işlenen parça sayısını kriter alma gibi basit bir yaklaşım söz konusudur [25].

Laboratuvar ortamında, aşınma belirlenebilirliği açısından kolay olması nedeniyle uç ömrü için kriter alınmaktadır. Yan kenar aşınması işlenen parçanın yüzey özelliklerini değiştirdiği için bu aşınma miktarı kullanılmaktadır. Mekanik aşınma yan kenarın aşınmasının temel sebebi olduğundan dolayı aşınan bölge düzenli bir yapıda olup ölçülmesi oldukça kolaydır. Kesici uç ömrü standartlarda yan kenar aşınmasının 300µm boyutuna ulaşması için geçen süre olarak ölçülmektedir. Bu sistem işlenen parçanın yüzey özelliklerinden çok ucun kırılmasına dayalı bir kriterdir. Bununla birlikte işlenen parçanın uç yüzeyine yapışması veya termal çatlaklar nedeniyle oluşan pullanmalar da yan kenar aşınmasının ana sebeplerindendir ve bu durumda aşınma düzensiz gerçekleşir. Bu

durum daha çok işlenmesi zor malzemelerde görülür. Sonuç olarak ortalama yan kenar aşınması genişliği uç ömrünü belirlemez. Hem kesme derinliğinin tam ortasındaki aşınma, hem de aşınmanın uç noktasının genişliği belirlenmelidir [25].

Yan kenar aşınmasından farklı olarak krater aşınması işlenen parçanın yüzey özelliklerini değiştirmez. Isıl hasarla ya da işlenen parça malzemesiyle oluşan bu aşınma ucun kırılmasıyla sonuçlanır. Sonuç olarak bu aşınma farklı kesici uç-işlenen parça kombinasyonlarının değerlendirilebilmesi açısından faydalı bir göstergedir. Krater derinliği 0,05 mm'den 0,1mm'ye artması genellikle uç ömrü kriteri olarak kullanılmaktadır [25].

5. NİKEL ESASLI ALAŞIMLARIN İŞLENMESİ

5.1 Nikel Esaslı Alaşımların Karbür Kesici Uçlarla İşlenmesi

Kaplanmamış karbür uçlar (K-grade), nikel esaslı alaşımların 10-30m/dk. kesme hızlarında, 0,5mm/dev. besleme hızına kadar işlenmesinde kullanılmaktadır [2]. Karbür uçların düşük termokimyasal kararlılıkta olması, kesici uç malzemesinin 30m/dk. üzerindeki kesme hızlarında, kesici uç-talaş ara yüzeyinde, çözünme göstermesine neden olmaktadır. 30m/dk. üzerindeki kesme hızlarında kesici uç-işlenen parça ara yüzeyinde oluşan sıcaklık 1100°C'yi aşmaktadır ve bunun sonucunda da kesme köşesinin plastik deformasyona uğramasıyla kesici uç kırılmaktadır. 35m/dk. kesme hızlarında karbür taneleri, kobalt bağlayıcı fazına tane sınırı difüzyonuyla geçmektedir. Bu aşınma mekanizmasında, karbür taneleriyle kobalt bağlayıcı arasındaki bağlanma mukavemeti zayıflamakta ve 1 ile 3 GPa arasındaki yüksek gerilme altında kesici uç taneleri ana malzemeden kopmaktadır. Yapılan sonlu element analizinde (FEA) kaplanmamış bir karbür kesici uçta, burun bölgesi etrafında 3000 MPa değerlerine ulaşan bölgesel gerilmeler birikmektedir. Bu durumda kesme hızı 40m/dk.'dır. Tek katmanla kaplanmış bir karbür uç için aynı şartlarda bu gerilme değeri yalnızca 1700 MPa olmaktadır. Bu durum kaplamanın sürtünme kuvvetlerini düşürdüğü ve etkili bir ısıl kalkan oluşturarak uç ömrünü artırdığı sonucunu göstermektedir [26].

Nikel esaslı alaşımların işlenmesinde kullanılan kesici uçlar genellikle, işleme sertleşmesine uğramış tabakanın kesici uç malzemesinin ön yüzeyi boyunca akması sonucunda aşındırma etkisi yapmasıyla kesme derinliğinde şiddetli çentik oluşumuna maruz kalırlar. Sinterlenmiş karbür uçlar için maksimum kesme hızı, hızla krater oluşması ve/veya 1100°C (Tablo 4.1) üzerindeki sıcaklıklarda karbür uçların mukavemetinin aniden düşmesi sonucunda, kesici ucun plastik deformasyona uğraması ile sınırlandırılmıştır. Karbür uçlarda aşınma, kesici uç ile talaş ara yüzeyinde oluşan ani bağlanmaya bağlı olarak oluşan yüksek gerilmelerden kaynaklanmaktadır [1].

Yan kenar aşınması ve burun aşınması nikel esaslı alaşımların kaplanmış karbür uçlarla işlenmesi sırasında baskın olan aşınma durumlarıdır. Kaplama tabakasının erozyonu, karbür altlığın uç noktada çok yüksek sıcaklık altında kalmasına neden olur. Bu durum işleme kuvvetlerinin önemli derecede artış göstermesiyle birleşerek hızlı bir yan kenar ve burun aşınmasına sebebiyet verir. Kaplanmış kesici uçların kaplanmamış olanlara göre üstün olan tarafı kaplamanın yağlayıcılık özelliğiyle kesici uç-işlenen parça arasındaki sürtünme kuvvetlerinin düşürülmesidir. Hem fiziksel buhar biriktirme (PVD) hem de kimyasal buhar biriktirme (CVD) yöntemleriyle kaplanmış karbür uçlar, nikel esaslı alaşımların işlenmesinde kullanılmaktadır. Çok katmanla kaplanmış karbür uçlar, uç ömrü açısından tek katmanlı uçlara oranla daha iyi sonuç vermektedir. Kaplanmış karbür uçların performansı altlık ve kaplamanın bir fonksiyonudur. Performanslardaki farklılıklar kaplama malzemesinin özelliklerinden ve birbiri içinde bağlanmaları kadar altlığa bağlanmalarına da bağlı olmasındandır. Sonuç olarak en iyi performans, Inconel 718 malzemesinin daha yüksek sertlik, tokluk, aşınma direnci ve daha fazla kaplama kalınlığı (7 μm) elde etmek amacıyla TiN/TiCN/TiN ile PVD yöntemiyle kaplanmış karbür uç ile işlenmesinden elde edilmiştir. Daha düşük yan kenar aşınması görülmesi ile daha iyi bir sonuç TiN/Al₂O₃/TiN seramiklerinin oluşturduğu 9 μm kalınlığında ve CVD yöntemiyle kaplanmış kesici uçtan elde edilmiştir [27].

Liao ve Shiue [28], K20 ve P20 ticari karbür kesici uçlarının Inconel 718 alaşımının kuru işlemindeki aşınma davranışlarını incelemiştir. Besleme hızı ve kesme derinliği sırasıyla 0,10mm/dev. ve 1,5mm'dir. Kesme hızları ise 35 ve 15m/dk. olarak seçilmiştir.

K20 ucun aşınma yüzeyinde kesme köşesine oldukça yakın bir bölgede yapışan bir tabaka tespit edilmiştir. Yığıntı kenar (BUE), 35 m/dk. kesme hızında kesme köşesinde pullanmayla oluşmuştur. P20 karbür ucu kullanıldığında yapışan tabaka gözlenmiş fakat kıyaslamalı olarak aşınma daha düzenli, yan kenar aşınma uzunluğu daha geniş ve oyuk daha derin olarak bulunmuştur. Kesici ucun üst yüzeyi altında kalan elementlerin konsantrasyonlarını belirlemek amacıyla yapılan Elektron Prob Mikroanaliz cihazında (EPMA) 35m/dk kesme hızlarında kesici uç elementlerinde bir değişiklik olmadığı saptanmış, Ni ve Fe elementlerinin ise her

iki kesici uca taşındığı belirlenmiştir. İşleme parçasından elementlerin difüzyonu deney sırasındaki 1000°C dolaylarına varan kesme sıcaklıklarına bağlanmıştır [28].

Itakura ve ark. [29], yaygın olarak kullanılan kaplanmış karbür uçları (P20, TiN/TiC çok katmanlı kaplama) kullanarak Inconel 718 alaşımının kuru işlenmesi sırasında meydana gelen aşınma mekanizmalarını ortaya koymaya çalışmışlardır. Sıcaklık, işlenen parça-kesici uç ara yüzeyi ısılıçift metoduyla belirlenmiştir. Bu metotla, yalnızca temas yüzeyindeki ortalama sıcaklık belirlenebilmektedir. Kesme hızları 30, 100 ve 150 m/dk., besleme hızı 0,2 mm/dev. ve kesme derinliği 0,25 mm olarak belirlenmiştir. Sürekli ve kesikli kesme denemeleri uygulanmıştır.

30 m/dk. sürekli kesme sırasında Inconel 718'in ana kesme köşesinin üst yüzeyine yapıştığı ve yapışan bu malzemenin kararlı bir yığıntı köşe oluşturduğu ve bu köşenin de üst yüzeyi koruduğu belirtilmektedir. Bu sebepten dolayı aşınma üst yüzeyde değil yan kenarda oluşmuştur. Inconel 718 yapısındaki sert tanelerin uç kaplama malzemesindeki mekanik aşınmanın temel nedeni olduğu ifade edilmektedir. Buna ilave olarak yan kenarın aşınmış bölgesine yapışan işlenen malzeme ve kesici uç malzemesi sürekli olarak sitemden uzaklaşmaktadır. 30m/dk. kesme hızındaki sıcaklık 990°C ve 100 m/dk. kesme hızlarındaki sıcaklık 1320°C olarak belirlenmiş olup, bu sıcaklıkta kararlı bir yığıntı köşenin bulunmasının imkânsız olduğu ve buna bağlı olarak aşınmanın hem yan kenarda hem üst yüzeyde meydana geldiği gösterilmiştir. Üst yüzeydeki kaplama malzemesi uzaklaştıktan sonra aşınma karbür altlığı ulaştığında aşınma hızının arttığı ifade edilmiştir. Benzer biçimde yan kenar aşınması yüksek hızlarda daha da hızlanmaktadır. Bunun nedeni yüksek sıcaklığın difüzyona neden olması ve yüksek sıcaklıklarda yüzeyin oksitlenmesidir [29].

Jawaid ve ark. [30], iki farklı PVD-TiN kaplı karbür uç ile kaplanmamış karbür ucun Inconel 718'in farklı şartlarda frezelenmesi durumunda gösterdikleri aşınma davranışlarını incelemişlerdir. % 6 konsantrasyonda bir emülsiyon kullanılarak soğutma yapılmıştır. Kesme hızları kaplanmış karbür uçlar için 25, 50, 75 ve 100 m/dk., kaplanmamış uçlar için ise 25 ve 50 m/dk. olarak

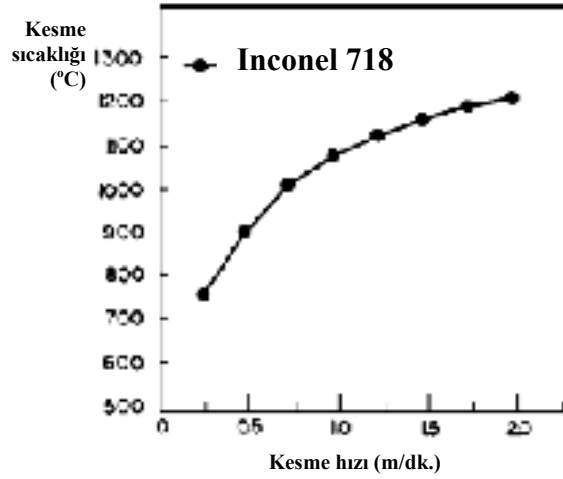
uygulanmıştır. Kesme derinliği 1mm ve besleme hızları 0,08 ve 0,14 mm/diş olarak seçilmiştir.

Kaplanmamış karbür uç (% 90,1 WC, % 9,5 Co, % 0,4 VC), metal uzaklaştırma miktarı ve uç ömrü açısından kıyaslandığında en düşük hızda (25m/dk.) PVD-TiN kaplamalı uçtan daha iyi bir performans sergilemiştir. Yan kenar aşınması hem ana kesme köşesinde hem de burunda her üç kesici uçta uç ömrünü kontrol eden temel etken olarak bulunmuştur. Kaplama tabakasının düşük kesme hızlarında çabuk bir şekilde aşınması nedeniyle PVD-TiN kaplamanın performansa etkisi azalmıştır [30].

Sonuç olarak daha önce yapılan çalışmalar doğrultusunda Inconel 718 alaşımının işlenmesinde yapışma ve mekanik aşınma baskın durumlar olarak ortaya çıkmaktadır. İşleme parçasının değişen şartlara bağlı olarak kesme köşesine yapışması söz konusudur. Oluşan bu yığıntı köşe her zaman kararlı olamamakla beraber sürekli olarak kesici uç yüzeyinden uzaklaştırılmakta ve bu sayede kesme derinliğinde şiddetli çentiklerin oluşumuna neden olmaktadır. Inconel 718 içerisinde bulunan sert taneler şiddetli yan kenar aşınmasına sebebiyet vermektedir. Yan kenar aşınması ve çentik oluşumu kesici uç ömrünü sınırlayan aşınma durumlarıdır. Yüksek kesme sıcaklıklarına bağlı olarak oksitlenme ve difüzyon gerçekleşmektedir [31].

5.2 Nikel Esaslı Alaşımların Seramik Kesici Uçlarla İşlenmesi

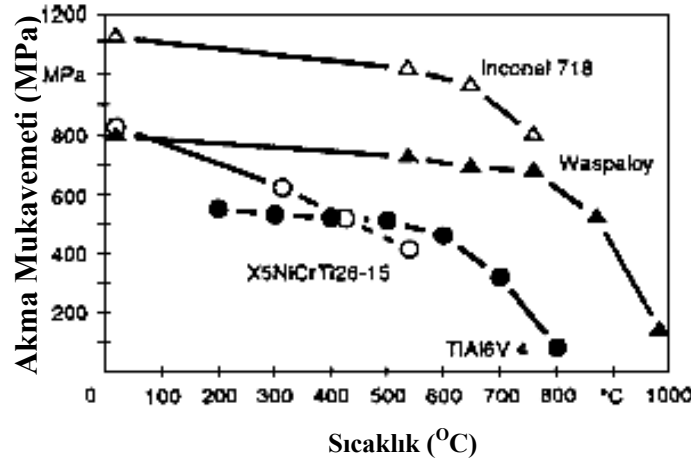
Seramik kesici uçlar zorlu kesme şartlarına karbür uçlardan daha dayanıklı olduklarından nikel esaslı alaşımların işlenmesinde popülerlik kazanmışlardır. Bu uçlar aynı zamanda daha pahalı olan CBN uçlara ucuz bir alternatif olarak değerlendirilebilirler. Seramik kesici uçlar yüksek sıcaklıklarda yüksek sertliklerini koruyabilmelerine rağmen, nikel esaslı alaşımların işlenmesinde kullanıldıklarında mekanik aşınmaya dayalı kırılma gösterirler. Bunun sebebi, nikel esaslı alaşımların işleme sertleşmesine uğramalarının yanında işlenen parça yüzeyinden koparak işlenen parça-kesici uç ara yüzeyinde sıkışan sert karbür fazlarının bulunmasıdır [1].



Şekil 5.1 Inconel 718 alaşımının Al_2O_3/TiC uç ile işlenmesi sırasında kesme hızının kesme sıcaklığına olan etkisi [1]

Inconel 718'in işlenmesi sırasında 510 m/dk. kesme hızına kadar kesme köşesi sıcaklığının azaldığı, bu hızın üzerinde ise artış gösterdiği ifade edilmiştir. Daha yüksek hızlarda kesme köşesindeki sıcaklık artışı, işlenen parçanın kesici ucun kesme köşesine kaynaklanmasına neden olur. Sonradan oluşan bu kaynaklanmış tabaka, kesici uç tanelerinin uzaklaşmasına neden olarak ucun aşınmasını hızlandırır. Kesici uç ile işlenen parçanın ara yüzey sıcaklığı nikel esaslı alaşımın ergime noktalarına kadar ulaştığından dolayı kesme kuvvetlerinin etkisiyle işlenen parçanın kaynaklanması söz konusudur. Nikel esaslı alaşımların yüksek hızlarda uzun süreli işlenmesi durumunda da yeni işlenen yüzeylerin yumuşayarak kesici uç malzemesine yapışması sonucunda aşınma gerçekleşebilir. İşlenen parçanın yumuşama durumu, yüksek sıcaklık oksidasyonu ve nikel esaslı alaşımların % 15 Cr ve % 0,3 Al fazlasında gerçekleşen çökelme sertleşmesi ile başlamaktadır. Şekil 5.2, nikel esaslı alaşımların ve titanyum alaşımlarının artan sıcaklıkla beraber düşen akma mukavemetlerini göstermektedir. Bu durum artan kesme hızıyla, kayma kuvvetlerinin azalması sonucunda kesme kuvvetlerinin neden azaldığını göstermektedir. Bu gerçeğe göre kesme hızının azalmasıyla kayma açısı da azalmaktadır. Daha küçük kayma açısı sabit bir kayma mukavemeti için daha uzun kayma düzlemi oluşturur. Artan kayma düzlemi alanıyla da deformasyon için gereken gerilmeleri yaratacak kayma kuvvetlerinde

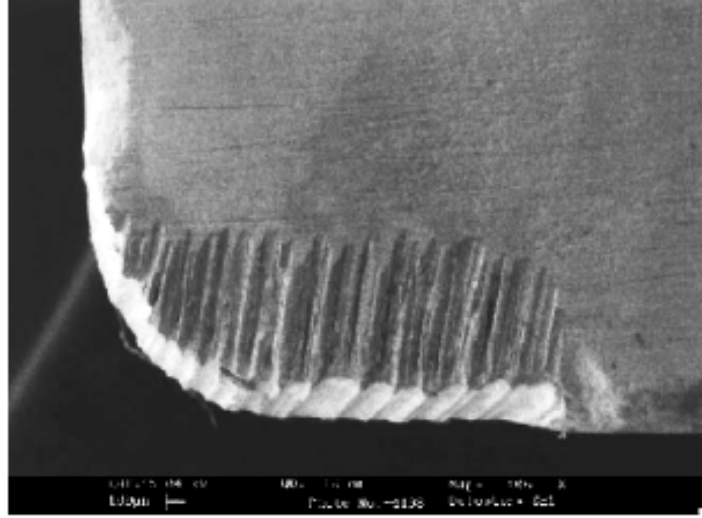
bir artış meydana gelir. Daha düşük hızlarda sürtünme katsayısı artar ve bunun sonucunda da kesme kuvvetleri artar [1].



Şekil 5.2 Süperalaşımların yüksek sıcaklık mukavemetleri [1]

Seramiklerin aşınması, işlenen parçanın neden olduğu darbelerden dolayı mikro seramik tanelerinin kopması ve bunu takiben uç yüzeyinde çatlak oluşumunun neden olduğu kırılmaya bağlıdır. Alümina esaslı seramikler şiddetli çentik oluşumu nedeniyle kırılırken, visker takviyeli seramiklerde artan hızla çentik aşınması azalmaktadır. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}_v$ kesici ucunun nikel esaslı alaşımların işlenmesinde saf ve karışım oksit alümina seramiklerine oranla daha iyi sonuç vermesi SiC_v 'in sağladığı tokluk mekanizmasından kaynaklanmaktadır. Difüzyon aşınması yüksek hızlarda baskın olan mekanizmadır. Visker takviyeli alümina seramiklerle işleme sırasında işlenen parçanın malzemelerinin (Ni, Cr) kesici uç malzemesine difüzyonu görülmüştür. NiSi veya CrSi gibi bileşiklerin oluşumu kesici malzemeyi zayıflatmaktadır. SiC viskerleri oksitlenerek $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}_v$ ara yüzeyinde camsı bir SiO_2 tabakasının oluşmasına yol açabilmektedir. Bu proses uzun süreli işlemelerde toklaştırma mekanizmasını üstlenen viskerlerin kaybına yol açarak köşelerin pullanmasına neden olur [32]. Alümina'ya TiB_2 ilavesi malzemenin kırılma tokluğunun, sertliğinin ve mukavemetinin artmasını sağlayarak işleme sırasında aşınma dayanımı ve kırılma direncinin iyileşmesini sağlamaktadır. Modifiye edilmiş visker şekli olan $(\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiB}_2/\text{SiC}_v)$ formu Inconel 718 işlenmesi sırasında yan kenar aşınmasına karşı daha iyi direnç

gösterir. Kaplanmamış $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}_v$ uçlarda baskın aşınma şekli pullanma ve çentik oluşumudur. Kaplanmış seramik uçların daha iyi sonuç vermesi, yüksek sıcaklıklarda sertliklerini muhafaza edebilen CrN (2150 HV) ve (Ti,Al)N (2280 HV) malzemelerinin oluşturduğu ısı kalkandan kaynaklanmaktadır [1].



Şekil 5.3 Inconel 718'in nitrür uçla işlenmesi sonucunda oluşan şiddetli mekanik aşınmayı gösteren SEM görüntüsü [22]

Nitrür esaslı seramik kesici uçlar 500m/dk. kesme hızlarına kadar kullanılabilir. Kesme ara yüzeyindeki yüksek sıcaklığa bağlı olarak kesici uç malzemesinin plastik deformasyona uğramasıyla malzeme şiddetli aşınmaya maruz kalır (Şekil 5.3) [22]. SiAlON kesici uçlar, kesme derinliğinde çentik oluşumuna alümina esaslı uçlardan daha az duyarlıdır [33]. Mekanik aşınma kesici uç ve işlenen parçadan kopan sert aşındırıcı fazların kesici uç ile işlenen parça ara yüzeyinde ezilmesi sonucunda oluşmaktadır. Bu sert taneler mekanik yollarla kesici uçtaki küçük taneleri sürüklerler. Benzer aşınma mekanizması çeliğin seramik kesici uçla işlenmesi sırasında görülmektedir. Mekanik aşınma mekanizması sert malzemenin boyun vermesi sonucunda yani yüzeydeki plastik deformasyon sonucunda oluşmaktadır. Seramik kesici uçlar yüksek sıcaklıklarda çok sert olmalarına rağmen yüksek sıcaklıklardaki hidrostatik durumlarda bu malzemelerin plastik deformasyona uğramaları mümkündür. Şekil 5.3, nitrür esaslı bir seramik kesici ucun 78 m/dk hızda yan yüzeyi ve kenarında oluşan

şiddetli mekanik aşınmayı göstermektedir. Bu durum yüksek sıcaklıkta ucun üst yüzeyi boyunca akan talaşların neden olduğu kesici uç malzemesinin plastik deformasyonuna sebep olur. Seramik kesici uçların ısı yumuşaması, SiAlON seramikleriyle nikel esaslı alaşımların kimyasal reaksiyonundan kaynaklanan uç aşınmasını hızlandırmaktadır. Inconel 6000 işlenmesinde 1200°C kesme sıcaklıklarında SiAlON seramik kesici uç ile bu malzemenin reaksiyonu sonucunda ergimiş silisitlerin ($\text{Cr}_3\text{Ni}_2\text{Si}$, Al_2O_3 ve $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$) olduğu gözlenmiştir. Silisit taneleri oldukça sert olup, kesici uç-işlenen parça malzeme arasında hapsoldüklerinde SiAlON kesici ucun mekanik aşınmasını hızlandırırlar. Nimonic105 malzemesinin işlenmesi sırasında koruyucu bir titanyum nitrür tabakasının oluşumu ile seramik-metal ara yüzeyinde kimyasal reaksiyon azalır [1].

Kitagawa ve ark. [33], kesici uç aşınması ve kesme sıcaklıklarını 300m/dk'ya kadar kesme hızlarında ve % 10 su esaslı soğutucu ortamında kesme deneyleriyle incelemişlerdir. Si_3N_4 ve $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ uçlar incelenmiştir. Yapılan bu çalışmayla çentik aşınmasının (kesme köşesi yanında) V_N ve $V_{N'}$ (kesme köşesi sonunda) Inconel 718 alaşımının işlenmesindeki baskın aşınma çeşitleri olduğu gösterilmiştir. Yan kenar aşınmasının (V_B) testte uygulanan bütün kesme hızlarında düşük kaldığı görülmüştür. Sıcaklığın aşınmada önemli bir parametre olduğu ifade edilmiştir. Sıcaklık üst yüzeyden ve yan kenardan ölçülmüştür. Bütün sıcaklıklar artan kesme hızıyla 1200°C'a kadar düzenli bir artış göstermiştir. Fakat yüksek kesme hızlarında çentik aşınmasının azalmasını dikkate alarak aşınmanın yalnızca sıcaklığa bağlı olmadığı mekanik aşındırıcı süreçlerin ısı süreçlerden daha etkin olduğu sonucu çıkarılmıştır.

Artan kesme hızıyla beraber talaş şeklinin dişli bir yapı alması ve kalınlığının azalması sonuçlarına varılmıştır. Buna ilave olarak talaş kenarı boyunca geniş bir plastik akışın 150 m/dk. hızında görülebileceği ifade edilmiştir. Plastik akışın işlenen parça yüzeyinde de oluşması ve aynı hızda maksimum yükseklikte kesme kenarı tarafından çiziklerin oluşturulduğu görülmüştür. 250 m/dk. kesme hızında $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ uçların Si_3N_4 uçlara göre daha üstün olduğu doğrulanmaktadır [8].

Jianxin ve Xing [11], $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiB}_2$ ve $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiB}_2/\text{SiC}_v$ seramik kesici uçlarının sertleştirilmiş çelik ve nikel esaslı alaşım olan Inconel 718'in işlenmesinde göstermiş oldukları aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Sertleştirilmiş çelik işlemede $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiB}_2/\text{SiC}_v$ kesici ucun yan kenar aşınmasına karşı daha düşük direnç gösterdiği ifade edilmiştir. Bunun nedeni olarak ise SiC ile Fe atomları arasındaki kuvvetli bağlanma ve visker çıkması mekanizması gösterilmektedir. Inconel 718 alaşımının işlenmesinde ise visker takviyeli ucun yan kenar aşınmasına karşı daha iyi direnç gösterdiği bulunmuştur. Burada ise yapışma ve mekanik aşınmanın baskın aşınma mekanizmaları olduğu, yapışma ve Inconel 718 alaşımındaki Ni ve Cr atomlarının difüzyonunun ucun üst yüzeyindeki aşınmayı hızlandırdığı görülmüştür.

Li ve ark. [34], Inconel 718 işlenmesi için SiAlON ($\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{Al}_2\text{O}_3$) kesici uçları kullanmışlardır. SiAlON kesici uçlar düşük kesme hızlarında (120 m/dk.) minimum bir uç burnunda hasar ile çentik aşınmasına meyillidir. 240 m/dk.'dan sonra bir geçiş görülmektedir. 300m/dk. hıza doğru bir artış sonucunda çentik aşınmasında bir azalma, burun ve yan kenar aşınmasında ise bir artış söz konusudur.

Seramik kesici uçların ömrü kesme derinliği bölgesinde şiddetli çentik oluşumuyla sınırlandırılmıştır. Bu çentik kaynaklanma ve visker çıkması mekanizmasıyla oluşmakta ve kıyaslamalı olarak kesici ucun düşük tokluktan kaynaklanmaktadır. Buna ilave olarak seramiklerin düşük ısı iletkenlikleri bu malzemeleri ısı çatlakların oluşumuna duyarlı yapmaktadır. Bu malzemeler kaplanmış ve kaplanmamış karbür uçlardan daha yüksek kesme hızlarına dayanıklılık göstermektedir. Seramik kesici uçların kullanımı sırasında kuru işleme tavsiye edilmektedir. Kaplama bu uçların performansını artırabilir [34].

SiAlON kesici uçların gri dökme demir işlenmesinde Si_3N_4 esaslı seramiklerden işlenen parça cinsinden yaklaşık % 25 oranında daha iyi sonuç verdiği görülmüştür. % 50 α – % 50 β SiAlON içeren bir kesici ucun da Inconel 718 süperalaşımının düşük hızlarda işlenmesinde $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_v$ uçlardan daha iyi sonuç verdiği, artan hızlarda ise aksi durumun gözleendiği ifade edilmektedir [16].

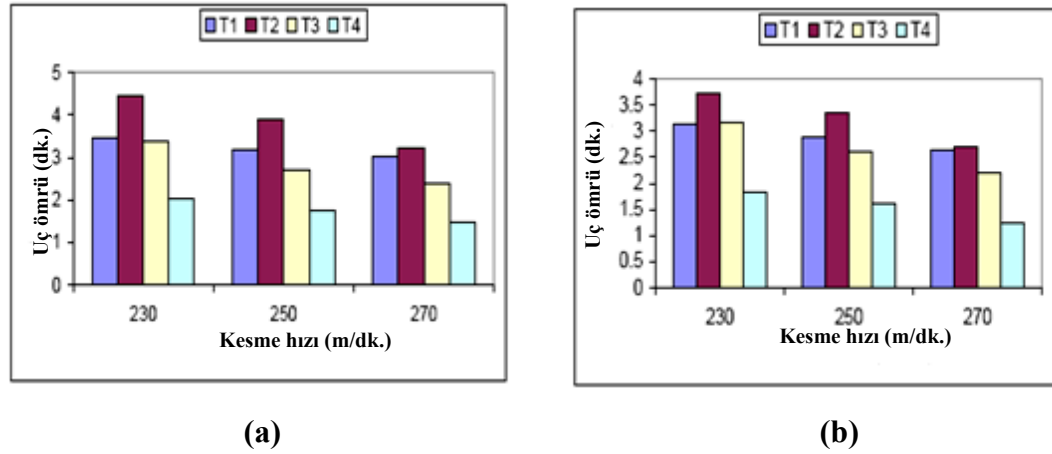
Ezugwu ve ark. [35], son yıllarda geliştirilen nano tane boyutundaki seramik kesici uçların Inconel 718 alaşımına karşı gösterdikleri aşınma

davranışlarını incelemişlerdir. Tablo 5.1’de kullanılan uçların kimyasal ve fiziksel özellikleri verilmiştir.

Tablo 5.1 Kesici uç malzemelerinin kimyasal ve fiziksel özellikleri [34]

Kod	Al ₂ O ₃ %ağ.	TiCN %ağ.	ZrO ₂ %ağ.	Si ₃ N ₄ %ağ.	SiC %ağ.	Y ₂ O ₃ %ağ.	Sertlik (HV5)	Tokluk MPam ^{1/2}
T1	75	20	5	-	-	-	1779	10,54
T2	75	20	5	-	-	-	1530	7,32
T3	4,5	18,2	-	68,3	4,5	4,5	1670	6,92
T4	-	-	-	75	25	-	1637	8,62

Kesme hızları 230, 250, 270 m/dk., besleme hızları 0,125 ve 0,15 mm/dev. ve kesme derinlikleri 1,5 ve 3,0 mm olarak değiştirilmiştir. Besleme hızının 0,125 mm/dev. ve 0,15 mm/dev. olması durumunda elde edilen uç ömürleri Şekil 5.4’te gösterilmektedir.



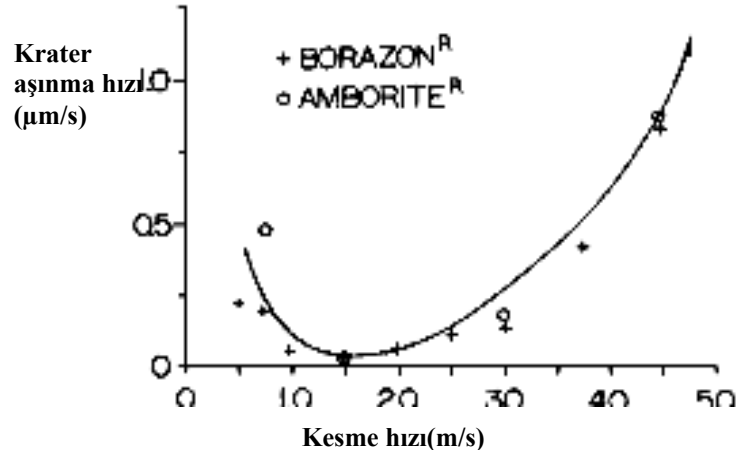
Şekil 5.4 Kesici uçların değişen kesme hızlarında ve (a) 0,125mm/dev. ve (b) 0,150mm/dev. besleme hızlarındaki ömürleri [35]

Elde edilen sonuçlara göre T2 kesici ucu en iyi olmak üzere alümina esaslı seramik kesici uçlar silisyum nitrür esaslı seramiklere kıyasla daha az aşınma gösterdikleri bulunmuştur. T1 ve T2 uçları benzer kimyasal bileşime sahip olmalarına rağmen üretim yöntemlerinin farklı olmasından dolayı farklı mekanik özelliklere sahiptirler (Tablo 5.1). T1 kesici ucu T2 ucuna kıyaslandığında daha yüksek mekanik özelliklere sahip olmasına rağmen T2 ucu daha az aşınma göstermektedir. Bunun nedeni çok yüksek sertliğe bağlı olarak bu malzemenin

yüksek kırılkanlığı nedeniyle kesme köşesinde oluşan mikro-pullanmalardır (micro-chipping). T3 ve T4 silisyum nitrür esaslı kesici uçlar mekanik özellikleri açısından alümina uçlara yakın değerlere sahiptirler. Bu uçların kesme performanslarının kötü olması kesici uç bileşenlerinin yüksek kesme hızlarında yumuşayarak bağlanma kuvvetlerinin azalması ve buna bağlı olarak da deformasyona uğramalarına bağlanmaktadır [35].

5.3 Nikel Esaslı Alaşımların CBN Kesici Uçlarla İşlenmesi

CBN uçların aşınması karbür uçların aksine son derece yüksek kesme şartlarında, kesme köşesinde şiddetli ısı ve mekanik gerilmeler altında gerçekleşmektedir. Mekanik gerilmeler ucun burun bölgesinde şiddetli yorulma yükleri oluşturur ve bunun sonucunda plastik deformasyon nedeniyle uç geometrisinin değişmesine ve ucun hızlı bir şekilde aşınmasına neden olur. CBN kesici uçlar en sert kesici malzemeler olduğundan dolayı son yüzey işlemede 300-600 m/dk. hızlarda kullanılan en uygun malzemelerdir. CBN kesici uçlarının nikel esaslı alaşımların işlenmesi sırasında uğradığı aşınma mekanizmaları yan kenar aşınması, burun aşınması ve krater aşınmalarıdır. Bu aşınma durumları artan kesme hızları sonucunda yüksek sıcaklıklarda artış gösterir. Buna ilave olarak nikel esaslı alaşımların düşük ısı iletkenlikleri aşınmanın burun bölgesinde yoğunlaşmasına neden olmaktadır. Şekil 5.5, Inconel 718 işlenmesinde krater aşınmasının başlangıçta artan kesme hızıyla minimum bir değere kadar azaldığı ve daha sonra artan hız ile artış gösterdiğini ifade etmektedir. Bu durum, oluşan talaş deformasyon geometrisinin artan hızla değiştiği ile ilgilidir. Bu durumda kesici uç taneleriyle aşırı doymuş durumda difüzyon sınırlayıcı bir tabaka oluşur ve bu tabaka uç malzemesinden talaşa malzeme taşınımını azaltmak suretiyle aşınma hızını düşürür. Difüzyon artan sıcaklıkla eksponansiyel olarak artış gösterdiği için minimum aşınmanın görüldüğü hızın dışında aşınma hızı ani olarak artar [1].



Şekil 5.5 Inconel 718 alaşımının ticari CBN uçlarla (BORAZON^R ve AMBORITE^R) işlenmesindeki aşınma [1]

6. TİTANYUM ALAŞIMLARININ İŞLENMESİ

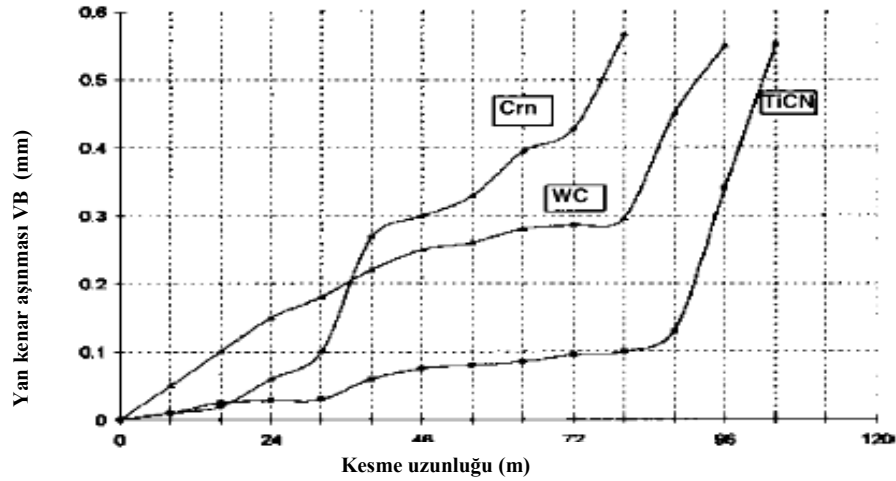
6.1 Titanyum Alaşımlarının Karbür Uçlarla İşlenmesi

Titanyum alaşımları, genel olarak 45 m/dk. kesme hızlarından yüksek değerlerde, kaplanmamış karbür (WC-Co) uçlarla işlenir. Daha yüksek hızlarda kesme, ucun burun bölgesi yakınılarında yüksek sıcaklıklar oluşturması burun bölgesinde aşırı gerilmelere neden olarak plastik deformasyona ve takiben ucun kırılmasına yol açmaktadır [36]. 500°C ve üzerindeki ara yüzey sıcaklıklarında titanyum ve alaşımları kesici uç ile reaksiyon vermektedir. Yüksek sıcaklıklarda titanyum atomları karbür uç malzemesine difüze olarak kesici uçtaki karbon ile kimyasal reaksiyon verir ve ara bir titanyum karbür (TiC) tabakası oluşturur. Bu tabaka hem kesici uç, hem de talaş ile kuvvetli bağ oluşturur ve sonuç olarak difüzyon aşınmasını minimize eder. Bu tabakanın oluşumu için gerekli minimum kritik sıcaklık normal temas basıncı 0,23 GPa değerinde 740°C'dir. Kaynaklanmış bağlantının ayrılması kesici uç malzemesinin hızla akan talaş ile taşınması sonucunu doğurur. Daha düşük hızlarda karbür uç malzemesi ve titanyum alaşımı arasında difüzyon etkili değildir ve aşınma kesici uçta bulunan hatalar veya mikro kırılmaların yanı sıra mekanik ve ısı yorulma ile gerçekleşir. Kesici uç taneleri çatlamış bölgeden kolaylıkla kopmaktadır. Küçük ya da büyük kesici uç parçaları kesici uç ile işlenen parça arasında ezilerek aşınmaya sebep olurlar. Süperalaşımların karbür uçlarla düşük hızlarda işlenmesi sırasında mekanik aşınma mekanizması yan kenar aşınmasının temel nedenidir [1].

Titanyum alaşımlarının işlenmesi sonucunda elde edilen daha ince talaşlar yüksek hızdaki işleme koşullarıyla birleşerek maksimum sıcaklık bölgesinin, zaten maksimum gerilme altında bulunan kesme köşesine ötelenmesine neden olur. Bu durum ucun aşınma oranını artırır. Daha küçük tane boyutundaki karbür uçlar süperalaşımların işlenmesinde iyi sonuç vermezler. Bunun nedeni azalan boyutla artan yüzey alanı nedeniyle WC tanelerinin çözünürlüğünün artmasıdır. Titanyum alaşımları sırasıyla 0,07 ve 0,1µm boyutlarında iki karbür uçla kuru işleme şartlarında yan kenar aşınması verirken, aksi durumda üst yüzeyde aşınması görülmüştür. Zayıf WC taneleri kesici ucun üst yüzeyinden yüzey

boyunca akan talaş tarafından sökülüştür. Daha büyük WC tanelerinin sökülmesi daha ince olan tanelerin sökülmesinden hızlı olduğu için şiddetli krater aşınması gerçekleşir. Bu duruma rağmen büyük karbür taneleri, daha iyi kırılma toklukları nedeniyle süperalaşımların işlenmesinde tercih edilmektedirler [1].

Titanyum alaşımları kaplanmış kesici uçlarla 50-100 m/dk. kesme hızı aralığında işlenmektedir. Lopez ve ark.[10], havacılık sanayinde en yaygın kullanılan alaşımlar olan Ti-6Al-4V ve Inconel 718 alaşımının kaplanmış ve kaplanmamış uçlarla işlenmesindeki davranışlarını incelemiştir. Elde edilen sonuçlara göre kaplama, kesici uç için iyi bir ısı kalkan oluşturmakta ve düşük sürtünme katsayısı sayesinde işleme sırasında oluşan kesme kuvvetlerini azaltmaktadır. Çeşitli kaplama malzemeleri arasında da TiCN kaplanmış uçlarla en iyi sonuç elde edilmiştir. Şekil 6.1, titanyum alaşımlarının işlenmesi sırasında oluşan yan kenar aşınma grafiğini göstermektedir.



Şekil 6.1 Ti-6Al-4V alaşımının kaplanmış ve kaplanmamış karbür uçlarla işlenmesi sonucu oluşan yan kenar aşınması [1]

Kaplama malzemesinin bağlanma mukavemeti, uygulanan kaplama tekniğine göre değiştiği için kesici ucun performansını kaplama yöntemine bağlıdır. Kesici uçların kaplanmasında uygulanan tipik kaplama yöntemleri yüksek sıcaklıklarda (800-1000°C) kimyasal buhar biriktirme (CVD) ve düşük sıcaklıklarda fiziksel buhar biriktirme (~500-600°C) PVD olarak sıralanabilir.

Ti-6Al-4V alaşının CVD ve PVD yöntemleriyle kaplanmış uçlar kullanılarak 80-100 m/dk. hız ve 0,1–0,15 mm/diş besleme hızıyla frezelenmesinde çok katmanlı (TiCN+Al₂O₃) CVD kaplamanın yan kenar aşınmasının tek katmanlı (TiN) PVD kaplamadan daha az olduğu bulunmuştur [37]. Benzer sonuçlar çok katmanlı (TiN/TiCN/TiN) PVD uçlar kullanıldığında da elde edilmiştir. PVD kaplanmış tek TiN katmanı daha yüksek yan kenar aşınma hızı göstermektedir. Bunun temel nedeni çok katmanlı kaplama tabakasının daha iyi aşınma direnci olması ve altlığa daha yüksek bağlanma mukavemeti olmasıyla ilgilidir. TiCN'ün TiN ve Al₂O₃'ya kıyasla daha yüksek sertlik, tokluk ve aşınma dayanımına sahip olması aşınma kalkanına avantaj sağlamaktadır [1].

Titanyum alaşımlarının işlenmesi sırasında kaplanmış uçların aşınması, altlığın kaplama malzemesini kaybetmesi sonucunda hızla artmaktadır. Frezeleme işleminde, aralıklı kesme işlemi, delaminasyon sonucunda kaplama malzemesinin başlangıçta kaybedilmesine neden olur (şekil 6.2).



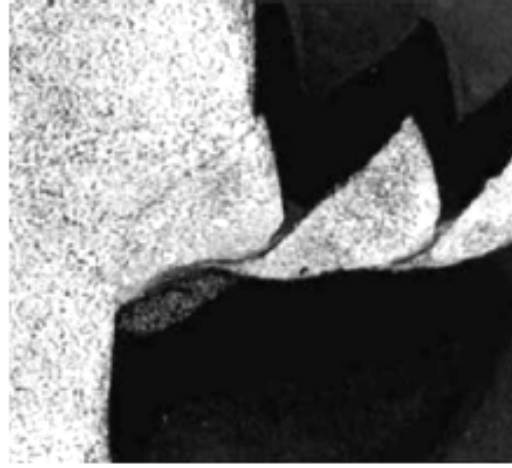
şekil 6.2 PVD yöntemiyle kaplanmış malzemedeki delaminasyon ve sürtünme izleri. 100m/dk hız ve 0,15mm/diş besleme hızıyla 10sn. işleme zamanı sonrasında oluşan aşınma izleri yapışan malzemeler [34]

Altlık malzemesiyle işlenen parçanın doğrudan teması, altlık malzemesinin işleme sırasında açığa çıkan yüksek sıcaklık sonucunda uzaklaşmasını hızlandırmaktadır. Titanyum alaşımlarının WC-Co kaplanmış bir kesici uçla işlenmesi krater aşınmasına karşı direnci artırır çünkü WC-Co kompozit kaplaması kesici uç tanelerinin talaş içerisine olan difüzyonunu, yüksek sıcaklıkta kesici uç taneleriyle doymuş olan bir koruyucu tabaka oluşturarak

bastırmaktadır. 150m/dk.'ya kadar kesme hızlarında bu kaplama tabakası işlevini korumaktadır. Kesici uç aşınması, altlığın, işlenen malzemeyle kaplama malzemesindeki kayıptan dolayı doğrudan temas halinde olması durumunda artış göstermektedir. Sonuç olarak kaplama malzemesi, ucun kırılmasına neden olacak altlıktaki aşınmanın başlamasını geciktirir [1].

6.2 Titanyum Alaşımlarının CBN ve PCD Uçlarla İşlenmesi

Titanyum alaşımları CBN kesici uçlar kullanılarak son bitirme işlemlerinde 350 m/dk. hızlarda, 0,05m/min besleme hızında ve 0,5 mm kesme derinliğinde işlenmektedir. Titanyum alaşımlarının CBN kesici uçlarla işlenmesi ile spesifik kesme basıncında düzenli bir azalma meydana gelir. Sürekli kesmede ise aşınan kenarların artması nedeniyle basınçta ve kesme kuvvetlerinde bir artış gözlenir. Spesifik kesme basıncı verilen bir kesici uç-işlenen parça kombinasyonu için sabittir ve titanyum alaşımlarının işlenmesi sırasında uç aşınmasının bir göstergesidir. Kesme kuvvetleri genel olarak titanyum alaşımlarının diğer uç malzemelerle sürekli işlenmesi sırasında artmaktadır. CBN kullanıldığında ise kesme kuvvetlerinde bir minimum değere ulaşılan kadar bir azalma ve artan kesme zamanıyla düzenli bir artma görülmektedir. Bu durum, kesici uç-işlenen parça ara yüzey sıcaklığının kritik sıcaklığın altında olduğunda CBN uçların sertliklerini korumasına karşın titanyum alaşımlarının yumuşayarak daha düşük kesme kuvvetleri oluşturmasıyla açıklanmaktadır. Titanyum alaşımlarının düzenli işlenebildiği kritik sıcaklık 700°C'dir [38]. Titanyumun kesici uç ile reaksiyonu ve hcp yapıdan bcc yapıya faz dönüşümü 800-850°C dolaylarında gerçekleşmektedir. Bu, CBN kesici uçların aşınma oranını önemli derecede etkilemektedir. Titanyum ve CBN arasındaki atomlar arası difüzyon önemli derecede arttığında, titanyum 1100°C'de CBN içerisindeki azot ile reaksiyona girer. Şekil 6.3'te bu işleme sırasında kesici ucun kesme köşesinin talaşın alt yüzeyine bağlandığı görülmektedir [1].



Şekil 6.3 Talaşın alt yüzeyine yapışan CBN kesici uç ($\times 100$) [1]

Bağlanmanın oluşması için gereken kritik sıcaklık PCD ve CBN uçlar için sırasıyla 760 ve 900°C ve nominal basınç da 0.142 ve 0.146 GPa'dır [39]. Enerji saçınımlı X-ışınları analizi kesici uç malzemesinin talaşa taşındığını doğrulamaktadır. 700°C sıcaklığına kadar kesici uç malzemesinin talaşa transferi söz konusu değildir. Sonuç olarak 700°C titanyum alaşımlarının herhangi bir difüzyon gerçekleşmeksizin güvenli bir şekilde işlenebilmesi için kritik sıcaklıktır. Bununla birlikte kesme sıcaklığının artması talaşın etkisinin kesici uç yüzeyinde her yerde oluşmasına neden olur. Bu, uç malzemelerince doyurulmuş bir yapışkan tabaka meydana getirir ve bu tabaka difüzyon sınırlayıcı etki yaparak kesici uçtan talaşa malzeme taşınmasını ve dolayısıyla da aşınmayı azaltır. Difüzyon sıcaklıkla eksponansiyel olarak arttığından sıcaklıktaki artış bu sıcaklık dışında aşınmada artışa neden olur. Bu doymuş tabaka titanyumun CBN içerisindeki karbon ile reaksiyonu sonucunda oluşan ve bir diğer difüzyon sınırlayıcı olan TiC oluşumuyla genişler. Sonuç olarak titanyum alaşımlarının CBN kesici uçlarla işlenmesi yüksek hız şartlarında yapılmalıdır [1].

Sürekli talaşlar işlenen parçalara dolaştığı ve operatörler için tehlikeli olduklarından kesikli talaşlar yüksek hızla işlemelerde tercih edilir. Titanyum alaşımları genellikle bütün hız koşullarında büyük oranda kesikli talaşlar üretir.

7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

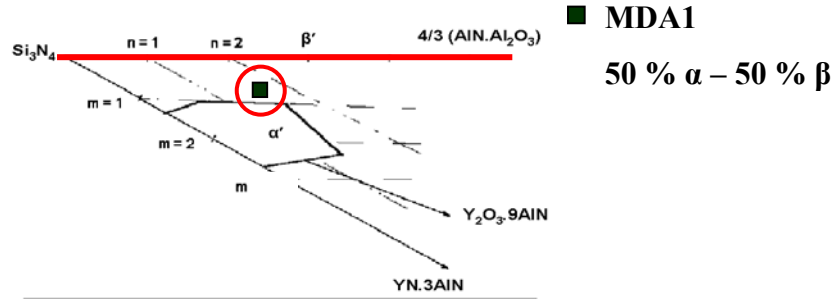
7.1. Başlangıç Malzemeleri

Yapılan çalışmada kullanılan tozların özellikleri Tablo 7.1’de gösterilmektedir. Kompozisyon hesaplamaları yapılırken oksit dışı tozların (Si_3N_4 ve AlN) yüzeyinde bulunan oksit tabakaları da göz önünde bulundurulmuştur.

Tablo 7.1 Kullanılan tozlar ve özellikleri

Malzeme	Kaynak	İçerdiği safsızlıklar	İçerdiği fazlar
Si_3N_4	UBE-Japonya	Ağırlıkça %1,4 O	%95 α - Si_3N_4 %5 β - Si_3N_4
AlN	H.C. Starck-Almanya	Ağırlıkça %1,6 O	%100 AlN
Al_2O_3	Sumitomo-Japonya	%0,01 Fe_2O_3 , %0,06 SiO_2 , % 0,04 Na_2O , % 0,05 MgO	% 99,8 Al_2O_3
Yb_2O_3	Shin-Etsu-Japonya	Ağırlıkça 99,9 % saf	%100 Yb_2O_3
Sm_2O_3	Aldrich-Almanya	Ağırlıkça 99,9 % saf	% 100 CeO_2
SiC (UF 15/25)	H.C. Starck-Almanya	---	α - SiC

7.2 Kompozisyon Tasarımı



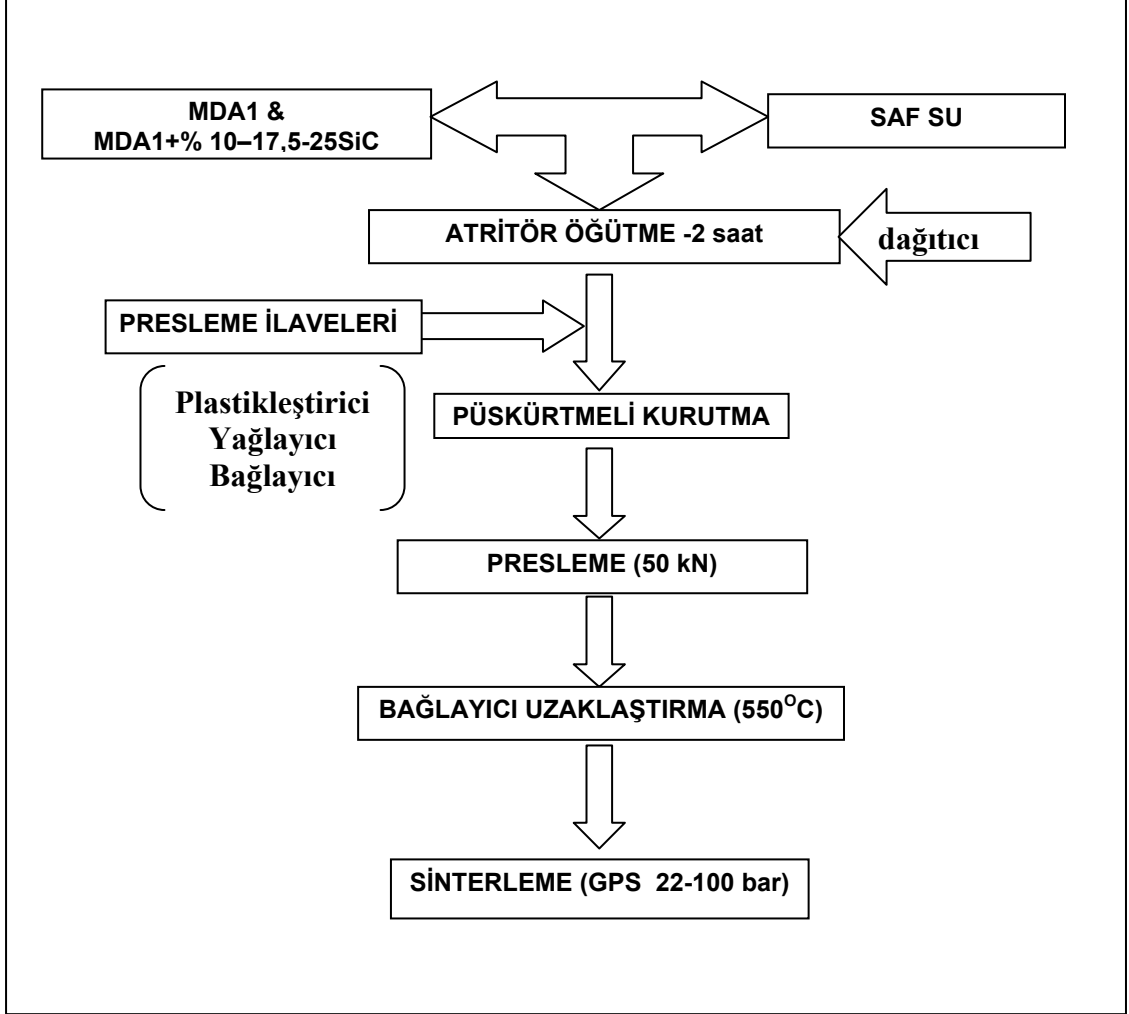
Şekil 7.1. MDA 1 kompozisyonunun faz diyagramı üzerinde gösterimi

Daha önceden yapılmış çalışmalarda [16] Inconel 718 süperalaşımının işlenmesiyle test edilen MDA1 kompozisyonu içerdiği nadir toprak elementleriyle beraber mikroyapısında açıkça görülen tane sınırı fazının azlığı nedeniyle kimyasal açıdan kararlı olması özellikle düşük kesme hızlarında oldukça iyi işleme sonuçları vermiştir. Bu sebepten dolayı malzeme geliştirilmeye açık bulunup bu çalışmaya konu olmuştur.

Şekil 7.1’de gösterilen MDA1 kompozisyonunu % 50 α – % 50 β - SiAlON bileşiminde CaO, Yb₂O₃ ve Sm₂O₃ toprak alkali veya nadir toprak alkali oksitleri içerecek şekilde tasarlanmıştır. CaO, hem α -SiAlON’u kararlı kılmak hem de kırılma tokluğunu iyileştirmek amacıyla, diğer oksitler de malzemenin sertliğini geliştirmek amacıyla seçilmişlerdir [16]. MDA1 gösterimiyle ifade edilecek olan temel SiAlON matrisine yüksek sıcaklık sertliğinin ve plastik deformasyona karşı direncin geliştirilmesi amacıyla % 10, % 17,5 ve % 25 oranlarında yüzey alanı 15m²/g olan α -SiC tozu takviye edilmiştir. SiC tozunun tane boyutunun malzemenin nihai özelliklerine etkisini belirlemek amacıyla yüzey alanı 25m²/g olan SiC tozunun etkisi de ayrıca denenmiştir.

7.3. Üretim Süreci

Çalışılan kompozit seramiklerin sinterlenme kademesine kadar olan üretim süreçleri Şekil 7.2’de verilmektedir.



Şekil 7.2 Kompozit malzemelerin üretim süreci

7.3.1 Çamur hazırlama

Laboratuar ölçeğindeki SiAlON kompozisyonları yaş öğütme tekniğiyle, izopropil alkol ortamında, Si_3N_4 bilyeler kullanılarak, Fritsch firmasına ait Pulverisette 5 model eksenel bilyeli değirmende hazırlanmıştır. Karıştırma işlemi

1.5 saat süreyle 300 dev./dk. hızla gerçekleştirilmiştir. Karıştırma sonrası elde edilen çamur, alkolden arındırılmak amacıyla sıcaklık ve dönme hızı kontrol edilebilen Laborta firmasına ait 4003 model döner kurutucuda kurutulmuştur. Dönme hızı 50 dev./dk ve su sıcaklığı 55°C’de tutulmuştur. Kurutulan tozlar 250 µm’lik elekten geçirilerek kompakt haline getirilmek üzere hazırlanmıştır.

Sulu sistemde ise çamur, % 62,5 katı oranında olacak şekilde Union process, ABD firmasına ait maksimum 2 L kapasiteli atritör değirmenlerde, % 4 civarında dağıtıcı ilavesiyle iki ayrı kademede 600 dev/dk. ve 300 dev/dk. hızlarda olmak üzere toplam 2 saat süreyle öğütülmüştür. Tane boyut dağılımı kontrolü lazer difraksiyon tane boyut dağılım cihazında teyit edildikten sonra değirmendeki çamur bir peristaltik pompa vasıtasıyla çekilerek 32 µm’lik elekten süzölmüştür. Eleme işlemi sonrasında ise elde edilen çamura uygun devirde dönen pervaneli bir karıştırıcıda gerekli miktarlarda bağlayıcı, plastikleştirici ve yağlayıcı ilaveleri yapılmıştır.

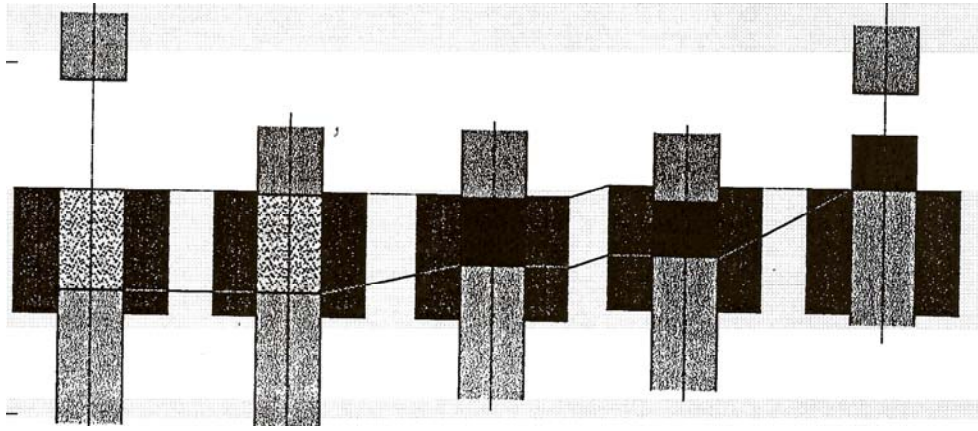
7.3.2 Granülleştirme

Hazırlanan çamurlar püskürtmeli kurutma işlemi için 1 metre çapında ve 2 metre yüksekliğinde Nubiosa LTC-2 model bir püskürtmeli kurutucu vasıtasıyla kurutulmuştur. Bileşimdeki bağlayıcı, plastikleştirici ve yağlayıcı malzemelerin yanmasını ve/veya sağladığı özelliklerini kaybetmesini engellemek amacıyla kurutucu çıkış sıcaklığı yaklaşık 125°C’nin altında tutulmuştur. Kurutucu giriş sıcaklığı ise yaklaşık 240°C olarak belirlenmiştir.

7.3.3 Şekillendirme

Püskürtmeli kurutucu vasıtasıyla elde edilen granüller ise tam otomatik bir pres (Dorst DACS 15, Almanya) ile şekillendirilmiştir. Ürünler son ürünün ISO standartlarındaki geometrisini ifade eden RNGN koduna uygun şekilde silindirik geometride preslenmiştir. Granüllerin tam olarak deforme edildiği yük değeri olan 50 kN yük ile presleme işlemi gerçekleştirilmiştir.

Şekil 7.3'te DACS prensibine göre presleme çevrimi görülmektedir. Burada alt piston kalıp belli bir süre için hareketsizken üst piston doğru hareket etmektedir. Presleme pozisyonundan kısa bir süre önce alt punch yukarı doğru hareket ederek presleme işlemini gerçekleştirir. Bu sayede daha düzgün bir presleme basınç dağılımı sağlanmaktadır. Kalıptan çıkarılma sırasında preslenen numune üzerine üst piston 4–6 bar arasında bir basınç uygulayarak bu esnada genişleme nedeniyle gerçekleşebilecek hatalar engellenmiş olur.



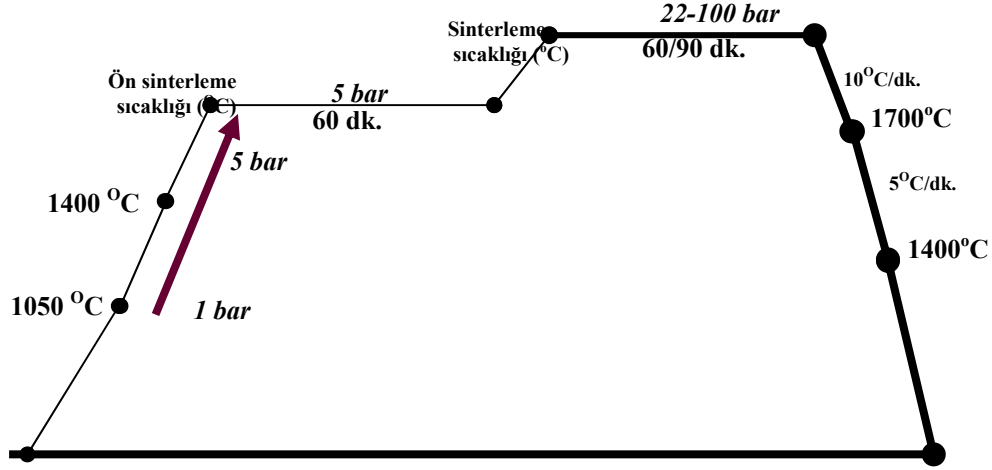
Şekil 7.3 Seramik granüllerinin presleme çevrimi

Şekillendirilen ürünler bağlayıcı uzaklaştırma işleminden sonra sinterlenmeye hazır hale getirilmiştir. Yaş ürün içerisinde bulunan bağlayıcının ve diğer proses ilavelerinin karakteri doğrultusunda belirlenen bağlayıcı uzaklaştırma rejimine göre 550°C'de 30 dk. süreyle yapılan ısıtma işlemi ile numunelerin içerisindeki bağlayıcı organik malzemeler uzaklaştırılmıştır.

7.3.4 Sinterleme

Elde edilen numunelerin üzerine BN katı yağlayıcı sprey sıkılarak, BN pota içerisinde KCE marka FPW 100/150–2200–25 tipi, grafit ısıtıcı elemanlı, gaz basınçlı sinterleme (GPS) fırınında ve FCT marka FPW 180/250–2–220-100SP tipi, 100 bara çıkabilen, grafit ısıtıcı elemanlı gaz basınçlı sinterleme fırınında

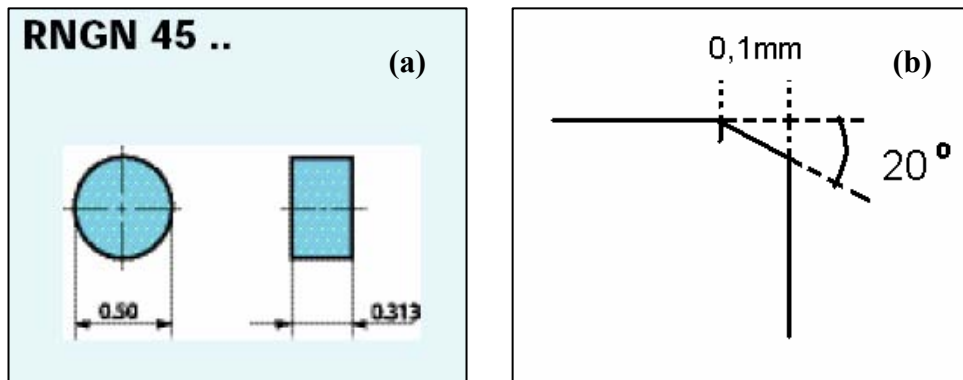
sinterleme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Uygulanan sinterleme rejimi Şekil 7.4'te gösterilmektedir.



Şekil 7.4. Kompozit malzemelerin sinterlenmesinde kullanılan rejim

7.3.5 Yüzey işleme

Sinterleme işleminden sonra elde edilen kesici uçların (MDA1 ve MDA1+17,5SiC) süperalaşımların işlenmesinde en yaygın kullanılan geometride yüzey işlemleri yapılmıştır. Buna göre, kesici uçlar kalınlıkları 7,94 mm ve çapları 12,70 mm olacak şekilde işlenmişlerdir. Şekil 7.5 (a)'da kesici uç geometrisi ve ISO standartlarına göre gösterimi, (b)'de ise pah açıları, uzunlukları verilmektedir.



Şekil 7.5 (a) Kesici uç geometrisi ve ISO gösterimi (boyutlar inch cinsinden verilmektedir. 1 inch=25,4 mm) (b) Kesici uçların pah açıları ve uzunlukları

7.4 Yoğunluk Ölçümü

Sinterlenen numunelerin kuru ağırlıkları (W_1) alınıp, gözeneklerin içinde kalan havanın uzaklaştırılması için yaklaşık 4 saat kaynatıldıktan sonra, askıdaki ağırlıkları (W_2) Arşimet prensibine göre ölçülmüş, sonrasında sıvı sızdırılmış haldeki ağırlıkları (W_3) ölçülerek aşağıdaki denkleme göre yığınsal yoğunluk hesaplamaları yapılmıştır (ρ_{su} : suyun özkütlesi).

$$Yığınsal\ Yoğunluk = \frac{W_1}{W_3 - W_2} \times \rho_{su} \quad (7.1)$$

7.5 Faz Analizi

Rigaku Rint 2000 marka X-ışınları cihazı yardımıyla CuK_{α} ışıması kullanılarak faz analizi yapılmıştır. Ortalama α : β miktarları, α -SiAlON için (102) ve (210) düzlemlerinden elde edilen yansıma pik şiddetleri ve β -SiAlON için (101) ve (210) düzlemlerinden elde edilen şiddetler kullanılarak aşağıdaki formül yardımıyla hesaplanmıştır.

$$\frac{I_{\beta}}{I_{\beta} + I_{\alpha}} = \frac{1}{1 + K \left[\left(\frac{1}{w_{\beta}} \right) - 1 \right]} \quad (7.2)$$

Bu formülde I_{α} ve I_{β} , α ve β -SiAlON için gözlenen şiddet değerlerini, w_{β} , β -SiAlON ağırlık kesrini, K oran sabitini (0,518 β (101)- α (102) ve 0,544 β (210)- α (210)) ifade eder.

7.6 Mikroyapı Karakterizasyonu

Sinterlenmiş numuneler, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile mikroyapısal analiz için arakesitleri parlatılmıştır. Parlatma işleminde ilk aşama numunelerin sıcak kalıplama tekniği kullanılarak bakalit malzeme ile kalıba alınmasıdır. Asıl parlatma işlemi Struers marka otomatik parlatma cihazıyla sentetik elmas solüsyon/disklerle gerçekleştirilmiştir. Yüzeyi parlatılmış numuneler için analiz öncesinde iletken olmayan seramik malzemenin yüzeyi iletkenliği sağlamak ve dolayısıyla elektronların yüzeye şarj olmasını engellemek için iletkenliği yüksek olan altın-paladyum alaşımı ile vakum ortamında kaplanmıştır. Mikroyapısal analizler Zeiss Supra 50 VP marka taramalı elektron mikroskobu geri saçılımlı elektron görüntü modu (BEI) ve ikincil elektron görüntü modu (SEI) ile yapılmıştır.

7.7 Sertlik ve Tokluk Ölçümü

Kesit yüzeyleri parlatılmış olan numunelerin sertlikleri Vickers sertlik ölçme yöntemi kullanılarak belirlenmiştir. Buna göre numune yüzeyine 2 kg yük uygulanarak sertlik ve 10 kg. yük 10 sn süreyle uygulanarak kırılma tokluğu değerlerine ulaşılmıştır. Her bir numuneden her bir yük değeri için 3'er adet ölçüm alınmıştır. Ölçümler sonucunda elde edilen izlerin ve oluşan çatlakların boyutları ile aşağıdaki verilen 7.3 ve 7.4 formülleri kullanılarak malzemelerin sertlik ve tokluk değerleri hesaplanmıştır.

$$HV = \frac{0,47 \times F}{a^2} \quad (7.3)$$

$$K_{1C} = \frac{0,15 \times k \times HV \times \sqrt{a} \times (c/a)^{-3/2}}{\Phi} \quad (7.4)$$

F : uygulanan yük (N)

a : izin köşegen uzunluğunun yarısı (mm)

c : çatlak uzunluğu

k, Φ : sbt.

7.8 Termal Geçirgenlik Ölçümü

Silindir şeklinde, iki yüzeyi birbirine paralel olarak hazırlanmış olan numuneler, kalınlık ölçümü yapıldıktan sonra ölçüm aletinin içine yerleştirilmiştir. Termal geçirgenlik ölçümleri Netzsch marka LFA-457 lazer-flaş cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ölçüm periyodu, numune kalınlığı gibi parametreler geçirgenlik hesaplamasının otomatik olarak yapılması için programa girilmektedir.

Geçirgenlik ölçümleri oda sıcaklığı- 1000°C aralığında gerçekleştirilmiştir. Oda sıcaklığı, 100, 200, 300, 400, 500, 600, 700, 800, 900, 1000°C olmak üzere toplam 11 ayrı sıcaklıkta veri alınmıştır. Her bir sıcaklık için deneysel hassasiyetin sağlanması için 3 ayrı ölçüm yapılmış ve bu ölçümlerin ortalaması alınmıştır.

7.9 Performans Denemeleri

Numuneler, yerel bir işletmede, en yaygın kullanılan nikel esaslı Inconel 718 alaşımından üretilen bir uçak motoru parçasının endüstriyel koşullarda Al_2O_3 - SiC_v malzemesi ile dönüşümlü olarak CNC (computer numerical control) işleme cihazında farklı kesme derinliklerinden oluşan segmentlerle işlenmesiyle yapılmıştır. Her bir segment sonucunda kesici uçlarda meydana gelen aşınmalar SEM ile karakterize edilmiştir.

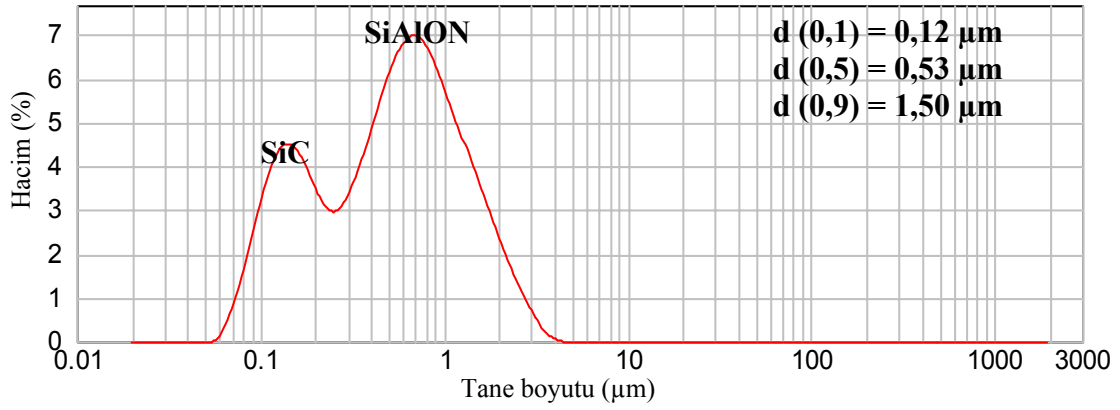
8. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

8.1 Üretim Süreci

Yapılan bu çalışmada % 50 α ve %50 β fazlarını içerecek şekilde tasarlanan SiAlON ve SiAlON matrisli malzemeler laboratuvar ve endüstriyel üretim tekniklerine uygun şekillerde üretilmiştir. Laboratuvar ölçekli üretimlerde çamurun öğütüldüğü ortam AlN gibi malzemelerin su ile reaksiyona girmesini önlemek amacıyla isopropil alkol olarak seçilmiştir. Yapılan çalışmalar sonucunda SiAlON esaslı seramiklerin daha kolay ve ucuz bir yöntem olan sulu sistemde üretimi mümkün hale getirilmiştir [40].

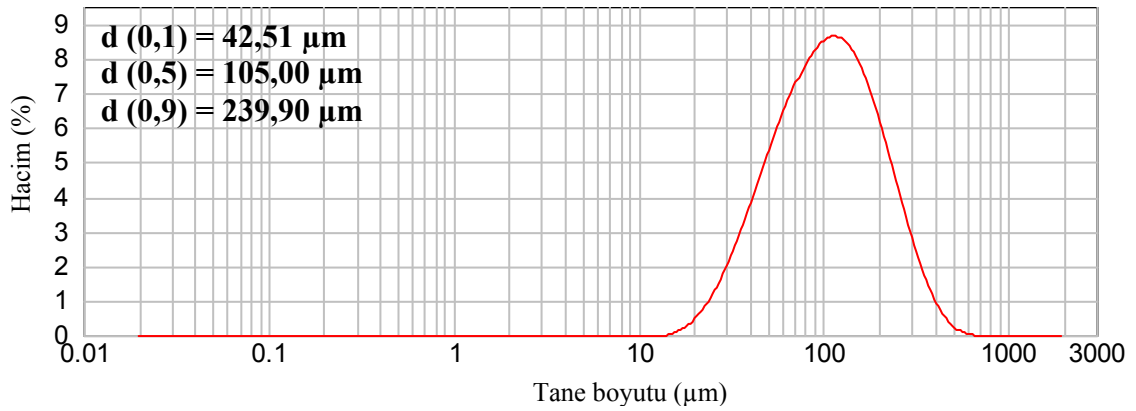
Bu sistem alkol sistemine göre üretilen numunelerin analizi neticesinde seçilen kompozit malzeme MDA1+17,5SiC ve SiAlON esaslı seramik malzeme MDA1 kodlu kompozisyonun üretiminde kullanılmıştır. Bu sistemde hazırlanan yığın, saf su ve dağıtıcıdan oluşan öğütme ortamında atritör değirmen ile öğütülmüştür. Atritör öğütmede malzeme kıyaslamalı olarak küçük boyuttaki öğütücü Si_3N_4 bilyeler arasında ve öğütücü hazne arasında çok yüksek bir frekansla sıkıştırılarak öğütüldüğü için ince tane boyutlarına inmek mümkün olmaktadır.

Şekil 8.1’de MDA1+17,5SiC kompozisyonunun iki saatlik bir öğütme sonrasındaki tane boyut dağılımı verilmektedir. Tane boyut dağılımında görülen iki tepeli grafiğe göre malzemenin iki farklı boyut dağılımına sahip olduğu sonucu çıkmaktadır. Birinci dağılımı gösteren tepe yüzey alanı $15 \text{ m}^2/\text{gr}$ olan SiC tanelerinin dağılımını gösterirken, daha sağda yer alan ve yığının hacimce önemli bir bölümünü oluşturan tepe ise SiAlON bileşenlerinin oluşturduğu yığını temsil etmektedir.



Şekil 8.1 MDA1+17,5SiC malzemesinin 2 saat öğütülmesi sonucunda elde edilen tane boyut dağılımı grafiği

Özellikle sinterleme kademesi için önem kazanan boyut küçültme işlemini takiben presleme işlemi için gerekli olan bağlayıcı, plastikleştirici ve yağlayıcı organik malzemeler çamura karıştırılmıştır. Bu malzemeler daha sonra granül haline getirilecek malzemenin şekillendirilebilmesi ve kalıp duvarları ile olan sürtünmelerin en aza indirgenebilmesi açısından önem kazanmaktadır. Bu ilavelerin yapılmasından sonra ortalama 0,5 μm boyutunda olan çamur içerisindeki tanelerin kontrollü aglomerasyonu üretim kademesinin bir sonraki aşamasını oluşturmaktadır. Yüksek dolgu yoğunluğunda, uygun nem miktarında uygun akıcılığa sahip granüller bu yöntemle üretilmektedir. Bu yöntemle üretilen MDA1+17,5SiC granüllerine ait granül boyut dağılımı grafiği Şekil 8.2’de verilmiştir.



Şekil 8.2 MDA1+17,5SiC malzemesinin granülleştirilmesi sonucunda elde edilen boyut dağılımı grafiği

8.2 Sinterleme Çalışmaları

Silisyum karbür ilavesiyle malzemelerin sinterlenmesinin zorlaşacağı daha önceden yapılmış çalışmalarda ifade edilmektedir. Bu bilgi doğrultusunda herhangi bir takviye faz içermeyen MDA1 ve SiC_p takviye fazını içeren MDA1+10SiC, MDA1+17,5SiC ve MDA1+25SiC kompozit malzemeleri farklı sıcaklık ve basınçlarda sinterlenmiştir. Buna göre MDA1 ve MDA1+SiC kompozitlerin ön sinterleme ve sinterleme çalışmaları iki başlık altında incelenmiştir.

8.2.1 MDA1 malzemesinin sinterleme çalışmaları

Mandal ve ark.[16] yaptıkları çalışmada MDA1 malzemesinin düşük kesme hızlarında Al₂O₃- SiC_v malzemesinden aşınma dayanımı açısından daha iyi sonuç verdiğini ortaya koymuşlardır. Bu malzemenin zayıf olan yüksek sıcaklık sertliği, tokluk gibi özelliklerinin geliştirilerek daha yüksek kesme hızlarında da iyi sonuçlar elde edilmesi bu çalışmanın amacını oluşturmaktadır. Bu sebeple öncelikli olarak MDA1 malzemesinin istenilen faz oranlarında tam olarak yoğunlaştığı koşulların belirlenmesine yönelik bir dizi çalışma yapılmıştır.

Tablo 8.1 MDA1 malzemesi için yapılan sinterleme çalışmaları ve elde edilen veriler

	ÖN SİNERLEME		SİNERLEME				
SICAKLIK(°C)	1800	1900	1800+1850	1800+1900	1850+1900	1800+1900	1800+1900
BASINÇ(bar)	5	5	5+22	5+22	5+22	5+100	5+100
SÜRE(saat)	1	1	1	1+1	1+1	1+1	1+2
B.Y.(gr/cm ³)	3,070	3,236	3,203	3,216	3,199	3,250	3,247
%T.Y.	94,43	99,57	98,57	98,96	98,45	100	99,93
%A.P.	0,125	0,039	0,078	0,006	0,013	0,056	0,004
α/β oranları	37 β :63 α	52 β :48 α	39 β :61 α	39 β :61 α	---	45 β :55 α	40 β :60 α

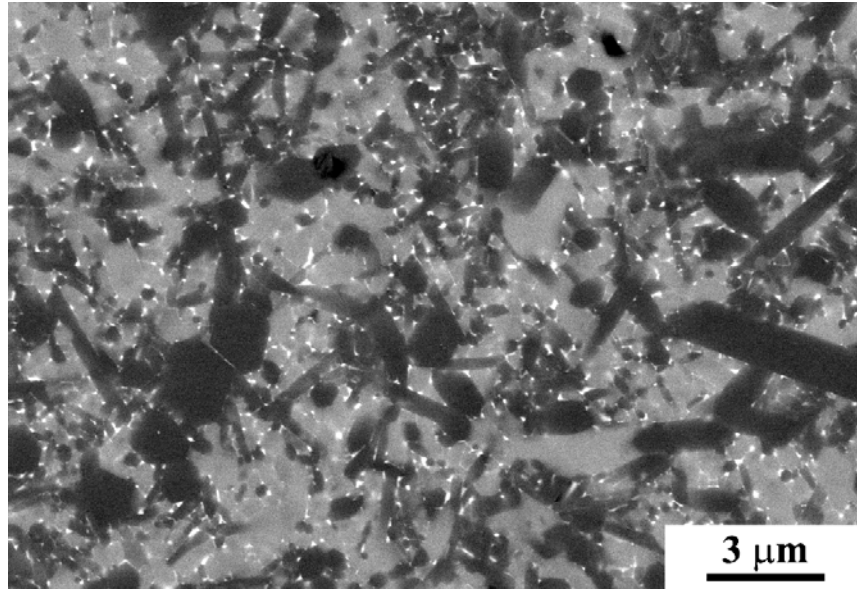
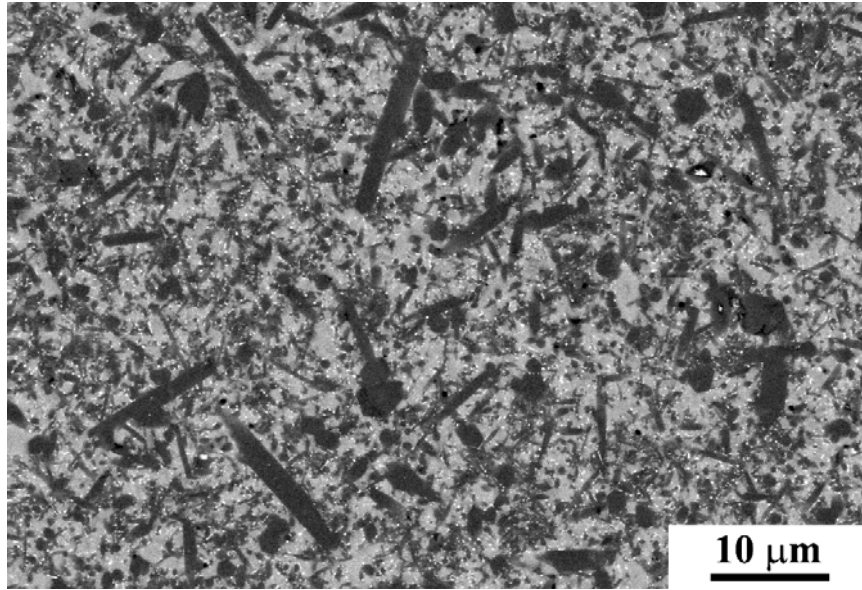
Tablo 8.1’de MDA1 için yapılan sinterleme denemeleri sonucunda elde edilen yoğunluk, % açık porozite, % teorik yoğunluk değerleri α ve β -SiAlON faz miktarları verilmektedir.

Gaz basınçlı sinterleme tekniği ile yoğunlaştırılan malzemelerde dikkat edilmesi gereken önemli noktaların başında malzemenin basınç etkisi uygulanmadan önce açık porozitelerinin tamamen kapatılması gelmektedir. Bu şekilde uygulanan basınç kapalı olan porozitelerin daha kolay bir şekilde yok edilerek % 100 yoğunluğa ulaşılmasını sağlar. Bunun için malzemenin açık porozitelerinin tamamen kapandığı koşulların belirlenmesi gerekmektedir. 1900°C’de 1 saat yapılan ön sinterleme denemesinde malzemede 3,236 gr/cm³ yoğunluk değerine ulaşılmıştır. Bu değer teorik yoğunluk değeri olarak kabul edilen 3,25 gr/cm³ değerinin % 99,57’sini oluşturmaktadır ve bu sıcaklık açık porların kapatılabilmesi için gerekli olan sıcaklığın üzerindedir. Burada malzemenin kapalı poroziteleri de önemli oranda kapatılmıştır. 1800°C sıcaklığında 1 saat süreyle yapılan denemede ise malzeme % 94,43 oranında yoğunlaştırılmıştır. Bu sıcaklıkta elde edilen bu yoğunluk değeri ve % 0,125 oranındaki açık porozite miktarının malzemenin tamamen sinterlenebilmesi için yeterli olduğu düşünülerek bu sıcaklık ön sinterleme sıcaklığı olarak seçilmiştir.

Seçilen ön sinterleme sıcaklığı doğrultusunda 1850°C sıcaklığında 1 saat süreyle yapılan sinterleme çalışmasında tam yoğunluk ve tasarlanan α - β faz miktarları elde edilememiştir. Bu sıcaklığın sinterleme için yeterli olmadığı sonucuyla sinterleme sıcaklığı 50°C daha artırılmıştır. Yapılan bu denemede de teorik olarak % 98,96 yoğunluğa ulaşılabilmiş ve faz oranları 39 α , 61 β değerlerinde sabit kalmıştır. Daha sonra yapılan ön sinterleme sıcaklığının artırılmasına yönelik denemede ulaşılan maksimum yoğunluk değerinde bir iyileşme kaydedilememiştir. Sonuç olarak %100 yoğunluğa ulaşmak adına sıcaklık etkeninden çok basıncın artırılması yoluna gidilmesi kararlaştırılmıştır.

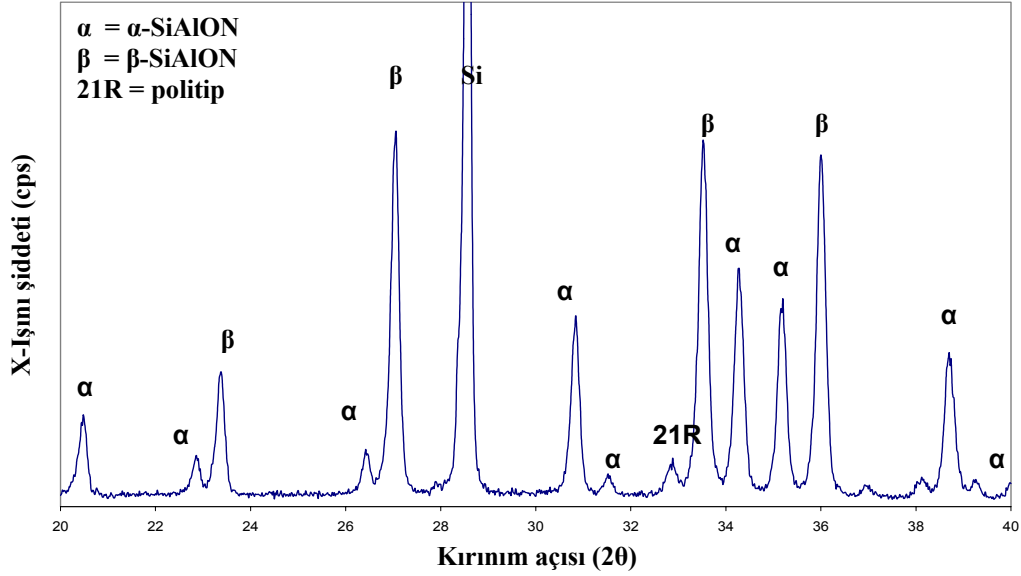
Daha önceden belirlenmiş olan ön sinterleme sıcaklığını temel alınarak 100°C üzerinde 1900°C sıcaklığında, 100 bar basınç altında 1 saat yapılan sinterleme denemesinde teorik yoğunluk değeri olan 3,25 gr/cm³, %100 yoğunluktaki malzemede yapılan XRD analizi sonucunda tasarlanan faz

yüzdelere yakın bir kompozisyon elde edilmiştir. Şekil 8.3'te bu koşullar altında sinterlenen MDA1 malzemesinin mikroyapısının farklı büyütmelerdeki görüntüleri verilmiştir. Mikroyapıdaki açık gri renkte eş eksenli görünen bölgeler α -SiAlON faz bölgeleri, koyu gri olan ve daha iğnemi yapıdaki bölgeler ise β -SiAlON tanelerinin dağılımını göstermektedir. Taneler arasında kıyaslamalı olarak çok daha küçük ve beyaz renkli görülen bölgeler ise tane sınırı camsı fazını belirtmektedir.



(b)

Şekil 8.3 1900°C’de, 100 bar basınç altında 1 saat sinterlenen MDA1 malzemesine ait temsili SEM görüntüleri (a) X 1000, (b) X 3000

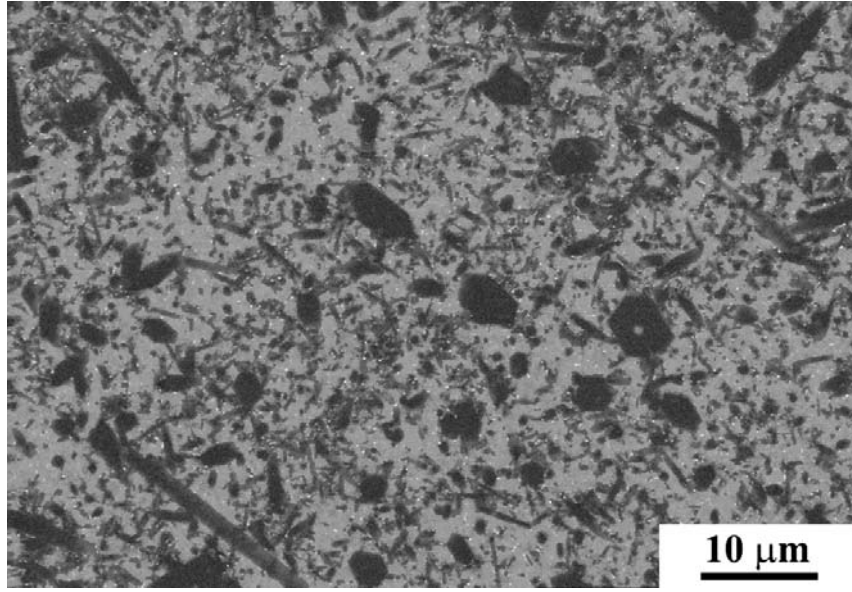


Şekil 8.4 1900°C’de, 100 bar basınç altında 1 saat sinterlenen MDA1 malzemesine ait XRD paterni

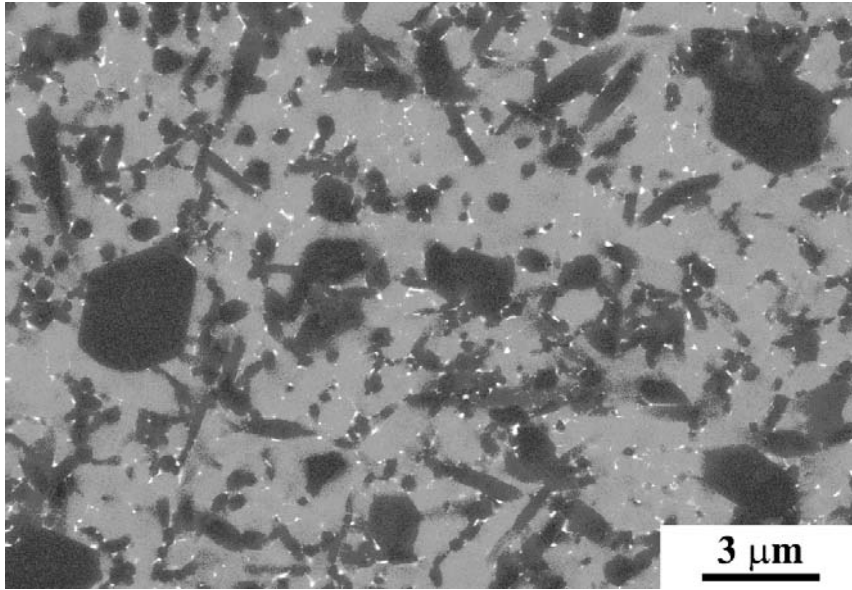
Bu fazların malzeme içerisindeki % miktarları Şekil 8.4’te verilen XRD paternindeki α ve β -SiAlON pik şiddetlerinden hesaplanmıştır. Burada α -SiAlON daha yüksek sertliği ve eş eksenli tane yapısı sayesinde malzemenin sertliğinin iyileştirilmesinde önemli bir rol üstlenmektedir. Yapıda % 45 oranında bulunan β -SiAlON taneleri ise iğnemsî yapıları sayesinde oluşacak bir çatlağın saptırılarak enerjisinin sönmülmesi ve çatlağın köprülenmesi gibi tokluk mekanizmalarıyla malzemenin kırılmaya karşı direncini artırmaktadır. Bu mekanizmaların etkin bir biçimde görülebilmesi için tane sınırlarında bulunan camsı fazın özellikleri de büyük önem taşımaktadır [18,19]. XRD grafiğinde 33° kırınım açısında SiAlON’un politiplerinden bir tanesi olan 21R ($\text{SiAl}_6\text{O}_2\text{N}_6$) fazına ait karakteristik pik görülmektedir. Mikroyapı incelendiğinde de β -SiAlON tanelerine kıyasla çok daha iğnemsî görülen fazların 21R taneleri olduğu düşünülmektedir. Yukarıda belirtilen fazların dışında az miktarda siyah renkli bölgeler şeklinde görülen porozitenin varlığı tespit edilmektedir. Yoğunluk ölçümlerinden elde edilen sonuçlar malzemenin tamamen yoğunlaştığını gösterse de Arşimet yöntemine

göre daha hassas bir sonuç veren mikroyapı görüntülerindeki bu küçük porlardan malzemenin tam anlamıyla yoğunlaşmadığı görülmektedir.

1 saat sinterleme süresi sonrasında malzeme içerisinde kalan poroziteyi yok etmek amacıyla sinterleme süresi 1 saat daha artırılarak 2 saat olarak belirlenmiştir. Şekil 8.5 ve Şekil 8.6’da sırasıyla 1800°C, 5 bar basınç altında ön sinterleme sonrasında 1900°C sıcaklık, 100 bar basınç altında 2 saat süreyle sinterlenen malzemelerin SEM görüntüleri ve XRD grafikleri verilmektedir.

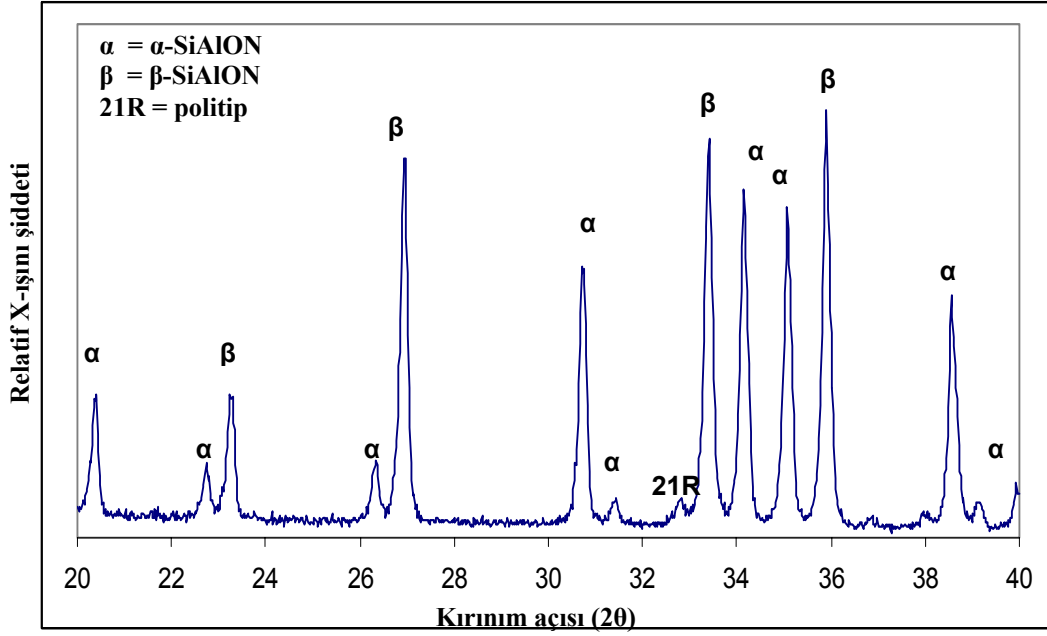


(a)



(b)

Şekil 8.5 1900°C’de, 100 bar basınç altında 2 saat sinterlenen MDA1 malzemesine ait temsili geri saçınımlı SEM görüntüleri **(a)** X 1000, **(b)** X 3000



Şekil 8.6 1900°C’de, 100 bar basınç altında 2 saat sinterlenen MDA1 malzemesine ait XRD paterni

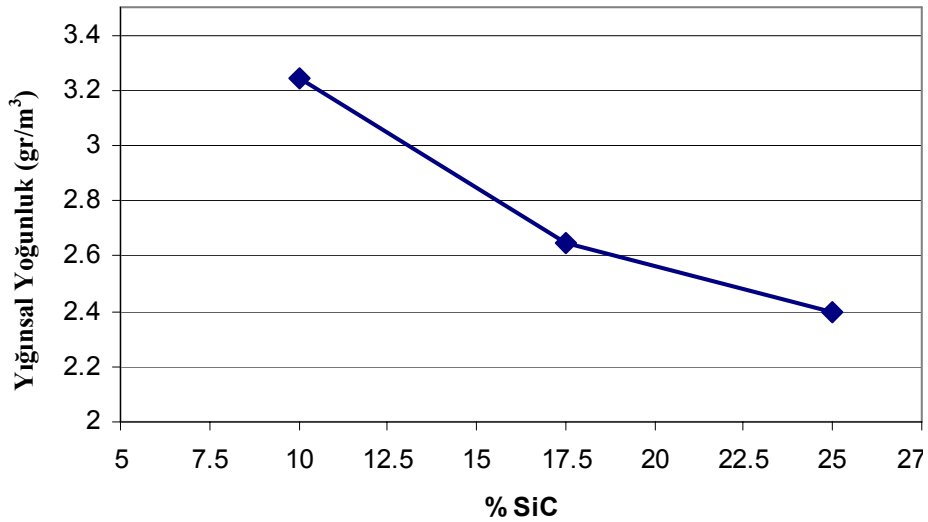
SEM görüntülerinden ve XRD paterninden de anlaşılabacağı üzere artan sinterleme süresiyle beraber malzemedeki α -SiAlON fazı kararlı kalarak miktarı % 60 oranına artarken tane sınırı fazı miktarı azalmıştır. Arta kalan porozitelerin tamamen kapatılması için artırılan sinterleme süresiyle malzemenin istenilen derecede yoğunlaştığı mikroyapı görüntülerinden görülmektedir.

8.2.2 MDA1+SiC malzemelerin sinterleme çalışmaları

Tablo 8.2’de MDA1+SiC kompozit malzemeleri için yapılan sinterleme denemeleri sonucunda elde edilen yoğunluk, % açık porozite, % teorik yoğunluk değerleri, α ve β -SiAlON faz miktarları verilmektedir. SiC ilavesiyle malzemenin yoğunlaşma sıcaklığının yükseleceği daha önceden yapılan çalışmalarda ifade edilmiştir [17, 18, 20, 21]. Bu yüzden ön sinterleme sıcaklığı herhangi bir ikincil faz ilavesi bulundurmayan MDA1 SiAlON malzemesi için belirlenmiş olan

sıcaklığın üzerinde 1890°C olarak seçilmiştir. Bu sıcaklıkta yapılan denemede malzemelerin açık porozitelerinin tam olarak yok edilemediği görülmüştür. Bu ön sinterleme sıcaklığı ve 1940°C'de 1 saat yapılan sinterleme denemesinde de koşulların malzemenin % 100 teorik yoğunluğa ulaşılabilmesi için gerekli koşullardan uzak olduğu sonucuna varılmıştır.

Sonuçta daha sonra yapılan çalışmalar 22 bar yerine 100 bar basınç altında yapılmıştır. 1900°C sıcaklıkta 100 bar basınç altında 1 saat süreyle yapılan sinterleme denemesinde Şekil 8.7'de gösterildiği gibi SiC_p yüzdesinin artmasıyla malzemenin yoğunluğunun azaldığı görülmüştür. Bu koşulların %10'dan daha fazla miktarlarda SiC ilavesi ile hazırlanmış kompozit malzemelerin yoğunlaştırılabilmesi için yeterli olmadığı sonucuna varılmıştır.



Şekil 8.7 1900°C sıcaklıkta 100bar basınç altında 1 saat süreyle yapılan sinterleme denemesinde SiC içeriği ile yoğunluğun değişimi

Tablo 8.2 MDA1+SiC kompozit malzemeleri için yapılan sinterleme çalışmaları ve elde edilen veriler

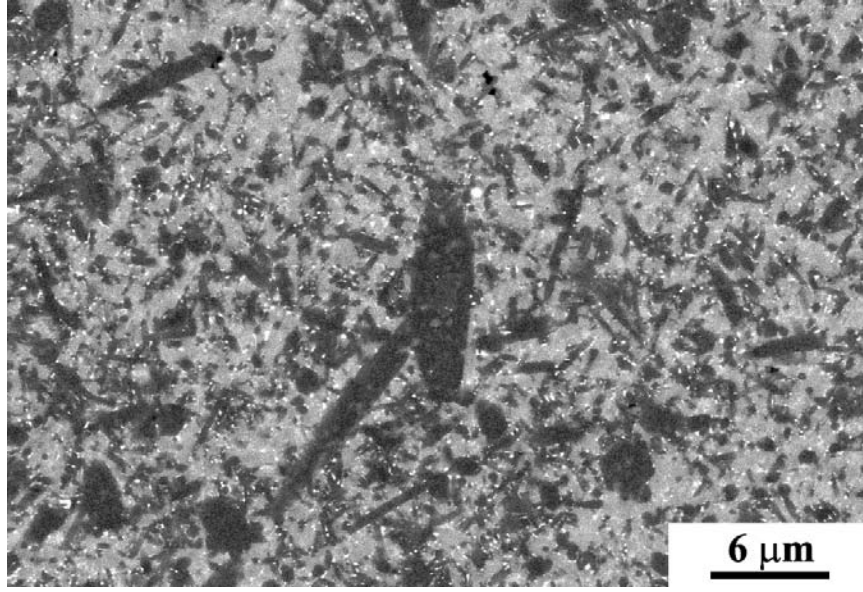
	ÖN SİTERLEME			SİTERLEME									
	%10 SiC	%17,5 SiC	%25 SiC	%10 SiC	%17,5 SiC	%25 SiC	%10 SiC	%17,5 SiC	%25 SiC	%10 SiC	%17,5 SiC	%25 SiC	%17,5 SiC
SICAKLIK (°C)	1890	1890	1890	1890 + 1940	1890 + 1940	1890 + 1940	1800 + 1900	1800 + 1900	1800 + 1900	1940 + 1990	1940 + 1990	1940 + 1990	1940 + 1990
BASINÇ (bar)	5	5	5	5+22	5+22	5+22	5+100	5+100	5+100	5+100	5+100	5+100	5+100
SÜRE (saat)	1	1	1	1+1	1+1	1+1	1+1	1+1	1+1	1+1	1+1	1+1	1+2
Y.Y. (gr/cm³)	3,116	2,817	2,483	3,208	3,141	2,805	3,245	2,650	2,395	3,254	3,248	2,687	3,242
% T.Y.	96,00	81,86	76,65	98,84	96,85	86,58	100	81,70	73,92	100	100	82,93	99,86
% A.P.	0,160	4,047	21,980	0,005	0,020	4,112	0,020	8,426	21,564	0,004	0,053	6,921	0,006
α/β oranları	42 β 58 α	31 β 69 α	32 β 68 α	55 β 45 α	54 β 46 α	42 β 58 α	45 β 55 α	---	---	51 β 49 α	45 β 55 α	---	49 β 51 α

% 17,5 ve % 25 oranlarında SiC_p içeren malzemelerin yoğunlaştırılabilmesi amacıyla fırının maksimum ulaşabildiği sıcaklığa yakın olan 1990°C’de 1 saat süreyle sinterleme denemesi yapılmıştır. Bu denemede, SiC’ün tane boyutunun malzeme üzerine etkilerinin belirlenebilmesi amacıyla yüzey alanı 15 m²/gr olan SiC_p’e ilave olarak yüzey alanı 25 m²/gr olan SiC_p tozu da aynı miktarlarda SiAlON matris fazına ilave edilmiştir. Bu koşullarda sinterlenen MDA1+10SiC ve MDA1+17,5SiC numunelerinde SiC’ün tane boyutu önemli olmaksızın % 100 teorik yoğunluklar elde edilmiştir. % 25 SiC ilaveli malzemenin 100 bar basınç altında gaz basınçlı sinterleme yoluyla yoğunlaştırılabilmesi mümkün olmamıştır. Tabloda bu koşullarda sinterlenen numunelerin özellikleri verilmektedir.

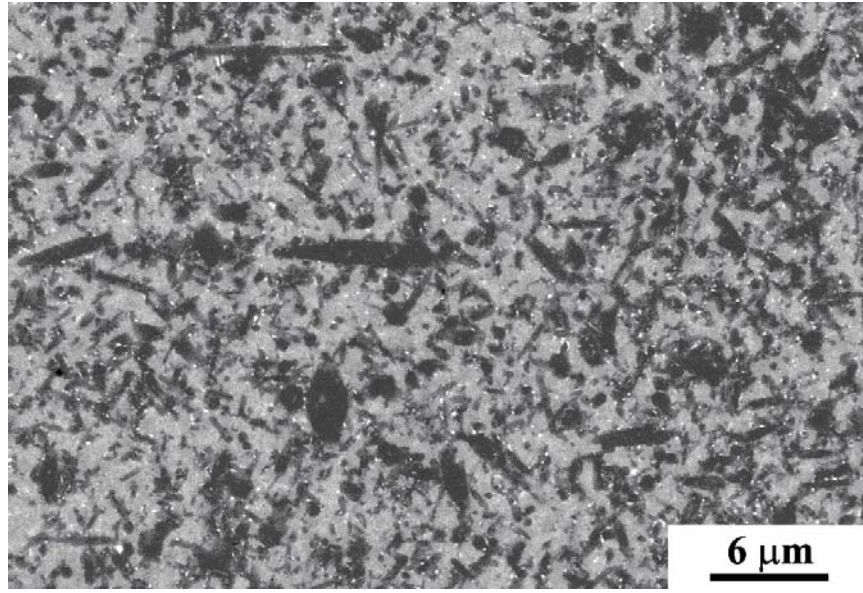
Tablo 8.3 1940+1990°C sıcaklıkta 1 saat yapılan sinterleme sonrasında elde edilen malzemelerin özellikleri

	MDA1 + 10 SiC		MDA1 + 17,5 SiC		MDA1 + 25 SiC	
	UF15	UF25	UF15	UF25	UF15	UF25
Yığınsal Yoğunluk (gr/cm³)	3,254	3,255	3,248	3,245	2,687	2,700
%T.Y.	100	100	100	100	82,93	83,34
%A.P.	0,004	0,015	0,0532	0,098	6,921	4,805
α/β faz oranları	51 β 49 α	49 β 51 α	45 β 55 α	47 β 53 α	---	---

1990°C sıcaklıkta, 100 bar basınç altında 1 saat süreyle yapılan sinterleme sonrasında teorik olarak % 100 yoğunluk elde edilen yüzey alanları 15 ve 25 m²/gr SiC partiküllerini içeren MDA1+10SiC ve MDA1+17,5SiC malzemelerine ait SEM görüntüleri Şekil 8.8’de ve XRD paterni Şekil 8.9’da verilmektedir.

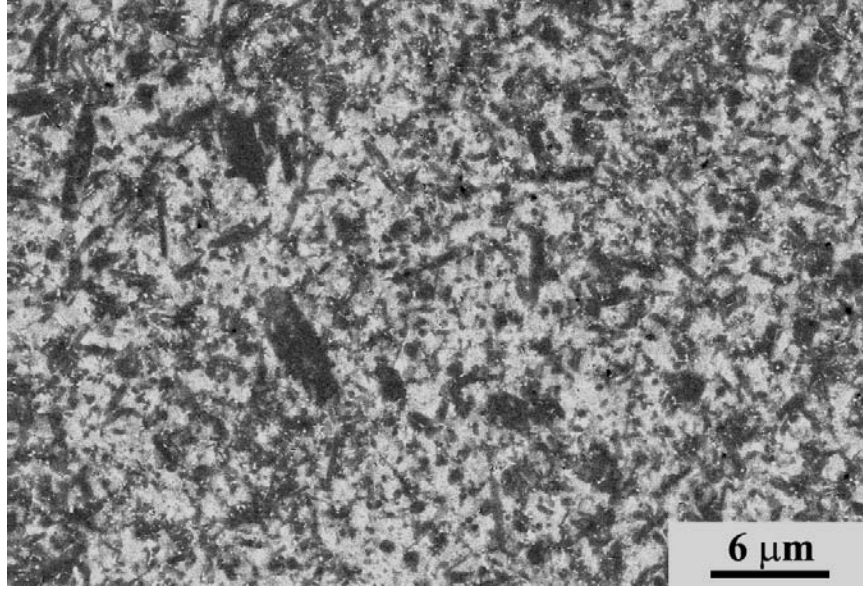


(a)

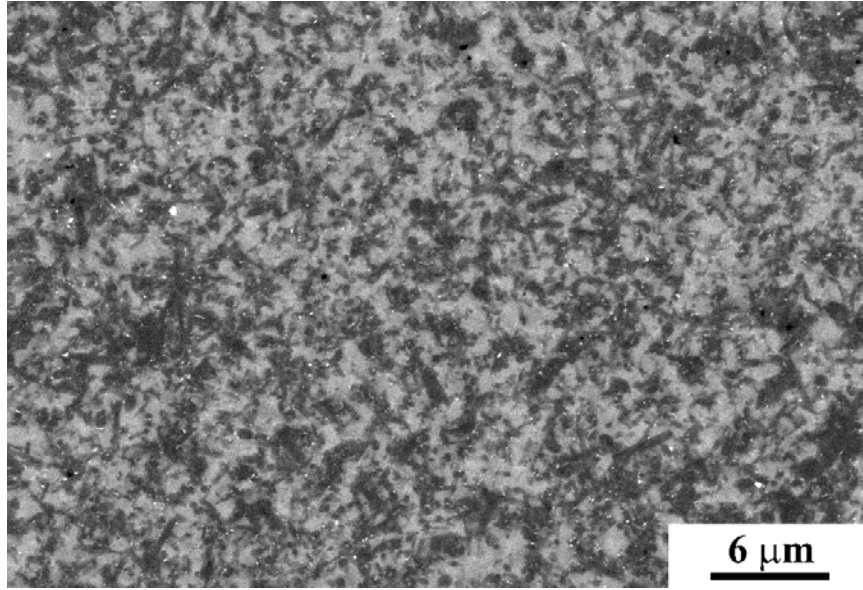


(b)

Şekil 8.8 1990°C sıcaklıkta, 100bar basınç altında 1 saat süreyle yapılan sinterleme sonrasında (a) MDA1+10SiC-UF15, (b) MDA1+%10SiC-UF25, (c) MDA1+%17,5SiC-UF15, (d) MDA1+%17,5SiC-UF25, malzemelerinin temsili geri saçınımlı SEM görüntüleri (X 1500)

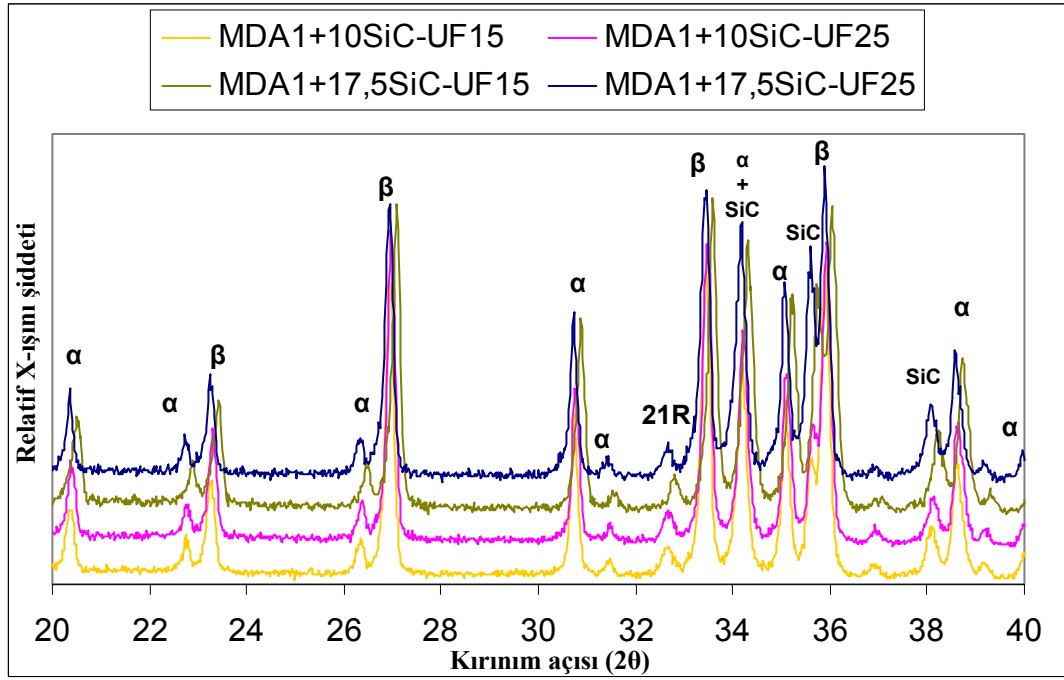


(c)



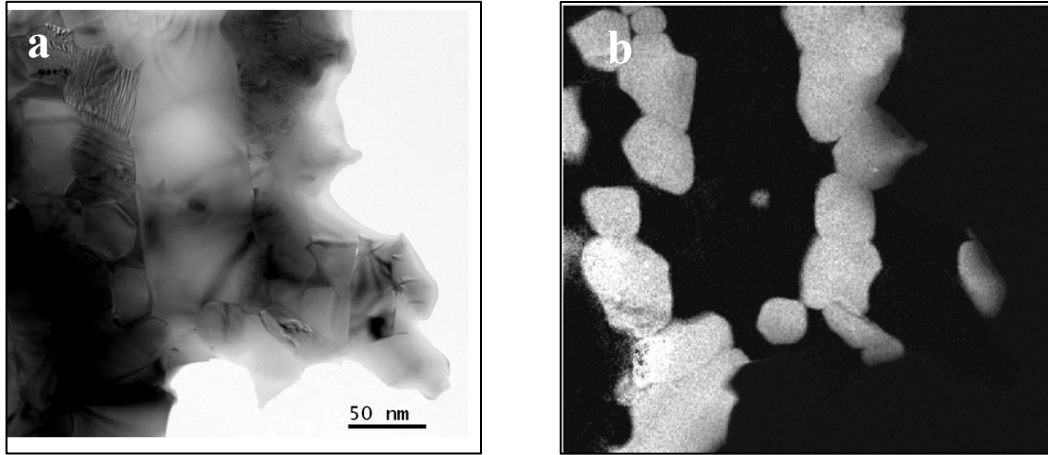
(d)

Şekil 8.9 (Devam) 1990°C sıcaklıkta, 100bar basınç altında 1 saat süreyle yapılan sinterleme sonrasında (a) MDA1+%10SiC-UF15, (b) MDA1+%10SiC-UF25, (c) MDA1+%17,5SiC-UF15, (d) MDA1+%17,5SiC-UF25 malzemelerinin temsili geri saçınımlı SEM görüntüleri (X 1500)



Şekil 8.9 1990°C sıcaklıkta, 100bar basınç altında 1 saat süreyle yapılan sinterleme sonrasında elde edilen numunelerin XRD paternleri

SiC tanelerinin de atomik ağırlıkları α -SiAlON tanelerinin atomik ağırlıklarına çok yakın olmasından dolayı SEM görüntülerinden kesin bir biçimde konumları ile ilgili bir bilgi elde etmek oldukça zordur. Fakat daha önceden yapılan bir çalışmada [41], aynı üretim tekniğine göre hazırlanmış SiC_p takviyeli bir başka SiAlON matris malzemesi üzerinde yapılan Yüksek Çözünürlüklü Geçirimli Elektron Mikroskobu (HRTEM) analizinden elde edilen verilere göre SiC tanelerinin SiAlON tanelerinin etrafında kümелendiği ve bu sayede tanelerin büyümelerini engelleyici yönde etki yaptığı saptanmıştır. Bunun dışında SiAlON tanesinin merkezinde yer alan SiC tanesi boyutunun da çok küçük olmasına bağlı olarak çekirdek görevi görerek SiAlON tanesinin üzerinde gelişimini sağlamıştır. Şekil 8.10'de Electron Energy Lose Spectroscopy (EELS) tekniğiyle elde edilen bir SiAlON tanesi (siyah renkli bölgeler) içerisinde yer alan karbür tanesinin ve etrafında kümelenen karbür tanelerinin (gri renkli bölgeler) haritası gösterilmektedir.

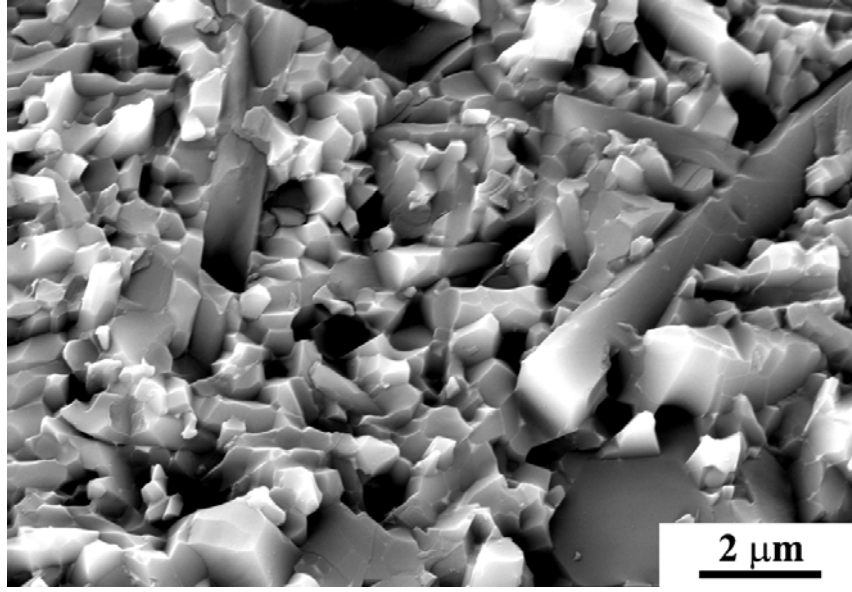


Şekil 8.10 (a) SiAlON+SiC_p kompozit malzemesine ait HRTEM görüntüsü, **(b)** EELS tekniğiyle elde edilmiş aynı görüntüdeki karbür fazlarının haritası (gri bölgeler) [41].

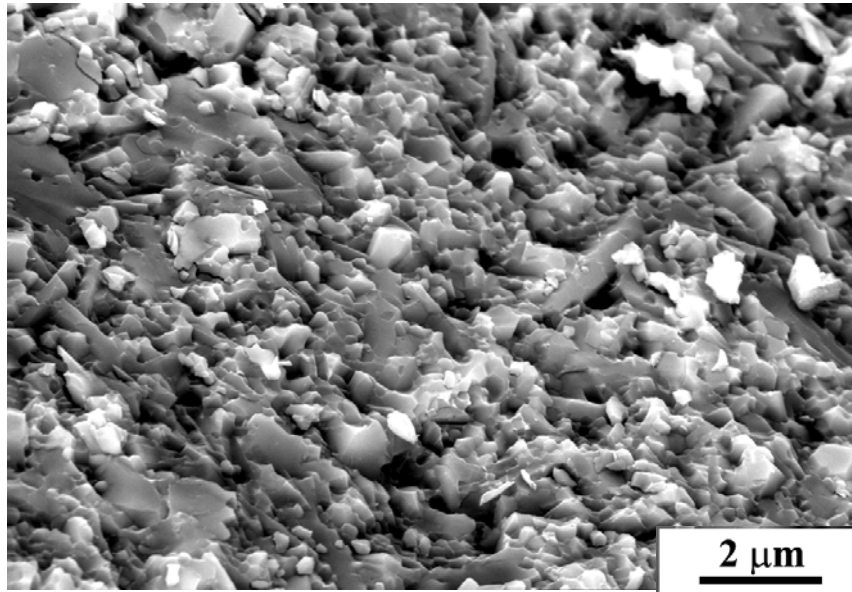
Yukarıda bahsedilen mekanizmanın burada da etkili olduğu Şekil 8.11’de verilen MDA1 malzemesine ait kırık yüzey mikroyapı görüntülerinde 15 µm uzunlukları bulan β-SiAlON tanelerinin SiC_p ilavesi sonucunda boyutlarının yaklaşık olarak yarı yarıya azalmasıyla birlikte söylenebilir. Bunun dışında artan SiC miktarının tanelerin büyümesini daha fazla oranda engellediği % 10 ve % 17,5 SiC içeren malzemelerin görüntülerinin karşılaştırılması sonucunda görülmektedir.

SiC tane boyutunun mikroyapı gelişimi üzerinde gözle görülür bir değişime yol açmadığı SEM görüntülerinden çıkartılan bir diğer sonuçtur. SiC tanelerinin boyutlarından çok ana matrise ilave edildikleri miktar malzemenin mikroyapısını dolayısıyla da özelliklerini değiştirmektedir.

Elde edilen elektron mikroskobu görüntülerinin analizi sonucunda MDA1 +17,5 SiC malzemesinde de MDA1’de olduğu gibi yok edilememiş küçük boyutlu poroziteler tespit edilmiştir. Bu porozitelerin yok edilebilmesi için sinterleme süresinde 1 saatlik bir artırıma gidilmiştir. Buna göre 100 bar basınç altında 1990°C sıcaklıkta 2 saat sinterlenen bu malzemenin SEM görüntüleri ve XRD paterni sırasıyla Şekil 8.12 ve Şekil 8.13’te verilmiştir.

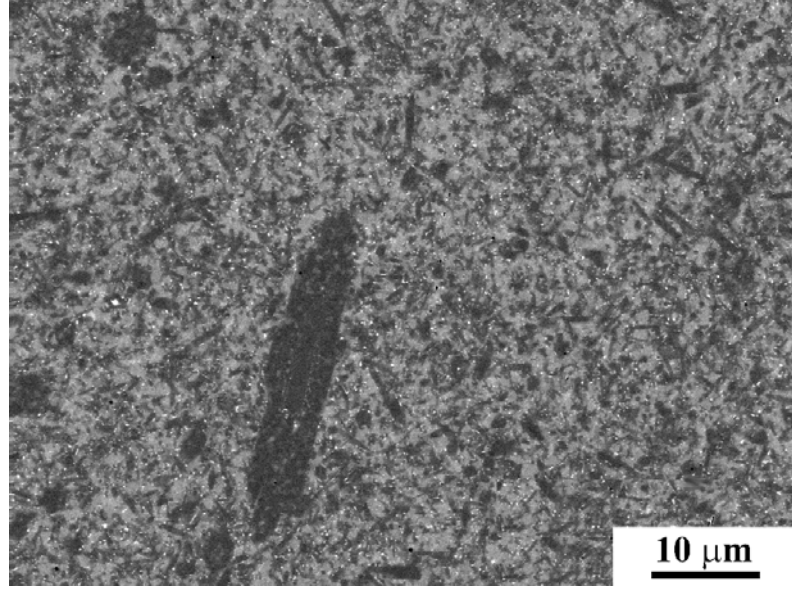


(a)

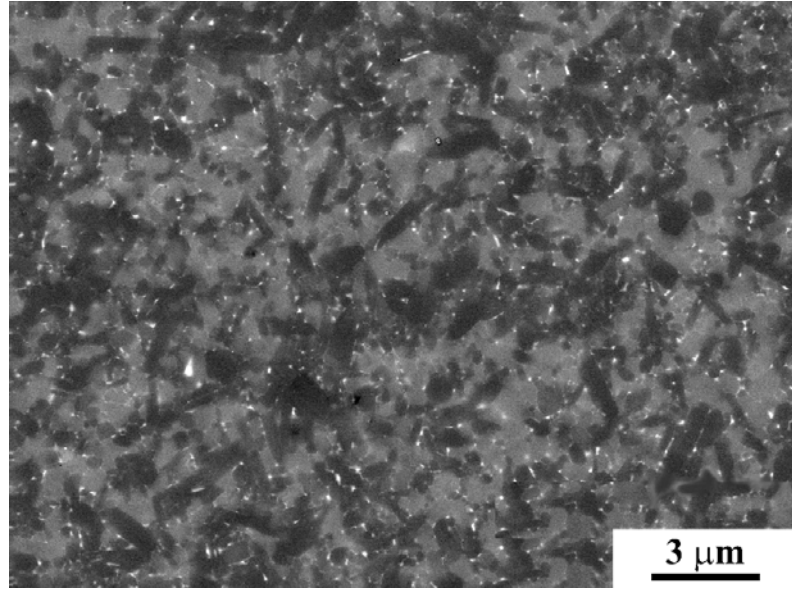


(b)

Şekil 8.11 (a) MDA1 malzemesine ait kırık yüzey temsili SEM görüntüleri, (b) MDA1+%17,5SiC malzemesine ait kırık yüzey ikincil elektron SEM görüntüsü (X 5000)

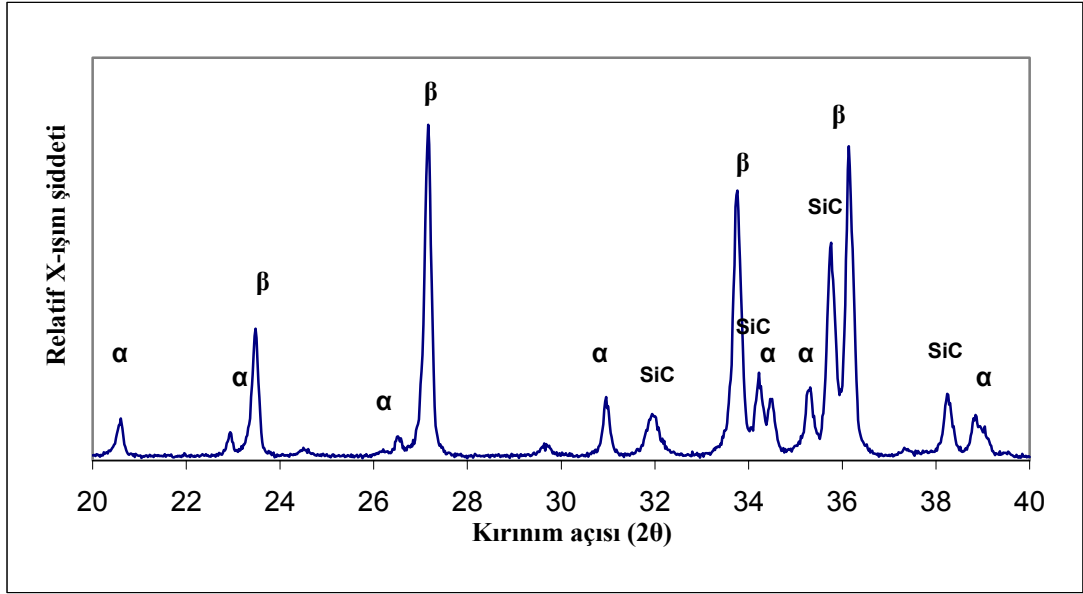


(a)



(b)

Şekil 8.12 1940+1990°C’de 100 bar N₂ atmosferinde 2 saat süre sinterlenen MDA1+%17,5SiC numunesine ait temsili SEM görüntüleri **(a)** X 1000, **(b)** X 3000



Şekil 8.13 1940+1990°C’de 100bar N₂ atmosferinde 2 saat süre sinterlenen MDA1+%17,5SiC numunesine ait temsili XRD paterni

Şekil 8.12’de verilen SEM görüntülerinden 1 saat sinterleme neticesinde yapıda kalan porozitelerin sinterleme süresinde yapılan 1 saatlik artırma sonrasında yok edildiği görülmektedir. Şekil 8.13’teki XRD paterninden sinterleme sonrasında yaklaşık olarak tasarlanan α - β faz yüzdelерinin elde edildiği görülmektedir. Sonuç olarak 1990°C sıcaklık, 100 bar basınç ve 2 saat sinterleme süresi koşullarında % 17,5 SiC içeren SiAlON esaslı seramik kesici uç malzemesi istenilen yoğunluk ve faz yüzdelерinde gaz basınçlı sinterleme yöntemiyle üretilmiştir.

8.3 Mekanik Testler

Sinterleme çalışmaları sonucunda % 100 teorik yoğunluk elde edilen numunelerin Vickers yöntemine göre sertlikleri ölçülmüştür. Tablo 8.4’te malzemelerin sertlik (HV2) ve tokluk (K_{IC}) değerleri verilmektedir.

Tablo 8.4 Üretilen seramik malzemelerin sertlik ve tokluk değerleri

MALZEME	ÜRETİM KOŞULLARI	HV2	K _{IC}
MDA1	1790+1890/5+100bar/1saat	17,74 ±0,30	4,93 ±0,06
MDA1+10SiC- UF15	1940+1990/5+100bar/1saat	18,83 ±0,29	5,47 ±0,08
MDA1+10SiC- UF25	1940+1990/5+100bar/1saat	18,00 ±0,31	4,97 ±0,19
MDA1+17,5SiC- UF15	1940+1990/5+100bar/1saat	19,46 ±0,08	4,85 ±0,08
MDA1+17,5SiC- UF25	1940+1990/5+100bar/1saat	19,06 ±0,35	4,97 ±0,13
Al ₂ O ₃ -SiC _v	Ticari numune	22,73 ±0,59	5,81 ±0,14

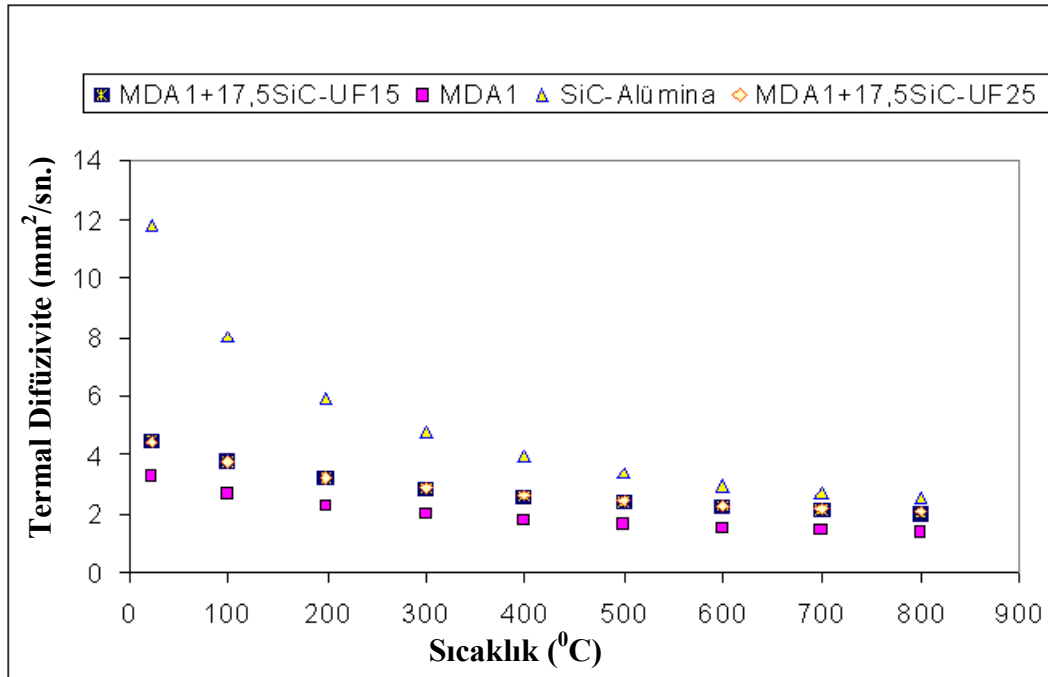
MDA1 malzemesi referans alındığında sertliği SiAlON'un sertliğinden daha fazla olan SiC ilavesiyle sertlik değerinin artış gösterdiği kaydedilmiştir. Özellikle % 17,5 SiC ilavesi oda sıcaklığında ölçülen bu sertlik değerlerini 19,46 HV seviyelerine çekmiştir. Süperalaşımların işlenmesinde Si₃N₄ esaslı seramiklerin zayıf olduğu noktalardan bir tanesi yeterli olmayan yüksek sıcaklık sertliğine bağlı olarak meydana gelen plastik deformasyon sonucunda malzemenin aşınmasıdır. Oda sıcaklığında sertlikte meydana gelen artışa dayanarak ve daha önce de değinildiği gibi SiAlON taneleri etrafına kümelenen SiC tanelerinin yüksek sıcaklıklarda SiAlON tanelerinin birbiri üzerinden kaymalarını engelleyici yönde bir etki yapacağı düşünülerek malzemenin yüksek sıcaklıklarda plastik deformasyona karşı olan direncinin daha fazla olacağını söylemek mümkündür.

Elde edilen sertlik değerlerinden elde edilen bir diğer sonuç ise çok büyük bir fark olmamakla birlikte SiC tane boyutunun artmasıyla malzemenin sertliğinin artış gösterdiğidir. Özellikle % 10 SiC ilaveli malzemelerde SiC_p'in yüzey alanının 25 m²/gr olması durumunda sertlik 18,00 iken yüzey alanının 15 m²/gr düşmesi sertliği 18,83 değerine getirmiştir.

Elde edilen tokluk değerlerinin ise yaklaşık $5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ dolaylarında olduğu tabloda verilmektedir. SiC tanelerinin SiAlON esaslı seramiklerin tokluk mekanizması için temel önem taşıyan β -SiAlON tanelerinin gelişimini engellemesi, malzemenin tokluğunda bir azalmaya yol açabileceği düşünülürse elde edilen sonuçlar önem kazanmaktadır. Burada tokluğun azalmak yerine sabit kalmasını bir diğer tokluk mekanizması olan ikincil faz toklaştırmasının sağladığı düşünülmektedir. Bunun yanında SiAlON ve SiC'ün termal genleşme katsayıları (sırasıyla $3.10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ve $4.10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) farkından dolayı üretim sırasında meydana gelmesi muhtemel mikroçatlakların da malzeme içerisinde ilerlemekte olan bir çatlağın enerjisini sönmüleyebileceği, dolayısıyla malzemenin tokluğunu artırabileceği düşünülmektedir.

8.4 Termal Difüzivite Ölçümleri

Süperalaşımların işlenmesini zorlaştıran parametreler arasında bu malzemelerin düşük termal iletkenliğe sahip olmaları gelmektedir. İşleme sırasında artan kesme hızı ve kesme derinliğine bağlı olarak kesme bölgesinde artan ısının sistemden etkili bir biçimde uzaklaştırılabilmesi uç malzemesinin ömrü açısından önem taşımaktadır. Süperalaşımların düşük termal iletkenlikleri nedeniyle birikinti ısıyı atmak için kesici uç malzemesinin termal özelliklerini iyileştirmek gerekmektedir. Termal iletkenliği SiAlON'a göre daha yüksek bir malzeme olan SiC ilavesiyle termal difüzivitenin artırılması amaçlanmıştır. Buna göre teorik yoğunluğu % 100 olan malzemelerin termal difüziviteleri belirlenmiştir. Şekil 8.14'te mekanik özellikler açısından en uygun malzeme olan MDA1+%17,5SiC-UF15 ile birlikte daha küçük tane boyutundaki SiC ile takviye edilmiş MDA1+%17,5SiC-UF25, referans malzeme olarak MDA1 ve süperalaşımların işlenmesinde yaygın biçimde kullanılan $\text{SiC}_v\text{-Al}_2\text{O}_3$ malzemelerinin değişik sıcaklıklardaki termal difüzivite değerlerinin eğrileri verilmektedir.



Şekil 8.14 Üretilen kompozit malzemelerinin ve SiC_v-Al₂O₃ malzemesinin termal difüzyivite eğrileri

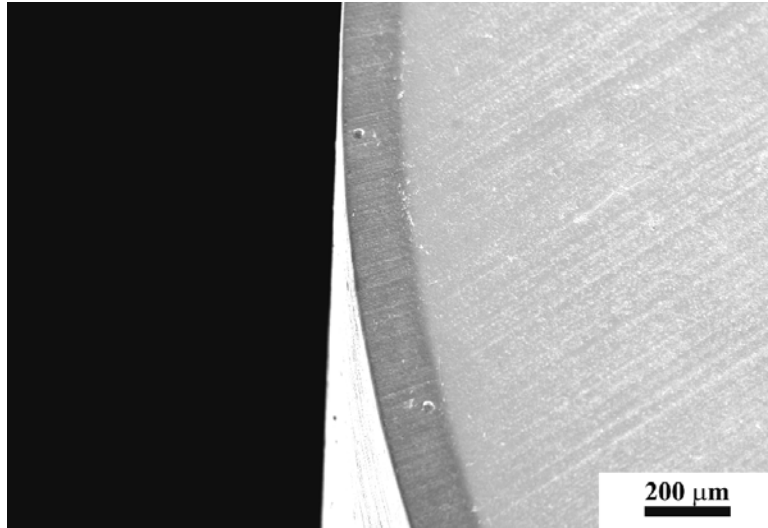
Şekil 8.14'e göre visker takviyeli alümina esaslı seramik kesici uç düşük sıcaklıklar başta olmak üzere bütün sıcaklıklarda daha iyi bir termal difüzyivite davranışı göstermektedir. Çubuksu yapıdaki SiC takviye fazının yüksek termal iletkenliği sayesinde malzemenin termal difüzyivite özelliği önemli derecede iyileştirilmiştir. 300°C sıcaklığa kadar bu malzemenin termal geçirgenliği hızlı bir düşüş göstermekte SiAlON esaslı seramik kesici uçların termal difüzyivite değerlerine yaklaşmaktadır. Kısacası, artan sıcaklıkla malzeme kararlılığını koruyamamaktadır.

Termal difüzyivite grafiğinde en altta görülen eğri MDA1 malzemesine aittir. Si₃N₄ yapısındaki yüksek Al₂O₃ çözünürlüğü ve içeriğindeki % 50 α-SiAlON fazına bağlı olarak bu malzemenin silisyum nitrür esaslı malzemelere kıyasla düşük termal difüzyivitete olması oldukça normaldir. Fakat bu malzeme düşük sıcaklıklardaki termal difüzyiviteden daha önemli olan yüksek sıcaklık difüzyivitesi açısından alümina esaslı malzemedan daha kararlı bir davranış sergilemektedir.

MDA1+17,5SiC malzemesinin termal difüzivite grafiğine bakıldığında % 17,5 SiC ilavesinin MDA1 malzemesinin termal geçirgenliğini yaklaşık % 25 oranında iyileştirdiği görülmektedir. Malzemeye ait grafiğe bakıldığında MDA1 malzemesinin grafiğine benzer bir davranışla yüksek sıcaklıklara çıkıldığında termal difüzivite değerinde ani düşüşler göstermediği görülmektedir. Bu özelliğin malzemenin işleme sırasında performansını önemli ölçüde etkileyeceği düşünülmektedir. Takviye edilen SiC tanelerinin boyutları incelendiğinde mikroyapı gelişimi ve mekanik özelliklerde olduğu gibi malzemenin termal geçirgenliği de SiC tanelerinin yüzey alanının azalmasıyla çok büyük bir farklılığa uğramamıştır.

8.5 Performans Denemeleri

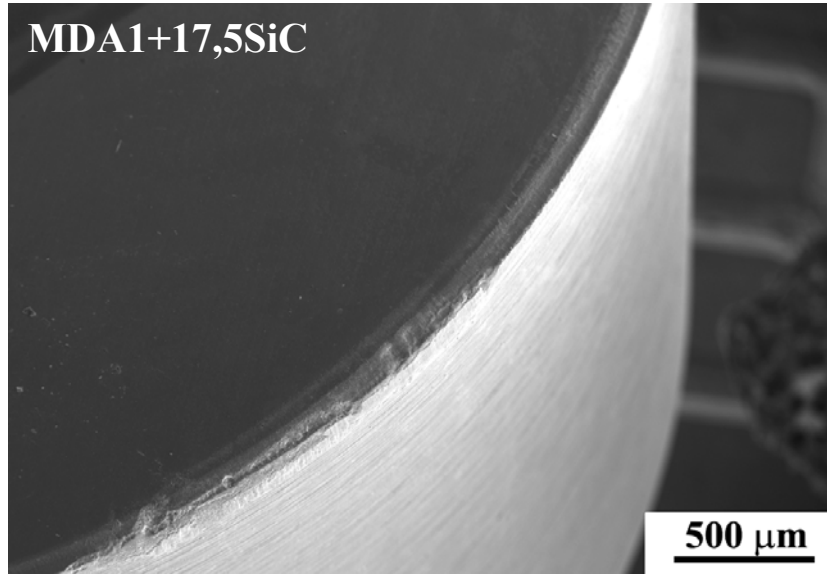
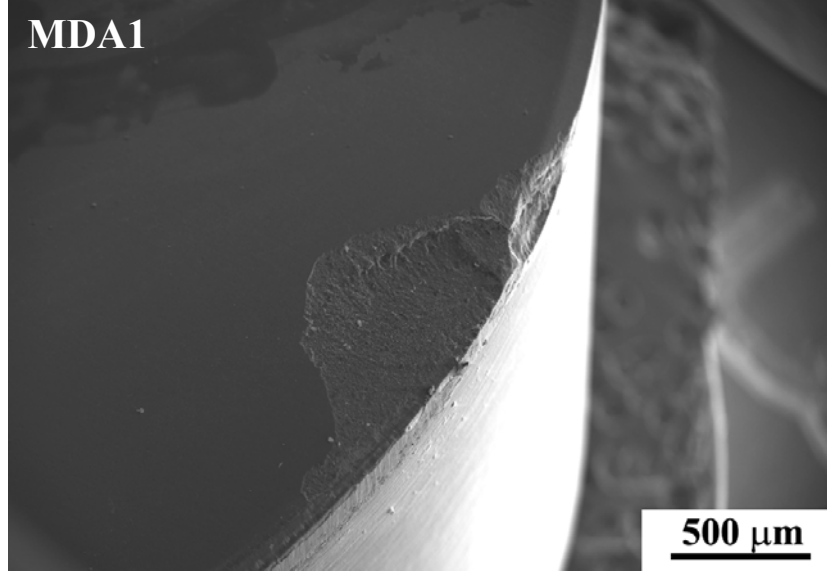
Yapılan mekanik ve termal testlerin sonucunda en iyi sonuç alınan malzeme olan MDA1+17,5SiC ile referans malzeme MDA1 süperalaşımların işlenmesinde yaygın olarak kullanılan RNGN geometrisinde üretilmiştir. Bunun yanı sıra kesme sırasında kesme koşulları ve malzemenin özellikleri kadar büyük önem taşıyan kesici uç köşe işleme uygun geometrik formda hazırlanmıştır. Şekil 8.15'te kesme testleri için hazırlanan kesici uçların kesme köşesinin SEM görüntüsü verilmiştir.



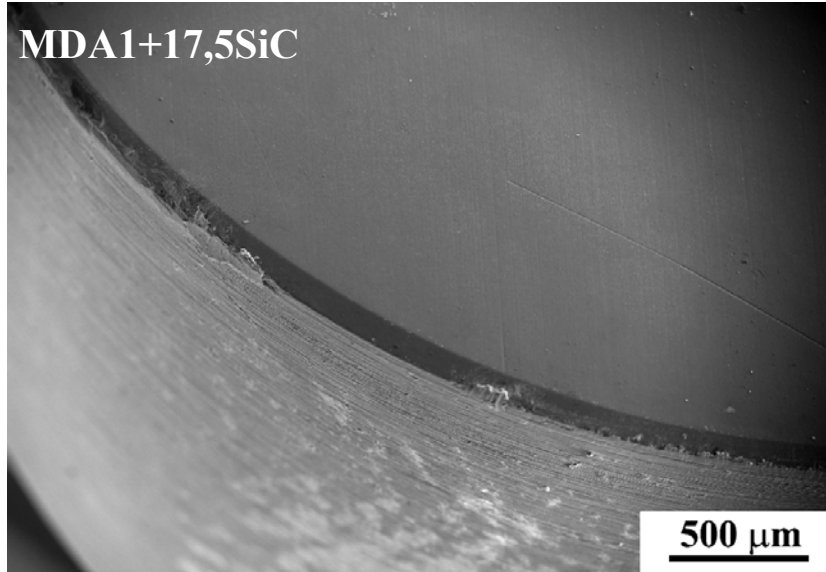
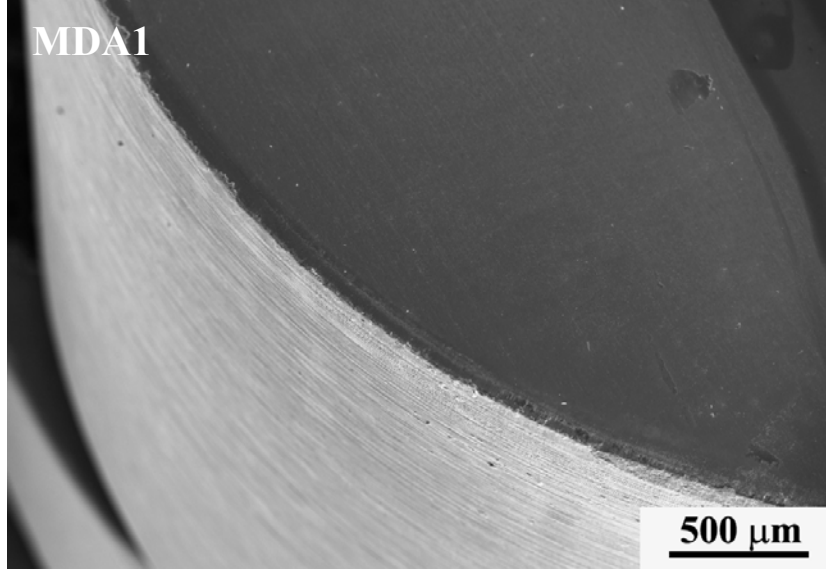
Şekil 8.15 İşleme testleri için hazırlanan kesici uçların kesme köşesi temsili ikincil elektron SEM görüntüsü

Tablo 8.5 Inconel 718 uçak motoru parçasının 4 bölümden oluşan işleme süreci

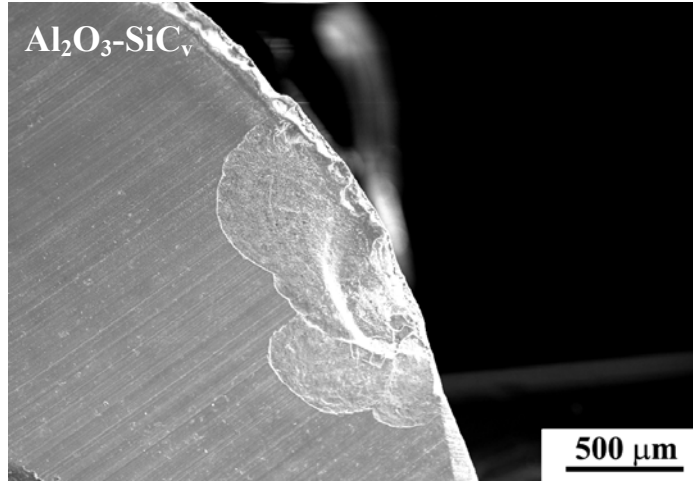
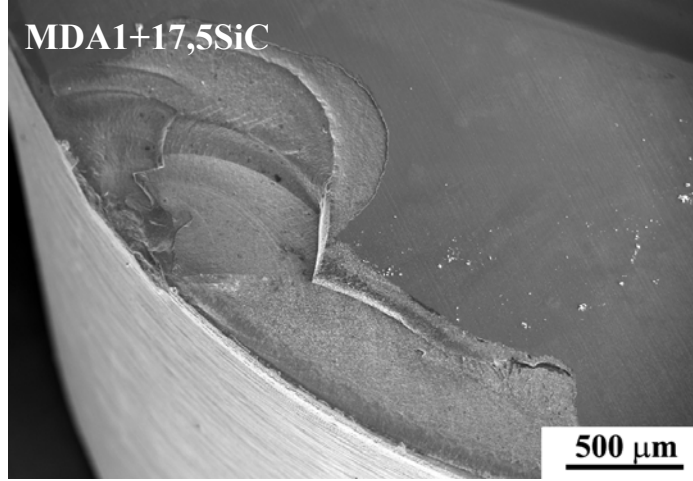
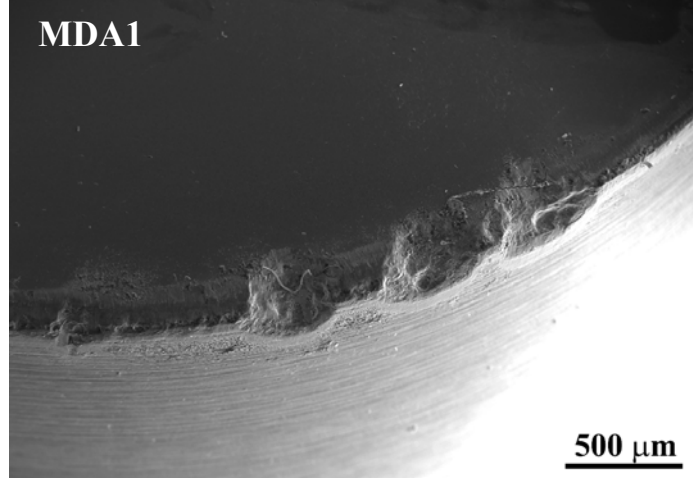
Aşınma 1				Aşınma 2				Aşınma 3				Aşınma 4			
Bölüm 1				Bölüm 2				Bölüm 3				Bölüm 4			
Zaman (sn)	Hız (m/dak.)	Besleme hızı (mm/dev.)	Kesme derinliği (mm)	Zaman (sn)	Hız (m/dak.)	Besleme hızı (mm/dev.)	Kesme derinliği (mm)	Zaman (sn)	Hız (m/dak.)	Besleme hızı (mm/dev.)	Kesme derinliği (mm)	Zaman (sn)	Hız (m/dak.)	Besleme hızı (mm/dev.)	Kesme derinliği (mm)
15	365	0,1778	0,38	110	365	0,1778	0,635	50	365	0,1778	2,16	50	365	0,1778	1,27
40	365	0,1778	1,70	110	365	0,1778	0,380	40	365	0,1778	3,25	40	365	0,1778	1,016
85	365	0,1778	1,52	-	-	-	-	-	-	-	-	27	365	0,1778	1,125
15	365	0,1778	0,38	-	-	-	-	-	-	-	-	35	365	0,1778	1,015
40	365	0,1778	0,50	-	-	-	-	-	-	-	-	20	365	0,1778	0,500
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	25	365	0,1778	3,000
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	25	365	0,1778	3,000



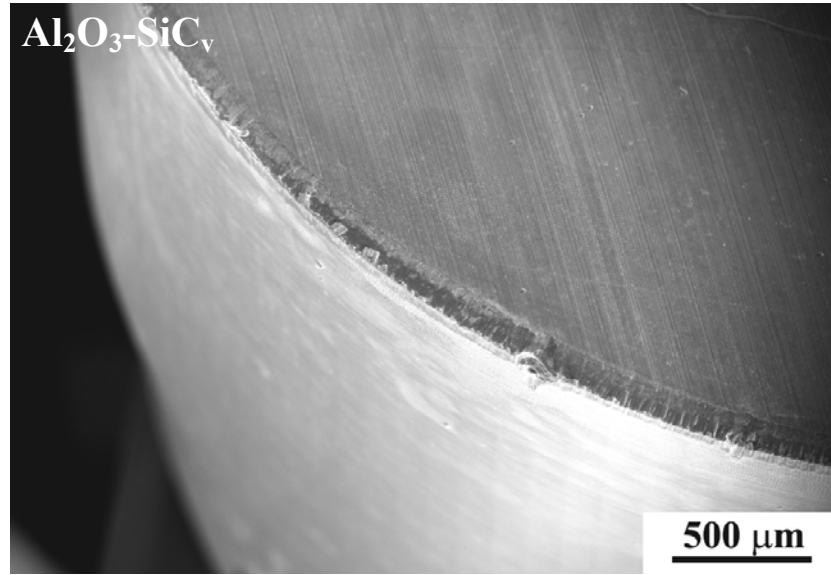
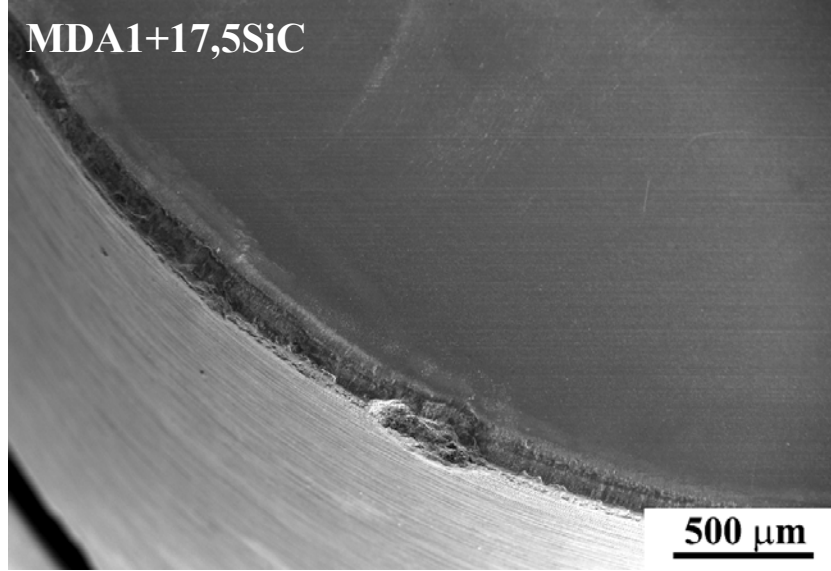
Şekil 8.16 İşleme testinin 1.bölümünden sonra uçların kesme köşelerinin ikincil elektron SEM görüntüleri



Şekil 8.17 İşleme testinin 2.bölümünden sonra uçların kesme köşelerinin ikincil elektron SEM görüntüleri



Şekil 8.18 İşleme testinin 3.bölümünden sonra uçların kesme köşelerinin ikincil elektron SEM görüntüleri



Şekil 8.19 İşleme testinin 4.bölümünden sonra uçların kesme köşelerinin ikincil elektron SEM görüntüleri

Kesme testi, havacılık sanayinde yaygın kullanılan Ni esaslı süperalaşım olan Inconel 718 dövme parçasının işlenmesiyle yapılmıştır. Malzemeler, kesme koşulları işleme parçasına göre belirlenen farklı kesme derinliklerinde ve kesme sürelerinde sabit kesme hızı ve besleme hızında işleme testine tabi tutulmuştur. Tablo 8.5'te 4 bölümden oluşan kesme süreci verilmektedir.

Birinci bölümde 2 dakika gibi bir zaman dilimi içerisinde 365 m/dk. sabit kesme hızında ve 0,1778 mm/dev. sabit besleme hızında 1,5 mm üzerinde bir kesme derinliğinde Inconel 718 uçak motoru parçası işlenmiştir. Bu koşullar seramik kesici uçlar için süperalaşımların işlenmesinde normal olarak nitelendirilebilecek koşullar olarak söylenebilir. Şekil 8.16'de MDA1 ve MDA1+17,5SiC malzemelerinin bu koşullarda işleme yapıldıktan sonra köşelerin durumunu göstermektedir. MDA1+17,5 SiC malzemesi kesme köşesinde pullanma gösteren MDA1 ile kıyaslandığında geometrik yapısını büyük ölçüde korumaktadır. İkinci bölüm sonucunda meydana gelen uç aşınmalarını gösteren Şekil 8.17'de yine bu iki malzeme kıyaslanmaktadır. İkinci bölüm düşük kesme derinliklerinde yüzey bitirme işlemini belirtmektedir. Bu koşullar malzeme için şiddetli bir aşındırıcı ortam yaratmadığı için her iki malzemede de aşınma direnci açısından kararlılık söz konusudur.

Üçüncü bölümde 3 mm'leri bulan kesme derinlikleriyle kesme koşulları en zorlu olan bölümdür. Şekil 8.18, bu bölüm sonrasında MDA1, MDA1+17,5SiC ve SiCv-Al₂O₃ uçların kesme köşelerinin SEM görüntüleri göstermektedir. Bu koşulların her üç malzeme için de oldukça aşındırıcı olduğu köşelerde meydana gelen kırılmalardan anlaşılmaktadır. MDA1'in kesme köşesinde silisyum nitrür seramiklerinde yaygın bir şekilde görülen plastik deformasyona bağlı testere şeklinde dişler oluşmuştur. Bu durum kesme sırasında oluşan yüksek sıcaklık karşısında malzemenin yetersiz kalan yüksek sıcaklık sertliğinden kaynaklanmaktadır. Kesici uçta bu şekilde bir aşınma meydana geldiğinden işlenen parçanın yüzey özellikleri bozulmuş ve uç, testin bu bölümünün ilk 50 saniyesinden sonra kullanılmamıştır.

SiCv-Al₂O₃ ve MDA1+17,5SiC malzemeleri birbirlerine benzer sonuçlar göstermişlerdir. MDA1+17,5SiC malzemesinin işlenen parçayla temas içerisinde olduğu yan kenarlarında alümina esaslı kesici uca kıyasla daha az aşınma

görülmektedir. Fakat bu malzemenin talaş ile temas halindeki üst yüzeyindeki kırılma miktarının daha fazla olduğu söylenebilir. Bunun temel sebebi alümina uca kıyasla bu malzemenin kırılma tokluğunun ($4,85 \text{ MPa.m}^{1/2}$) oldukça düşük olmasıdır.

Son bölüm farklı kesme süreleri ve kesme derinliklerinden oluşan 7 alt bölümden oluşmaktadır. 3mm kesme derinliği olan son iki alt bölüm haricinde koşullar bu malzemeler için ideal olarak nitelendirilebilir. Her iki malzeme de bu koşullar altında benzer yan kenar aşınması göstermektedir. Son iki alt bölümün kesme sürelerinin düşük olması malzemelerin 3. bölüm sonucunda görülen kenar kırılmalarını engellemiştir (Şekil 8.19).

Sonuç olarak süperalaşımların işlenmesine yönelik geliştirilen MDA1+17,5SiC malzemesi uygun kesme koşullarında aşınma dayanımı açısından SiC takviyesiz SiAlON esaslı seramik kesici uç olan MDA1 malzemesiyle kıyaslandığında oldukça iyi sonuçlar vermiştir. Artan kesme derinliğine bağlı olarak artan aşındırıcı ortam etkisi ile malzeme aşınma yerine zayıf kalan kırılma tokluğu değerine bağlı olarak kesme köşesinde pullanmalar göstermektedir. Bu açıdan değerlendirildiğinde alümina esaslı kesici ucun yüksek kırılma tokluğu sayesinde beklenildiği gibi daha az pullanma gösterdiği söylenebilir.

9. GENEL SONUÇLAR

Atomik ağırlığı daha fazla olan, eş eksenli tane yapısındaki daha sert karakterdeki α -SiAlON fazı ile daha yüksek ısı iletkenliği ve iğnemsiz tane yapısıyla daha tok olan β -SiAlON fazından oluşan α - β SiAlON malzemeleri mükemmel aşınma dirençleri, yüksek kırılma toklukları ve yüksek kimyasal dirençleriyle beraber özelliklerin daha kolay kontrol edilebilmesine olanak tanıdıkları için yapısal uygulama alanlarında yaygın bir biçimde kullanılma eğilimi artan malzemelerdendir. Demir bazlı ve demir dışı alaşımların talaşlı imalatı için kesici uç uygulamaları bu yapısal uygulamalardan bir tanesidir. İşlenmesi zor malzemeler olarak isimlendirilen süperalaşımların işlenmesi sırasında süperalaşımların kendi iç özelliklerinden kaynaklanan sebeplerden dolayı son derece aşındırıcı bir ortam oluşmaktadır. Bu zorlu koşullarda sınırlı sayıda malzeme kullanılabilir. Bu koşullarda kullanılabilen malzemeler arasında yer alan SiAlON seramik malzemesine özelliklerinin iyileştirilebilmesi amacıyla daha sert karakterde ve daha yüksek ısı iletkenlikteki SiC_p takviyesi yapılmıştır.

Üretim yöntemi açısından kıyaslandığında karmaşık şekillerdeki parçaların üretimine ve seri üretime uygun olmayan sıcak presleme yöntemiyle üretilen seramik kesici uçlar ve üretimi için çok yüksek sıcaklık ve basınçlara ihtiyaç duyulan CBN kesici uçlara göre bu malzeme gaz basınçlı sinterleme tekniğiyle üretilmesiyle oldukça ekonomik bir seçenek oluşturmaktadır. Bu avantajlar içerisinde üretimin hızlı sistemde yapılması ve atriör öğütme yöntemiyle elde edilen yüksek öğütme ve karıştırma etkisi de sıralanabilir.

SiC_p takviyesi sonrasında malzemenin özellikle işleme sırasında yüksek sıcaklıklarda büyük önem kazanan sertliğinde % 10 dolaylarında bir gelişme kaydedilmiştir. Sertlik değerinde kaydedilen bu artışa göre malzemenin kırılma tokluğunun önemli oranda azalmamış olması elde edilen önemli sonuçlardan bir tanesidir. Bu mekanik özellikler açısından kesin bir iyileşme kaydedildiğinin göstergesidir. Süperalaşımların işlenmesinde kullanılan seramik malzemelerin zayıf noktalarından bir tanesi olarak tanımlanabilecek düşük ısı iletkenlik, ısı iletkenliği

SiAlON matrisine göre çok daha iyi olan SiC_p ilavesiyle % 25 oranlarında geliştirilmiştir. Genel anlamda değerlendirilecek olursa mekanik özellikler arasında malzemenin sertliğinde ve ısıl özelliklerinde kayda değer önemli artışlar görülmüştür.

Inconel 718 süperalaşımının işlenmesiyle yapılan denemede malzemenin mekanik ve ısıl özelliklerinde kaydedilen gelişmelerin önemi daha açık bir şekilde ortaya koyulabilmiştir. Malzemenin sertliğinde kaydedilen artış sayesinde yüksek kesme derinliklerinde artan sıcaklıkla beraber malzemede gerçekleşen plastik deformasyona karşı olan direncin önemli ölçüde iyileştirildiği yan kenarların daha az aşınmasından anlaşılmaktadır. Malzemede işleme sırasında kaydedilen bu gelişmelerin kaynağı sertlikte sağlanan artışın yanında termal difüzyonla kaydedilen gelişmedir. Kesme köşesinde ısının birikmesi sonucunda atomlar arasındaki bağlar gevşer ve malzeme plastik deformasyona uğrar. Bu olayın sebebi olan ısının sistemden kolaylıkla uzaklaştırılabilmesi malzemenin deformasyona karşı direncinin de artması anlamına gelmektedir.

Geliştirilen malzemenin üst yüzeyinde visker takviyeli uç ile kıyaslandığında yüksek kesme derinliklerinde darbe etkisiyle meydana gelen şiddetli pullanma kıyaslamalı olarak düşük kalan kırılma tokluğundan kaynaklanmaktadır. SiC viskerlerinin çatlak köprülemesi ve visker çıkması mekanizmalarıyla sağladığı yüksek kırılma tokluğu malzemenin kırılmaya karşı olan direncini artırmaktadır. SiC_p- SiAlON sisteminde ise benzer tokluk mekanizmasını sağlayan β -SiAlON tanelerinin gelişimi bastırılarak bu mekanizmaların etkinliği azalmıştır. Bununla beraber SiC_v ile sağlanan yüksek ısıl geçirgenlik bu malzemenin aşınma dayanımını iyileştiren bir diğer parametredir. Bu üstün özelliklere rağmen aşınma durumları açısından geliştirilen malzemenin visker takviyeli malzemeye alternatif olabilecek durumda olduğu söylenebilir.

Genel sonuç itibarıyla kaydedilen mekanik ve ısıl özelliklerdeki iyileşmelerle elde edilen SiC_p-SiAlON malzemesi SiC_v-Al₂O₃ malzemesiyle aynı koşulda değerlendirilebilecek durumdadır. Buna ilave olarak malzemenin oldukça maliyetli ve insan sağlığı açısından tehlikeli olan visker teknolojisine ekonomik bir alternatif olabileceği sonucuna ulaşılmıştır.

10. ÖNERİLER

Yapılan bu çalışmada süperalaşımların işlenmesinde daha önceden elde edilen test sonuçları ışığında potansiyel vadeden % 50 α - % 50 β - SiAlON kompozit malzemesi matrisine standart reçetede her bir bileşen miktarı ağırlıkça aynı oranlarda indirgenip kalan miktarda SiC_p takviyesi yapılmıştır. Reçetede camı fazın miktarının az miktarlarda azaltılması malzemenin sinterlenme davranışını önemli oranda değiştirmektedir. Bu çalışmada izlenen üretim sürecinde maksimum % 17,5 SiC ilaveli malzeme %100 oranında yoğunlaştırılabilmiş, % 25'lik SiC ilavesiyle hazırlanan malzeme yetersiz camı faz nedeniyle tam olarak yoğunlaştırılamamıştır. % 25 SiC ilavesi de yoğunlaştırılabilecek şekilde camı faz oranının artırılmasıyla tasarlanacak bir reçeteye göre üretilecek malzemelerin yüksek SiC içeriğine dayanarak daha yüksek mekanik özellikler ve daha iyi ısı iletkenlik elde edilebileceği düşünülmektedir.

SiC_p takviyesinin matris fazının sertliğini geliştirirken mikroyapısını önemli ölçüde değiştirdiği görülmüştür. Yüksek kırılma tokluğu mikroyapıdaki iğnemsî yapıdaki β fazı ile ilişkili olan SiAlON malzemelerinde bu tanelerin yüksek boy/en oranında olması büyük önem taşımaktadır. Ölçülen tokluk değerlerinde önemli bir düşüş kaydedilmemesine rağmen SiC taneleri SiAlON tanelerinin etrafında kümelenerek iğnemsî yapıdaki tanelerin gelişimini engellediği görülmüştür. Bu olumsuz etkinin yapıya ilave edilecek Si₃N₄ viskerlerinin sağlayacağı iğnemsî tane gelişimiyle yok edilebileceği düşünülmektedir. Bununla birlikte β -SiAlON faz miktarının % 25 oranında artırılması malzemenin kırılma tokluğunun artırılması için yapılabilecek bir diğer çalışmadır.

Elde edilen SiC_p-SiAlON malzemesi Inconel 718 malzemesinin işlenmesinde kullanılarak aşınma durumları incelenmiştir. İşleme süreci farklı kesme derinlikleri ve zamanlarındaki alt bölümlerden oluşmaktadır. Bu bölümlerden bazıları bu kesici uçlar için oldukça aşındırıcı bir ortama sebep olan yüksek kesme derinliklerini içermektedir. Malzemenin bu süperalaşım karşısındaki aşınma davranışının tamamen ortaya konulabilmesi testlerin standartlarda yer alan kriterlerin de [25] dikkate

alınmasıyla daha sistematik değerlerde gerçekleştirilmesi gerekmektedir. Kesici ucun şiddetli aşınmaya uğradığı sınır noktalarının belirlenmesi malzemenin performansının değerlendirilmesi açısından önem taşımaktadır.

KAYNAKLAR

- [1] Ezugwu, E.O., Bonney, J. ve Yamane, Y., *An overview of the machinability of aeroengine alloys*, Journal of Materials Processing Technology, **134**, 233-253 (2003).
- [2] Ezugwu, E.O., Wang, Z.M. ve Machado A.R., *Machinability of nickel base superalloys: a general review*, Journal of Materials Processing Technology, **86**, 1-16 (1998).
- [3] Sims, T.C., Stoloff, S.N. ve Hagel, C. W., *Superalloys II*, John Wiley&Sons, (1987).
- [4] Ezugwu, E.O., *Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys*, International Journal of Machine Tools & Manufacture, **45**, 1353-1367 (2005).
- [5] Matthew, J.D.Jr, *Superalloys*, American Society for metals, (1984).
- [6] Choudhury, I.A. ve El-Baradie, M.A., *Machinability of nickel base superalloys:a general review*, Journal of Materials Processing Technology, **77**, 278-284 (1998).
- [7] Brewer, W.D., Bird, R.K. ve Wallace, T.A., *Titanium alloys and processing for high speed aircraft*, Materials Science and Engineering, Part A, **243**, 299-304 (1998).
- [8] Jiang,W.H., Guan, H.R. ve Hu, Z.Q., *Effects of heat treatment on microstructures and mechanical properties of a directionally solidified cobalt-base superalloy*, Materials Science and Engineering A, **271**, 101-108 (1999).
- [9] Ezugwu, E.O. ve Wang, Z.M., *Titanium alloys and their machinability- a review*, Journal of Materials Processing Technology, **68**, 262-274 (1997).
- [10] De Lacalle, L.N., Perez., J., Llorente, J.I. ve Sanchez, J.A., *Advanced cutting conditions for the milling of aeronautical alloys*, Journal of Materials Processing Technology, **100**, 1-11 (2000).

- [11] Jianxin, D. ve Xing, A., *Wear behavior and mechanisms of alumina-based ceramic tools in machining of ferrous and non-ferrous alloys*, Tribology International, **30**, 807-813 (1997).
- [12] Whitney, E.D., *Ceramic cutting tools*, Noyes Publications, (1994).
- [13] Ye, F., Lei, T.C. ve Zhou, Y., *Interface structure and mechanical properties of Al_2O_3 - 20 vol% SiC_w ceramic matrix composite*, Materials Science and Engineering, **A289**, 305-309 (2000).
- [14] Günay, E., ve Günay, N., *Mühendislik malzemeleri olarak SiAlON'lar*, 5.Denizli Malzeme Sempozyumu, (1993).
- [15] Ekstrom, T. ve Nygren, M., *SiAlON Ceramics*, Journal of American Ceramic Society, **75**, 259-276 (1992)
- [16] Mandal, H., Kara, F., Turan, S. ve Kara, A., *Novel SiAlON ceramics for cutting tool applications*, Key Engineering Materials, **237**, 193-202 (2003).
- [17] Liu, Q., Gao, L., Yan, D.S. ve Thompson, D.P., *Hard sialon ceramics reinforced with SiC nanoparticles*, Materials Science and Engineering A, **269**, 1-7 (1999).
- [18] Koh, Y.H., Kim, H.W. ve Kim, H.E., *Microstructural evolution and mechanical properties of Si_3N_4 -SiC (nanoparticle)- Si_3N_4 (whisker) composites*, Journal of Materials Research, **15**, 364-368 (2000).
- [19] Baldacim, S.A., Silva, O.M.M. ve Silva, C.R.M., *TEM evaluation of interface of SiC-whiskers-reinforced Si_3N_4* , Acta Microscopica, **12**, 185-188 (2003).
- [20] Kennedy, T., Pooreman, M., Cambier, F., ve Hampshire, S., *Silicon nitride-silicon carbide nanocomposites prepared by water processing of commercially available powders*, Journal of European Ceramic Society, **17**, 1917-1923 (1997).
- [21] Rendtel, P., Rendtel, A. ve Hubner, H., *Mechanical properties of gas pressure sintered Si_3N_4 /SiC nanoparticles*, Journal of European Ceramic Society, **22**, 2061-2070 (2002).

- [23] Tae, J.K., Kim, H.S., Chung, B.G., *Air-oil cooling method for turning hardened material*, International Journal of Advanced Manufacture Technology, **15**, 470-477 (1999).
- [22] Lo Costa, S., Lo Volvo, E., Lucchini, E., Maschio, S., Piacentini, M. ve Riisi, V.F., *Ceramic materials wear mechanisms when cutting nickel- based alloys*, Wear, **225-229**, 227-233 (1999).
- [24] Kano, Y., Hara, A., Yazu, S., Uchida, T. ve Mori, Y., *Cutting performance of sintered CBN tools*, in: Proceedings of the International Conference on Cutting Tools Materials, Fort Mitchell, KY, USA.
- [25] Childs, T., Maekawa, K., Obikawa, T. ve Yamane, Y., *Metal Machining-Theory and Applications*, John Wiley & Sons Inc., (2000).
- [26] MacGinley, T. ve Monaghan, J., *Modelling of orthogonal machining process using coated cemented carbide tools*, Journal of Materials Processing Technology, **118**, 293-300 (2001).
- [27] Prangel, H.G., Jindal, P.C., Wendt, K.H., Santhanam, A.T., Hedge, P.L. ve Penich, R.M., *A new class of high performance PVD coatings for carbide cutting tools*, Surface and Coatings Technology, **139**, 25-34 (2001).
- [28] Liao, Y.S. ve Shiue, R.H., *Carbide tool wear mechanism in turning of Inconel 718 superalloy*, Wear, **193**, 16-24 (1996).
- [29] Itakura, K., Kuroda, M., Omokawa, H., Itani, H., Yamamoto, K. ve Ariura, Y., *Wear mechanim of coated cemented carbide tool in cutting of Inconel 718 super heat resisting alloy*, International Journal of Japanese Society for Precision Engineering, **33**, 326-333 (1999).
- [30] Jawaidd, S., Köksal, S. ve Sharif, S., *Cutting performance and wear characteristics of PVD coated and uncoated carbide tools in face milling Inconel 718 aerospace alloy*, Journal of Materials Processing Technology, **116**, 2-9 (2001).

- [31] Dudzinski, D., Devillez, A., Moufki, A., Larrouquere, D., Zerrouki, V., ve Vigneau, J., *A review of developments towards dry and high speed machining of Inconel 718 alloy*, International Journal of Machine Tools & Manufacture, **44**, 439-456 (2004).
- [32] Jun, Z., Jianxin, D., Jianhua, Z. ve Xing, A., *Failure mechanisms of a whisker-reinforced ceramic tool when machining nickel-based alloys*, Wear, **208**, 29-35 (1997).
- [33] Kitagawa, T., Kubo, A. ve Maekawa, K., *Temperature and wear of cutting tools in high speed machining of Inconel and Ti-6Al-6V-2Sn*, Wear, **202**, 142-148 (1997).
- [34] Li, L., He, N., Wang, M. ve Wang, Z.W., *High speed cutting of Inconel 718 with coated carbide and ceramic inserts*, Journal of Materials Processing Technology, **129**, 127-130 (2002).
- [35] Ezugwu, E.O., Bonney, J., Da Silva, R.B. ve Machado, A.R., *Evaluation of the performance of different nano-ceramic tool grades when machining nickel-based, Inconel 718, alloy*, Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, **26**, 12-16 (2004).
- [36] Che-Haron, C.H., *Tool life and surface integrity in turning titanium alloy*, Journal of Materials Processing Technology, **118**, 231-237(2001).
- [37] Jawaid, A., Sharif, S. ve Köksal, S., *Evaluation of wear mechanisms of coated carbide tools when face milling titanium alloy*, Journal of Materials Processing Technology, **99**, 266-274 (2000).
- [38] Zoya, Z.A. ve Krishnamurthy, R., *The performance of CBN tools in machining of Ti alloys*, Journal of Materials Processing Technology, **100**, 80-86 (2000).
- [39] Nabhani, F., *Wear mechanism of ultra-hard cutting tools materials*, Journal of Materials Processing Technology, **115**, 402-412 (2001).
- [40] Mandal, H., Kara, F., Kara, A. ve Turan, S., *Multication doped alpha-beta SiAlON ceramics*, USA, US2004/0067838 A1 (2004).
- [41] By courtesy of S.Turan, Informations have been taken from his studies.