



**OKSİT DAĞILIMLI Nİ-BAZLI MA6000
SÜPERALAŞIMLARIN OKSİDASYON VE SICAK
AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

**2023
DOKTORA TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Şaban ÇELİK

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK**

**OKSİT DAĞILIMLI Nİ-BAZLI MA6000 SÜPERALAŞIMLARIN
OKSİDASYON VE SICAK AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

Şaban ÇELİK

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK**

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında
Doktora Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Haziran 2023**

Şaban ÇELİK tarafından hazırlanan “OKSİT DAĞILIMLI Nİ-BAZLI MA6000 SÜPERALAŞIMLARIN OKSİDASYON VE SICAK AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ ” başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK

.....

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 19/06/2023

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Metin GÜRÜ (GÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK (KBÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Tansel TUNÇAY (KBÜ)

.....

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Hatice EVLEN (KBÜ)

.....

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Doğan ŞİMŞEK (MSÜ)

.....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Müslüm KUZU

.....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü



“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Şaban ÇELİK

ÖZET

Doktora Tezi

OKSİT DAĞILIMLI Nİ-BAZLI MA6000 SÜPERALAŞIMLARIN OKSİDASYON VE SICAK AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

Şaban ÇELİK

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK

Haziran 2023, 111 sayfa

Bu çalışmada, oksit dağılımlı Ni-bazlı MA6000 süperalaşımların oksidasyon ve sıcak aşınma davranışları incelenmiştir. MA6000 süperalaşımları mekanik öğütme/mechanical alloying (MÖ/MA) yöntemiyle planeter tip değirmende üretilmiştir. Takviye fazı olarak nikel (Ni) matrisine yitriumoksit (Y_2O_3) ve niobyumkarbür (NbC) fazları ağırlıkça % 0,6 %1,2 %1,8 ve %2,4 ilave edilmiştir. Üretilen MA6000, MA6000 + %X Y_2O_3 ve MA6000 + %X NbC süperalaşım tozlar tek eksenli kalıpta soğuk preslenerek ön şekillendirilmiştir. Bulk numuneler 10^{-6} mbar vakum ortamında sinterlenmiştir. Üretilen süperalaşım numunelerin metalografik işlemleri yapılmıştır. Süperalaşımların mikro yapı incelemeleri, yoğunluk ve sertlik özellikleri belirlenmiştir. Aşınma deneyleri ASTM G77 standardında “block-on-ring” tipi aşınma cihazında yapılmıştır. Aşınma deneylerinde 5N, 10N ve 15N yük, 200m, 400m, 600m, 800m ve 1000m kayma mesafesi, 20 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C ve 400 °C test sıcaklıkları ile 1 m/s-1 kayma hızı parametreleri kullanılmıştır. Yapılan çalışmalar

sonucunda, mikro yapıda olması beklenen ve mukavemet artıran γ' fazlar ile karbür fazları olduğu XRD analiziyle belirlenmiştir. Y_2O_3 takviye fazı miktarının artmasıyla teorik, deneysel ve bağıl yoğunluğun azaldığı görülmüştür. NbC takviyeli süperalaşımlarda ise takviye fazı miktarının artmasıyla teorik yoğunlukta önemli bir değişim gözlenmezken, deneysel ve bağıl yoğunluklar azalmıştır. Her iki takviye fazı miktarının artmasıyla süperalaşım numunelerin sertliklerinin arttığı, Y_2O_3 takviyeli süperalaşımların sertliklerinin ise daha fazla olduğu belirlenmiştir. Aşınma deneylerinde uygulanan yükün, kayma mesafesinin ve sıcaklığın artmasıyla ağırlık kayıpları ve aşınma oranlarının arttığı gözlenmiştir. Takviye fazı miktarının artmasına karşılık süperalaşım numunelerin ağırlık kayıpları ve aşınma oranlarının azaldığı belirlenmiştir. Sürtünme katsayısı ise kayma mesafesi artarken hemen hemen yatay bir seyir izlemiştir. Uygulanan yük artarken sürtünme katsayısı azalmıştır. Takviye fazı miktarının artmasına karşılık sürtünme katsayısı da artmıştır. Aşınma sıcaklığı artarken sürtünme katsayısı azalmıştır. Sıcaklığın artmasıyla oksitlenme de artmıştır.

Anahtar Sözcükler : Mekanik alaşımlama, süperalaşım, MA6000, sıcak/yüksek sıcaklık aşınma, Y_2O_3 , NbC.

Bilim Kodu : 91528

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

INVESTIGATION OF OXIDATION AND HOT WEAR BEHAVIOR OF OXIDE DISPERSIONED Ni-BASED MA6000 SUPERALLOYS

Şaban ÇELİK

**Karabük University
Institute of Graduate Programs
Department of Manufacturing Engineering**

**Thesis Advisor:
Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK**

June 2023, 111 pages

This study investigated the oxidation and hot wear behaviour of oxide-dispersed Ni-based MA6000 superalloys. MA6000 superalloys were produced in a planetary-type mill using mechanical milling/mechanical alloying (MM/MA). Yttrium oxide (Y_2O_3) and niobium carbide (NbC) phases were added to the nickel (Ni) matrix as reinforcement phase, 0.6%, 1.2%, 1.8% and 2.4% by weight. The produced MA6000, MA6000 + X% Y_2O_3 and MA6000 + X% NbC superalloy powders were preformed by cold pressing in a uniaxial die. Bulk samples were sintered in a vacuum environment of 10^{-6} mbar. The metallographic processes of the produced superalloy samples were performed. Microstructure investigations, density and hardness properties of superalloys were determined. Abrasion tests were carried out on a "block-on-ring" type wear device in ASTM G77 standard. In wear tests, 5N, 10N and 15N loads, 200m, 400m, 600m, 800m and 1000m slip distance, 1 m/s^{-1} slip with test temperatures of 20 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C and 400 °C speed parameters are used.

As a result of the studies, it was determined by XRD analysis that γ' phases and carbide phases, which are expected to be in microstructure and increase strength, are formed. It was observed that the theoretical, experimental and relative density decreased with the increase in the amount of Y_2O_3 reinforcement phase. In NbC-reinforced superalloys, however, there was no significant change in the theoretical density with the increase in the reinforcement phase. In contrast, the experimental and relative densities decreased. It was determined that the hardness of the superalloy samples increased with the increase in the amount of both reinforcement phases, while the hardness of the Y_2O_3 reinforced superalloys was higher. In the wear tests, it was observed that the weight losses and wear rates increased with the increase in applied load, sliding distance and temperature. It was determined that the superalloy samples' weight loss and wear rate decreased despite the increase in the reinforcement phase. The friction coefficient, on the other hand, followed an almost horizontal course while the sliding distance increased. As the applied load increased, the friction coefficient decreased. Despite the increase in the amount of reinforcement phase, the coefficient of friction also increased. As the wear temperature increased, the coefficient of friction decreased. Oxidation increased with increasing temperature.

Key Word : Mechanical alloying, superalloy, MA6000, hot/elevated temperature wear, Y_2O_3 , NbC.

Science Code : 91528

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasından sunumuna kadarki bütün süreçte her durumda ilgi, bilgi, tecrübe ve desteğini esirgemeyen sayın hocalarım Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK'e ve Doç. Dr. Tansel TUNÇAY'a teşekkürlerimi sunuyorum.

Bu çalışmada emeği geçen Prof. Dr. Metin GÜRÜ'ye teşekkürlerimi sunarım.

Yine bu doktora çalışmasında maddi, manevi destek veren, yardımlarını esirgemeyen sevgili eşim ve çocuklarıma teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvi
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	3
KOMPOZİT MALZEMELER.....	3
2.1. KOMPOZİT MALZEME GURUPLARI.....	4
2.1.1. Metal Matrisli Kompozitler	4
2.1.2. Seramik Matrisli Kompozitler	5
2.1.3. Polimer Matrisli Kompozitler	5
2.1.4. Organik Matrisli Kompozitler	6
2.2. KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ.....	6
2.2.1. Sıvıdan Üretim.....	7
2.2.2. Yarı Katıdan Üretim	7
2.2.3. Katıdan Üretim	7
2.2.3.1. Toz Metalurjisi Yöntemi.....	7
2.2.3.2. Mekanik Alaşımlama	9
BÖLÜM 3	12
SÜPERALAŞIMAR	12

	<u>Sayfa</u>
3.1. SÜPERALAŞIMLARIN ÜRETİMİ	12
3.2. SÜPERALAŞIMLARIN UYGULAMA ALANLARI	15
3.3. SÜPERALAŞIMLARIN SINIFLANDIRILMASI	17
3.3.1. Demir Esaslı Süperalaşımlar.....	17
3.3.2. Kobalt Esaslı Süperalaşımlar.....	18
3.3.3. Nikel Esaslı Süperalaşımlar.....	19
3.3.3.1. Gama (γ) Matris	20
3.3.3.2. Birincil Gama (γ') fazı.....	20
3.3.3.3. İkincil Gama (γ'') fazı.....	21
3.3.3.4. Topolojik Sıkı Paket (TCP) fazları	21
3.3.3.5. Karbür çökmesi.....	21
BÖLÜM 4	23
AŞINMA	23
4.1. AŞINMA TÜRLERİ	24
4.1.1. Abrasif Aşınma.....	24
4.1.2. Adhesif Aşınma	25
4.1.3. Yorulma/Tabakalı (delaminasyon) Aşınma.....	25
4.1.4. Eroziv Aşınma.....	26
4.1.5. Koroziv/Oksidatif Aşınma	27
4.2. YÜKSEK SICAKLIK AŞINMASI.....	27
BÖLÜM 5	29
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	29
5.1. SÜPERALAŞIM TOZLARIN HARIZLANMASI.....	29
5.2. SÜPERALAŞIM TOZLARIN ŞEKİLLENDİRİLMESİ.....	31
5.3. HAM NUMUNELERİN SİNERLENMESİ	31
5.4. BULK SÜPERALAŞIMLARIN METALOGRAFİK İŞLEMLERİ.....	33
5.5. SÜPERALAŞIMLARIN YOĞUNLUKLARININ ÖLÇÜLMESİ.....	33
5.6. SÜPERALAŞIMLARIN SERTLİKLERİNİN ÖLÇÜLMESİ.....	33
5.7. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOPU (SEM+EDS) İNCELEMELERİ. 34	
5.8. XRD (X-IŞINI KIRINIMI) ANALİZLERİ	35

5.9. SÜPERALAŞIMLARIN AŞINMA TESTLERİ.....	36
BÖLÜM 6	37
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	37
6.1. MİKRO YAPI İNCELEMELERİ	37
6.1.1. MA6000/Y ₂ O ₃ /NbC Elementel Tozların Karakterizasyonu.....	37
6.1.2. Üretilen Süperalaşım Tozların Mikro Yapıları.....	38
6.1.2.1. Y ₂ O ₃ Takviyeli Süperalaşım Tozların Mikro Yapıları	38
6.1.2.2. NbC Takviyeli Süperalaşım Tozların Mikro Yapıları	41
6.1.3. Üretilen Süperalaşımların Mikro Yapı İncelemeleri	43
6.1.3.1. Y ₂ O ₃ Takviyeli Süperalaşımların Mikro Yapı İncelemeleri.....	43
6.1.3.2. NbC Takviyeli Süperalaşımların Mikro Yapı İncelemeleri.....	46
6.2. XRD İNCELEMELERİ	49
6.2.1. Y ₂ O ₃ Takviyeli Süperalaşımların XRD İncelemeleri	49
6.2.2. NbC Takviyeli Süperalaşımların XRD İncelemeleri.....	51
6.3. YOĞUNLUK VE SERTLİK SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ 52	
6.3.1. Y ₂ O ₃ Takviyeli Süperalaşımların Yoğunluk ve Sertlik Sonuçları.....	52
6.3.2. NbC Takviyeli Süperalaşımların Yoğunluk ve Sertlik Sonuçları.....	55
6.4. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	58
6.4.1. Y ₂ O ₃ Takviyeli Süperalaşımların Ağırlık Kaybı Sonuçları.....	58
6.4.2. Y ₂ O ₃ Takviyeli Süperalaşımların Aşınma Oranı Sonuçları.....	62
6.4.3. Y ₂ O ₃ Takviyeli Süperalaşımların Sürtünme Katsayısı Sonuçları.....	65
6.4.4. NbC Takviyeli Süperalaşımların Ağırlık Kaybı Sonuçları.....	69
6.4.5. NbC Takviyeli Süperalaşımların Aşınma Oranı Sonuçları	72
6.4.6. NbC Takviyeli Süperalaşımların Sürtünme Katsayısı Sonuçları.....	75
6.5. AŞINMA YÜZEYİ SEM GÖRÜNTÜLERİNİN İNCELENMESİ.....	78
6.5.1. Y ₂ O ₃ Takviyeli Süperalaşımların Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi....	79
6.5.2. NbC Takviyeli Süperalaşımların Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi.....	85
BÖLÜM 7	92
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	92
KAYNAKLAR	95

ÖZGEÇMİŞ 111



ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Toz metalurjisi işlemi.	8
Şekil 2.2. Mekanik alaşımlama.	9
Şekil 3.1. Ni-bazlı süperalaşımların mikro yapıya göre sıcaklığa dayanıklılık gelişim süreci.....	14
Şekil 3.2. Bir jet motorunun kısımları ve kullanılan malzemeler.	16
Şekil 3.3. Süperalaşımların sınıflandırılması ve üretim yöntemleri.....	17
Şekil 4.1. Abrasif aşınma mekanizması.	24
Şekil 4.2. Adhesif aşınma mekanizması a) temas öncesi, b) temas sırası c) temas sonrası.....	25
Şekil 4.3. Yorulma/tabakalı (delaminasyon) aşınma mekanizması a) çatlak oluşumu, b) çatlakların ilerlemesi, c) kırılma.....	26
Şekil 5.1. Mekanik alaşımlamada kullanılan a) Precisa XB200h marka hassas terazi ve b) Fritsch Pulverisette marka planeter tip mekanik alaşımlama cihazı. 30	
Şekil 5.2. Süperalaşım tozların şekillendirildiği a) kalıp ve b) pres.	31
Şekil 5.3. Süperalaşım numunelerin sinterlendiği vakumlu sinter fırını.....	32
Şekil 5.4. Sinterleme parametreleri.	32
Şekil 5.5. Al ₂ O ₃ kayıkçıklara yerleştirilmiş numuneler (sinterleme sonrası).....	33
Şekil 5.6. Mikro sertlik cihazı.	34
Şekil 5.7. Tarama elektron mikroskobu (SEM).	35
Şekil 5.8. XRD cihazı a) dış görünüş, b) iç kısmı.....	35
Şekil 6.1. Deneysel çalışmada kullanılan elementel tozların başlangıç SEM görüntüleri; a) Ni, b) Cr, c) Al, d) W, e) Y ₂ O ₃ ve f) NbC tozları.	38
Şekil 6.2. Mekanik alaşımlanmış süperalaşım tozların SEM görüntüleri; a) MA6000, b) MA6000 + %0,6 Y ₂ O ₃ , c) MA6000 + %1,2 Y ₂ O ₃ , d) MA6000 + %1,8 Y ₂ O ₃ ve e) MA6000 + %2,4 Y ₂ O ₃	39
Şekil 6.3. Mekanik alaşımlanmış süperalaşım tozların SEM görüntüleri; a) MA6000 + %0,6 NbC, b) MA6000 + %1,2 NbC, c) MA6000 + %1,8 NbC ve d) MA6000 + %2,4 NbC.....	42
Şekil 6.4. MA6000+%X Y ₂ O ₃ süperalaşımların SEM görüntüleri. a) MA6000, b) MA6000+%0,6 Y ₂ O ₃ , c) MA6000+%1,2 Y ₂ O ₃ , d) MA6000+%1,8 Y ₂ O ₃ ve e) MA6000+%2,4 Y ₂ O ₃	44

Şekil 6.5. MA6000+%X NbC süperalaşımların mikroyapı SEM görüntüleri. a) MA6000+%0,6 NbC, b) MA6000+%1,2 NbC, c) MA6000+%1,8 NbC ve d) MA6000+%2,4 NbC.	47
Şekil 6.6. MA6000/X% Y ₂ O ₃ süperalaşımların XRD analiz sonuçları.	49
Şekil 6.7. MA6000+%X NbC süperalaşımların XRD sonuçları.	52
Şekil 6.8. MA6000 (Y ₂ O ₃ takviyeli) süperalaşımların teorik, deneysel ve bağlı yoğunlukları.	53
Şekil 6.9. MA6000 (Y ₂ O ₃ takviyeli) süperalaşımların mikro sertlik sonuçları.	54
Şekil 6.10. MA6000 (NbC takviyeli) süperalaşımların teorik, deneysel ve bağlı yoğunlukları.	56
Şekil 6.11. MA6000 (NbC takviyeli) süperalaşımların mikro sertlik sonuçları.	57
Şekil 6.13. MA6000 ve MA6000+%X Y ₂ O ₃ süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerde aşınma testi ağırlık kaybı sonuçları.	59
Şekil 6.14. MA6000 ve MA6000+%X Y ₂ O ₃ süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerde aşınma oranı sonuçları.	63
Şekil 6.15. MA6000 ve MA6000+%X Y ₂ O ₃ süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerdeki sürtünme katsayısı sonuçları. .	66
Şekil 6.16. MA6000+%X NbC süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerdeki aşınma testi ağırlık kaybı sonuçları.	69
Şekil 6.17. MA6000+%X NbC süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerdeki aşınma oranı sonuçları.	73
Şekil 6.18. MA6000+%X NbC süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerdeki sürtünme katsayısı sonuçları.	76
Şekil 6.19. MA6000+%X Y ₂ O ₃ süperalaşımların aşınma yüzey görüntüleri (SEM). 80	
Şekil 6.20. MA6000+%X NbC süperalaşımların aşınma yüzey görüntüleri (SEM). 86	

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 5.1. MA6000 süperalaşım sisteminin kimyasal kompozisyonu (ağ. %).	29
Çizelge 5.2. Üretilen süperalaşım tozların bileşimi (ağ. %).	30
Çizelge 6.1. MA6000/Y ₂ O ₃ takviyeli süperalaşım tozlarının EDS analizi sonuçları.	41
Çizelge 6.2. NbC takviyeli süperalaşım tozlarının EDS analizi sonuçları.	42
Çizelge 6.3. MA6000/%X Y ₂ O ₃ süperalaşımların EDS analizi sonuçları.	45
Çizelge 6.4. MA6000+%X NbC alaşımlarının EDS analizi sonuçları.	48
Çizelge 6.5. MA6000+%X Y ₂ O ₃ süperalaşımlarının 5N yükteki EDS analizleri.	83
Çizelge 6.6. MA6000+%X Y ₂ O ₃ süperalaşımlarının 15N yükteki EDS analizleri. ..	84
Çizelge 6.7. MA6000+%X NbC süperalaşımlarının 5N yükteki EDS sonuçları.	89
Çizelge 6.8. MA6000+%X NbC süperalaşımlarının 15N yükteki EDS sonuçları. ...	90

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Ni	: nikel
Al	: alüminyum
Ti	: titanyum
Ta	: tantal
Nb	: niyobyum
Cr	: krom
Co	: kobalt
Mo	: molibden
W	: tungsten
B	: bor
C	: karbon
Hf	: hafniyum
Zr	: zirkonyum
Ag	: gümüş
Cu	: bakır
Si	: silisyum
Ge	: germanyum
Mn	: mangan
Bi	: bizmut
Fe	: demir
γ	: östenit
γ'	: birincil gama
γ''	: ikincil gama
δ	: delta
σ	: sigma
μ	: mu

KISALTMALAR

XRD : X ışını kırınımı

SEM : scanning electron microscopy (taramalı elektron mikroskobu)

EDS : energy-dispersive spectroscopy (enerji saçılım spektroskopisi)

ODS : Oxide Dispersion Strength (Oksit Dağılımla Mukavemetlendirme)

ASTM : American Society for Testing and Materials (Amerika Deneme ve Malzeme Topluluğu)

DIN : Deutsches Institut für Normung (Alman Standardizasyon Enstitüsü)

MÖ : mekanik öğütme

MA : mekanik alaşımlama

TM : toz metalurjisi

İY : ilave yöntemler

KÜ : katmanlı üretim

BDT : bilgisayar destekli tasarım

YMK : yüzey merkezli kübik

TCP : topolojik sıkı paket

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Havacılık sektöründe meydana gelen teknolojik gelişmelere bağlı olarak, yüksek sıcaklıklara dayanıklı malzemelerin geliştirilmesine yönelik çalışmalar ön plana çıkmaktadır. Bu sektörde insan ve malzeme (kargo) taşımacılığında kullanılan hava araçlarının en önemli bileşeni olan motorlarda, özellikle yüksek sıcaklık bölgelerinde çalışan parçaların dayanımlarının artırılması amacıyla, yeni malzemelerin geliştirilmesine olan talepler her geçen gün artmaktadır. Başlangıçta östenitik paslanmaz çelikler orta sıcaklıklarda kullanılırken, ilerleyen süreçlerde östenitik paslanmaz çeliklerden daha yüksek sıcaklıklarda bozunmadan kullanılabilen demir ve nikel bazlı süperalaşımlar geliştirilmeye başlanmıştır. Hem yüksek sıcaklıklarda çalışabilen malzemelere duyulan ihtiyaç, hem de buna paralel olarak metalurji-malzeme biliminin gelişmesi, birbirini destekleyen iki stratejik alan olarak ortaya çıkmaktadır. Bu nedenle, insanlığın ihtiyaç-arayış-buluş döngüsü ve metalurji biliminin bu denklemde mükemmel bir araç olarak kullanılması ile daha yüksek sıcaklıklarda ve daha uzun süre çalışabilen malzemeler (süperalaşımlar) geliştirilmiştir. Süperalaşımlar uzay ve havacılık sektöründe, özellikle jet motorlarının birçok kısmında, düşük-orta-yüksek sıcaklık aralıklarında yoğun olarak kullanılmaktadırlar [1–4]. Bu alaşımlar, sektördeki gelişmelere paralel olarak süperalaşım çeşitliliğide getirmiş ve süperalaşımların sınıflandırılmasına ihtiyaç duyulmuştur. Süperalaşımların sınıflandırılması, matrisi oluşturan elementlere göre demir-nikel, nikel ve kobalt bazlı süperalaşımlar olarak yapılmaktadır [5,6]. Süperalaşımlar, yüksek sıcaklıklarda korozyon direnci ve mekanik özelliklerinin (mukavemet, yorulma, sürünme) mükemmel olması ve bu özelliklerini servis şartlarında uzun süre tekrarlı olarak koruyabilmesi ve mukavemet/ağırlık oranının yüksek olmasından dolayı yapısal bileşenlerde kullanılmaktadırlar. Süperalaşımların bu özelliklerinden dolayı hava araçlarının motorlarıyla sınırlı kalmayıp enerji üretim sistemleri, nükleer reaktör ekipmanları/sistemleri, kimya ve petrokimya tesisleri, roket

sanayi, tıbbi/protez cihazlarda ve buna benzer birçok alanda kullanılmaktadır [7–11].

Gaz türbinlerinde kullanılan parçalar ilk olarak geleneksel döküm yöntemiyle üretilmiştir. Daha yüksek sıcaklıklardaki çalışma performansı gereksinimlerinden dolayı, bu yöntem yetersiz kaldığı için, farklı üretim yöntemlerinin geliştirilmesi çalışmaları başlamıştır. Süperalaşımların üretim süreçlerinin iyileştirilmesinde ve yenilikçi yaklaşımlar ışığında, yönlü katılaştırma teknolojisiyle üretime yönelinmiştir. Bu alaşımların daha yüksek sıcaklıklarda çalışma talepleri karşısında (bu yöntemin gerilmeli kopma gibi olumsuzluklarından dolayı), farklı yöntemlerin kullanılması gereksinimi doğmuştur. Böylece, yönlü katılama ile üretilen tek kristal malzemeler gaz türbin parçaları üretiminde kullanılmaktadır [12]. Ancak küçük boyutlu ve karmaşık şekilli parçaların üretimi bu yöntemler ile mümkün olmadığından, toz metalurjisi yöntemi olan toz enjeksiyon kalıplama metodu geliştirilmiştir. Toz enjeksiyon kalıplama yöntemiyle hemen hemen istenilen net ölçülerde küçük boyutlu ve karmaşık şekilli parçalar üretilmiştir. Bu yöntemle ergime sıcaklıkları ve mekanik-kimyasal özellikleri birbirinden çok farklı metal ve alaşımları kullanılarak, farklı mekanik özelliklere sahip özel alaşımlar üretilmiştir. Ayrıca geleneksel yöntemlerle üretimlerde yaşanan segregasyon, haddeleme/dövme, işleme/talaş kaldırma gibi zorluklar toz enjeksiyon kalıplama yöntemiyle ortadan kalkmış olmaktadır. Böylece, daha yoğun, daha süper mekanik özelliklere sahip malzemeler üretilmektedir [13].

Ni-bazlı süperalaşımlar havacılık motorlarında çok daha fazla tercih edilen süperalaşım grubundadır. Bu tercihin sebebi ise yüksek sıcaklığın ve korozyonun olduğu havacılık endüstrisinde kullanılan parçaların sergiledikleri süper performanslarından kaynaklanmaktadır [14,15]. Ni-bazlı süperalaşımların dikkat çeken bu özellikleri, mikro yapıyı oluşturan ve mukavemet kazandıran çökelti fazlarından (intermetalikler) kaynaklanmaktadır. Bu intermetalikler Ni-matrise (γ) Al, Ti, Ta gibi elementlerin ilave edilmesiyle Ni_3Al , Ni_3Ti , Ni_3Ta gibi birincil intermetalik fazlar (γ') oluştururken, Nb ilavesiyle Ni_3Nb gibi ikincil intermetalik fazlar (γ'') oluşturmaktadır [16,17]. Ayrıca, alaşımların dayanımlarının arttırılmasında, matris fazına ilave edilen Cr, Co, Mo, W gibi elementlerle de katı eriyik mukavemetlenmesi mekanizması da önemlidir. Bu elementler alaşımların korozyon direncini de iyileştirmektedir. Bu alaşımlara B, C, Hf, Zr gibi elementlerde (eser miktarda) ilave

edildiklerinde, matris fazında borürler ve karbürler oluşmaktadır. C elementi MC, $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C (M=metal) tipi karbürler oluştururken, B elementi M_2B , M_3B_2 , M_5B_3 borürler oluşturmaktadırlar. Oluşan karbürler/borürler tane boyutunu kontrol ederek ve/veya tane sınırlarında konumlanarak, tane sınırı hareketini engelleyerek de mukavemeti arttırmaktadır [18–20]. Ni-Bazlı süperalaşımlarda diğer bir mukavemet kazandırma yöntemi ise ikincil mukavemetlendirme mekanizması olan oksit dağılımıyla mukavemetlendirmedir (ODS). Bu yöntemde, Y_2O_3 gibi oksit parçacıklar mekanik öğütme/alaşımlama (MÖ/MA) ile matris fazı içerisinde homojen dağılım sağlanmaktadır. MÖ/MA yöntemiyle ergime sıcaklıkları çok farklı, birbiri içinde çözünmeyen elementler/oksit parçacıkları üniform bir şekilde dağıtılabilir. Bu yöntemle üretilen Ni-bazlı ODS süperalaşımlar yüksek sıcaklığın gerektirdiği yerlerde mükemmel performans göstermektedirler [21–24]. Bir Ni-bazlı süperalaşım olan MA6000 ise ODS ile kombine edilmiş mükemmel bir malzemedir. MA6000 süperalaşımı γ' fazının çökmesiyle mukavemetlendirmenin yanında oksit parçacıklarının dağılımıyla da (ODS) mukavemetlendirilmiştir [25,26].

Süperalaşımların aşınma davranışları alanında birçok araştırma mevcuttur. MA6000 süperalaşımının aşınma davranışları alanında ise kısmen araştırmalar mevcut iken yüksek sıcaklık aşınma davranışları incelenmemiştir. Bu çalışmada, MÖ/MA yöntemiyle üretilmiş Y_2O_3 ve NbC takviyeli MA6000 süperalaşımların aşınma/sıcak aşınma/yüksek sıcaklık aşınma davranışları incelenmiştir. Y_2O_3 ve NbC takviye fazı miktarının (ağ. %0,6-2,4) ve aşınma sıcaklığının (20-400 °C) aşınma davranışlarına (ağırlık kaybı, aşınma oranı, sürtünme katsayısı, aşınma mekanizmaları) etkileri incelenmiştir.

BÖLÜM 2

KOMPOZİT MALZEMELER

Kompozit malzeme, farklı özelliklere sahip malzemelerin en iyi özelliklerinin bir araya getirilerek oluşturulduğu ve böylece yeni özelliklere sahip malzemelerin ortak adıdır. Kompozitleri oluşturan malzemeler ise fiziksel ve kimyasal özellikler gibi birbirinden çok farklı özelliklere sahiptirler. Böylece birinden oldukça farklı özellikler, tek bir (kompozit) malzemede toplanmış olmaktadır. Kompozit malzeme baz (ana) malzeme ve takviye (dolduran) malzeme olarak iki ana grubun bir araya gelmesiyle oluşmaktadır. Baz malzeme matris olarak isimlendirilir ve diğer malzemeleri sararak bir arada tutarak bağlayıcı görevini görür. Takviye malzemesi ise parçacık, fiber veya wisker şeklinde olup doğal veya sentetik olabilir. Matris fazı, fiziksel ve mekanik özellikler açısından genellikle nispeten yumuşak, sünek, şekillendirilebilir ve termal iletkenliğe sahiptir. Takviye fazı ise yüksek mukavemet, sertlik ile düşük termal genleşmeye sahiptir ve matrisin içinde gömülüdür. Bundan dolayı kompozitteki takviye fazı matristen daha mukavemetli ve sert olduğundan, uygulanan yükü taşıyabilmektedir. Dolayısıyla kompozit, kendini oluşturan malzemelerin özelliklerinden daha iyi özelliklere sahiptir [27]. Kompozit malzemelerin tercih edilmelerinin en önemli nedenleri,

- ❖ Elektrik iletkenliği,
- ❖ Hafiflik,
- ❖ Sertlik,
- ❖ Tokluk,
- ❖ Mukavemet,
- ❖ Korozyon direnci dir [28,29].

2.1. KOMPOZİT MALZEME GURUPLARI

Kompozit malzemeler kendilerini oluşturan matris ve takviye malzemelerine göre sınıflandırılmaktadır. Bir sınıflandırma matris fazına göre yapılırken, diğer bir sınıflandırma ise takviye fazına göre yapılmaktadır.

Matris fazına göre kompozitler;

- ❖ Metal matrisli kompozitler
- ❖ Seramik matrisli kompozitler
- ❖ Polimer matrisli kompozitler
- ❖ Organik matrisli kompozitler

Takviye fazına göre kompozitler;

- ❖ Parçacık kompozit malzemeler
- ❖ Fiber kompozit malzemeler
- ❖ Whisker (kısa fiber) kompozit malzemeler
- ❖ Sandaviç panel kompozitler

Şeklinde sınıflandırılmaktadır [30,31].

2.1.1. Metal Matrisli Kompozitler

Metal matris kompozitler, daha düşük yoğunluğa, daha yüksek mukavemet ve sertlik gibi özelliklere sahiptir. Bu malzemeler, tek bir malzemedan elde edilmesi zor özellikleri sergileyen, iki veya daha fazla malzemenin kombinasyonudur. Bu kombinasyonda bir malzeme matris görevi görürken, diğeri güçlendirme görevi görmektedir. Matris malzemesi, üzerine uygulanan yükü takviyeye dağıtır. Aynı zamanda takviye kompozit malzemeye istenen mekanik mukavemeti sağlayan, malzemeyi koruyan ve ona şekil veren bileşendir. Takviye fazı, tel şeklinde veya sürekli/sürekli parçacıklar şeklinde olabilir. İstenilen özelliklere göre fiberler farklı oranlarda dağıtılabilmektedir. Oksit, karbür ve nitrür gibi seramik takviyeler hem

yüksek sıcaklıklarda hem de oda sıcaklıklarında özgül mukavemet ve sertlik gibi özelliklerde mükemmel kombinasyonlar sağlamaktadır. Matris fazı ve takviye fazının üretim metotları, kompozitin istenen özelliklerine göre uyarlamak mümkündür. Bu takviyeler, daha düşük termal genleşme katsayılarına daha yüksek mukavemet ve modüle sahiptirler. Alüminyum, magnezyum, çelik vb. gibi matrisler, çoğunlukla kompozitler için potansiyel malzeme olarak tercih edilir. Bir metal matrisli kompozitte takviyenin sert, matrisin sünek yapıda olması istenir. Titanyum da yüksek sıcaklık uygulamalarının gerekli olduğu yerlerde matris olarak kullanılabilir [32]. Çalışmaların çoğu alüminyum gibi hafif metal matrisler üzerine yapılmakta ve istenen yüksek mukavemet/sertlik kombinasyonu geliştirilmektedir [33].

2.1.2. Seramik Matrisli Kompozitler

Seramik matrisli kompozitler, yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemet, sürünme direnci, tokluk ve çevresel kararlılık gibi mükemmel özellik kombinasyonları sağlar. Özellikle fiber takviyeli kompozitlerde, matris ile fiber takviyeler arası arayüzler kritik öneme sahiptir. Seramik matrisli kompozitler içerisinde özellikle fiber/silikon ve silisyum karbür (SiC/SiC) olağanüstü özelliklere sahiptir. Seramik matrisli malzemelerin uzun süreli dayanıklılığında iki faktör ön plana çıkmaktadır. Birincisi, fiberlerin sürünmesi ve kopması, ikincisi ise öncelikli olarak oksit olmayan kompozitlerin çevresel bileşenlerinin bozulmasıdır. Oksit seramik matrisli kompozitler fiberin sürünme direncinin sınırlı olmasından dolayı, matris/takviye ara fazı geliştirilememektedir. Oksit olmayan fiberler mükemmel sürünme dirençli olduklarından geliştirilebilirler. Fakat özellikle orta sıcaklıklarda matris/takviye arayüzey oksidasyonu ile gevreklemeye neden olur. Bu durum tekrarlı yükleme durumlarında özellikle şiddetli matris çatlaklarına neden olur [34].

2.1.3. Polimer Matrisli Kompozitler

Polimer matrisli kompozit malzemeler, iki veya daha fazla malzemenin birleşimi olarak tanımlanabilir. Farklı fiziksel ve kimyasal özelliklere sahip bileşenlerin birleştirilerek istenen en iyi özelliklerin sağlandığı kompozitlerdir. Tipik olarak, matris fazı sürekli, takviye fazı ise süreksizdir. Polimer matrisli kompozitte, sürekli matris

fazı bir polimer iken takviye süresiz, uzun veya kısa fiber, parçacık veya nanoparçacık olabilir. Yapısal kompozitlerde kullanılan yaygın polimer matrisler arasında epoksiler, vinil esterler ve polyesterlerdir. Polyesterler ve vinil esterler öncelikle cam elyaf takviye ile düşük maliyetleri nedeniyle yaygın olarak kullanılmaktadır. Polieterimid, polietereterketon ve polifenilen sülfid gibi yüksek sıcaklıklı termoplastik reçineler bazı havacılık uygulamaları için tercih edilen reçine sistemleridir. Kullanılan tipik elyaf takviyeleri, cam elyafı, karbon elyafı ve poliaramid elyaflardır. Cam elyafı, büyük hacimli, düşük performanslı uygulamalar için düşük maliyeti, hazır bulunuşu ve kimyasal inertliğinden dolayı popülerdir. Tipik olarak poliakrilonitrilden yapılan karbon fiber yüksek özgül modülü ve yüksek sıcaklık performansından dolayı yüksek performans gerektiren uygulamalarında kullanılırlar [35].

2.1.4. Organik Matrisli Kompozitler

Organik matrisli kompozitler havacılık ve uzay gibi çeşitli mühendislik uygulamalarında kullanılmaktadır. Bu malzemelerin sertlik/ağırlık oranı çok iyi olduğundan dolayı denizcilik, otomobil, inşaat mühendisliği vb. alanlarda tercih edilmektedir. Kompozit yapılar genellikle servis süreleri boyunca çevredeki neme maruz kalmaktadırlar. Organik matrisler nemli ortamlara maruz kaldığında önemli miktarda nem absorbe ettiği, önceki çalışmalarda bildirilmiştir [36]. Organik matris kompozitlerin bozunma sıcaklığı düşüktür. Bu nedenle organik matrisli kompozitler yüksek sıcaklıklarda kullanılamazlar [37].

2.2. KOMPOZİT MALZEME ÜRETİMİ

Kompozitler, farklı tekniklerle üretilmektedir. Bazı durumlarda iki veya daha fazla işlemin bir arada uygulanmasına da ihtiyaç duyulabilir. Üretim yöntemleri, kullanılan matris çeşidine ya da fibere göre seçilir [27]. Matris fazı takviye fazının her tarafını sarmalı, sürekli olmalı ve malzemenin şeklini korumaktadır. Takviye fazı ise daha yumuşak olan matrisi mukavemetlendirmektedir. Ancak önemli olan ise takviye fazının ıslatılabilirliğidir. Matris/takviye arayüzey bağı kuvvetli olursa, kompozit mukavemetli olur [38,39].

2.2.1. Sıvıdan Üretim

Kompozitlerin sıvı hal üretim yöntemi, diğer yöntemlere göre basittir. Bu yöntemde takviye fazı, ergiyik haldeki matrise ilave edilir. Bu yöntemde, matris/takviye etkileşimi oldukça iyidir. Bu nedenle, matris/takviye arası bağ daha kuvvetli olmaktadır. Fakat gözenek olma ihtimali yüksektir. Sıvıdan üretim yöntemleri; sıvı döküm yöntemi, infiltrasyon yöntemi gibi alt sınıflara ayrılabilir [40].

2.2.2. Yarı Katıdan Üretim

Yarı katı üretim yöntemi, önceden ısıtılmış takviye kuvvetlice çalkalanma işlemi sırasında yarı katı bulamaca (matrise) eklenir. Homojen bir dağılım elde etmek için kuvvetli çalkalama yapılmalıdır. Homojenlik sağlandıktan sonra yarı katı kompozit (bulamaç) hidrolik pres ile preslenir. Bu üretim yönteminin en önemli avantajı, döküm sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda işlemin gerçekleşmesidir. Bu da takviye fazı yüzeyinin daha az termokimyasal bozulması demektir. Karıştırma döküm alaşımlarına özgü tiksotropik davranış ve üretim, yarı katı proses ile sağlanmış olur. Bu üretim yönteminde kompozitlerin mekanik özellikleri gelişir, aglomerasyon azalmış olur, daha uniform takviye fazı dağılımı sağlanır, tane incelmesi sağlanır, porozite miktarı azalmış olur, üretim maliyetini düşürür, daha fazla üretim sağlar, ıslatılabilirlik iyileştirilmiş olur [41,42].

2.2.3. Katıdan Üretim

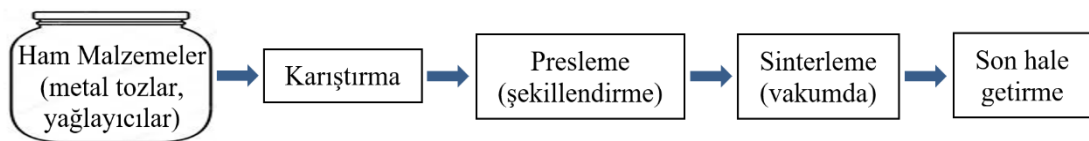
Bu yöntemde matris ile dağıtılan takviye fazı arasında yüksek sıcaklıkta karşılıklı difüzyon ile bağ oluşur. Kompozitlerin katı hal üretim yöntemleri toz metalurjisi, difüzyon birleştirme, haddelemedir [43,44].

2.2.3.1. Toz Metalurjisi Yöntemi

Toz metalürjisi (TM) sürekli ve hızla gelişen, çok çeşitli metal ve alaşımları kapsayan ve çeşitli/karmaşık şekilli parçaları üretim teknolojidir. Kullanılan malzemeler demir esaslı veya demir dışı olabilir. Aynı zamanda bu yöntem, metalik tozlardan parçalar

üreten bir metal ve alaşımlarını işleme teknolojisidir. Bu teknolojiye işlem sırası, tozlar soğuk/sıcak olarak istenilen şekle preslenerek şekillendirilerek ham malzemeler (mukavemet kazanmamış) üretilir. Üretilen ham malzemeler ergime sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda tozların katı hal bağıyla birbirine bağlanması için sinterlenir. Sinterlemenin amacı, şekillendirilmiş parçaları sert-rijit kütle haline getirmektir. Diğer üretim yöntemlerine göre toz metalurjisinin (TM) birçok avantajı vardır. Matris ve takviye fazları katı halde karıştırılır. Bu yöntemle matris/takviye arası, sıvı matris/takviye fazı arası ıslatmama problemi ortadan kalkar. İstenmeyen fazların oluşumu engellenmiş olur. Dengesiz mikro yapılar yerine matris içinde uniform takviye dağılımı sağlanarak mikro yapı kontrol edilebilir. Sprey, yarı katı üretim, sıvı infiltrasyon gibi metotlar ile karşılaştırıldığında, mikro yapıda mükemmel bir uniformluk elde edilir. Toz metalurjisi; ingot metalurjisi, difüzyon birleştirme gibi üretim yöntemleriyle karşılaştırıldığında düşük işlem sıcaklıkları ayırt edici özellikler arasında sayılabilir. Difüzyon bağı malzemelerin mekanik özelliklerini etkileyen, mikro yapı kontrolünde çok önemli rol üstlenir. Kompoziti oluşturan matris ve takviye tozlarının parçacık boyutları ve şekilleri üretimde çok önemli rol oynar. Toz metalurjisinde takviye parçacıkları çoğunlukla, parçacık ya da wisker şeklinde kullanılmaktadır. Döküm, haddeleme gibi diğer üretim yöntemleriyle kıyaslandığında toz metalurjisinin diğer avantajlı yönleri maliyet (%40 maliyet azalması) ve malzeme kaybının olmaması/çok az olmasıdır [45].

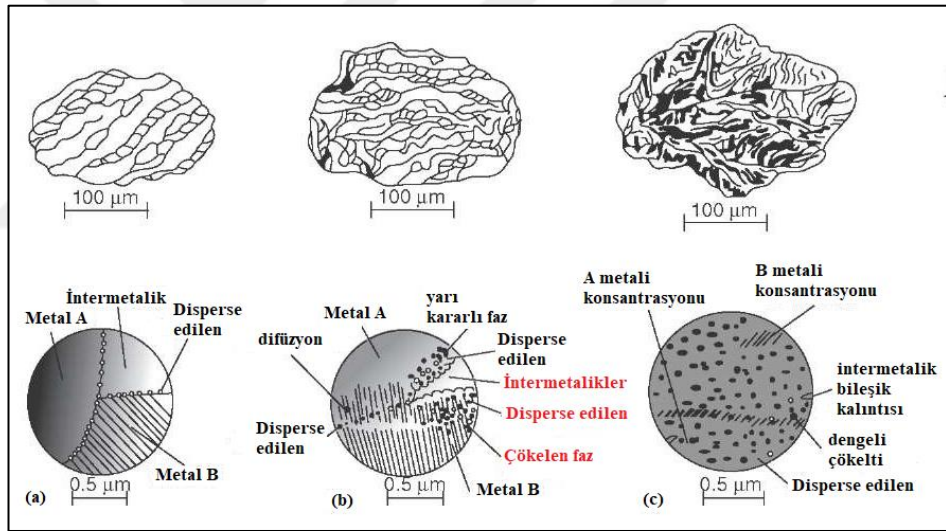
Toz metalurjisi ağırlıklı olarak iki gruba ayrılabilir. Bunlar geleneksel yöntem ve geleneksel olmayan yöntemlerdir. Geleneksel yöntem karıştırma-presleme-sinterleme aşamalarından oluşmaktadır. Geleneksel olmayan yöntemler ise, metal enjeksiyon kalıplama ve izostatik preslemedir. İzostatik presleme soğuk izostatik presleme ve sıcak izostatik presleme şeklinde iki alana ayrılmaktadır. Şekil 2.1’de toz metalurjisi üretim süreci şematik olarak gösterilmiştir [46].



Şekil 2.1. Toz metalurjisi işlemi [46].

2.2.3.2. Mekanik Alaşımlama

Mekanik alaşımlama (MA) bir katı hal işlemdir. Toz parçacıkları karışımının kuru, yüksek enerjili bilyeler ile kapalı bir kaba şarj edilmesi ve bu ortamda öğütülmesi/alaşımlandırılması işlemidir. Mekanik öğütme/alaşımlama (MÖ/MA) işleminde toz parçacıkları tekrarlı olarak soğuk kaynaklanma-kırılma-tekrar soğuk kaynaklanma olmaktadır. MA işlemi bilye-toz-kap duvarı çarpışmasının sürekli olmasıyla gerçekleşmektedir. MA başlangıcında kompozit parçacıkları yassılaştır ve sürekli temiz yüzeyler oluşur (Şekil 2.2. (a)). İkinci aşamada sürekli yüksek enerjili bilyelerin arasında kalan tozlarda deformasyon sertleşmesi olur. Bundan dolayı hızlı kırılma gerçekleşir. Kırılma-soğuk kaynak tekrarları kompozit parçacıklarının incelmesini sağlar (Şekil 2.2. (b)).



Şekil 2.2. Mekanik alaşımlama [47].

MA/MÖ işleminin devam etmesiyle parçacıklar boyunca çözünme ve katı çözeltili oluşumu başlar. Devamında soğuk kaynak, daha kıvrık ve ince lameller oluşur (Şekil 2.2. (c)). Bu şekilde başlangıç kompozisyonu (toz karışımı) matris-takviye karışımı haline gelir. Son safha denge safhasıdır. Soğuk kaynak-kırılma arasında gerçekleşen bir dengedir ve sonuçta ortalama toz boyutuna ulaşılır [47].

MA mekanizması kullanılan toz özelliklerine göre sünek-sünek, sünek-gevrek ve gevrek-gevrek şeklinde sınıflandırılmaktadır. Sünek-sünek sistem Cu-Ag, Cu-Cr gibi

metallerin soğuk kaynaklanma-kırılma tekrarlarının olduğu sistemlerdir. Süneg-gevrek sistemde sert kırılğan tozlar öğütmenin etkisiyle ufalanır ve süneg tozlara gömülürler. İşlemin devamında süneg tozlar soğuk kaynaklandıktan sonra ise kırılarak sert parçacıklar yeni oluşan yüzeylere saplanır. Bu döngünün devamında homojen bir süneg-gevrek toz karışımı elde edilir. Gevrek gevrek sistemin olması beklenemez. Gevrek tozlar olabileceği en küçük boyuta kadar sürekli ufalanma eğilimindedirler. Fakat son zamanlarda Si-Ge, Mn-Bi gibi alaşım sistemleri çalışılmıştır [48,49].

MA karmaşık bir süreçtir ve bu nedenle bir dizi değişkenin optimizasyonunu gereklidir. İstenen ürün, faz ve/veya mikro yapı elde etmek için bu değişkenlere dikkat edilmelidir. Kompozit tozun son yapısını etkileyen bazı önemli parametreler;

- ❖ Öğütme tipi
- ❖ Öğütme kabı
- ❖ Öğütme hızı
- ❖ Öğütme süresi
- ❖ Öğütme ortamının tipi, boyutu
- ❖ Bilye/toz oranı
- ❖ Öğütme kabının doluluk oranı
- ❖ Öğütme atmosferi
- ❖ İşlem kontrol kimyasalı türü ve miktarı
- ❖ Öğütme sıcaklığı'dır.

Bu değişkenler birbirinden bağımsız değildir. Optimum öğütme süresi öğütme tipine, öğütme ortamı büyüklüğüne, öğütme sıcaklığına bilye/toz oranına bağlıdır. Bir parametrenin değişmesi diğerlerini de etkiler [50].

MA/MÖ işlemlerinde çeşitli öğütme tipleri kullanılmaktadır. Parçacık boyutu, yapısı karışım durumu, katı hal çözünübilirliği gibi özellikler öğütme tiplerinden etkilenmektedir. Öğütme tipleri planetary bilyeli öğütme, çalkalayıcı (spex) değirmen, attritor değirmendir. Öğütme hızı da tozların özelliklerini etkileyen önemli bir parametredir. MA sırasında öğütücü bilyelerden tozlara enerji geçişi olmaktadır. Hareket halindeki bilye toza çarparak ufalamaktadır. Bilye hızı artarsa toza geçen

Çarpma enejiside artar. Bu nedenle, bilyeleri hareket ettiren kap/karıştırıcı kollar hızlandıkça daha fazla enerji girişı olur. Öğütme hızı toz boyutunun küçülmesinde önemli faktördür. Öğütme zamanı mekanik alaşımlanan tozların özelliklerine çok etkili olan parametredir. Öğütme zamanını artmasıyla alaşımlama derecesi de artar. Sürenin gereğinden fazla uzun olması bazen istenmeyen fazların oluşmasına neden olabilir. Bilye/toz oranı etkili bir parametre olup, oran arttıkça bilye toz çarpma miktarı (sayısı) artar. MA kinetiğİ, etkinliğİ artar. Genellikle bu oran 10:1 değ erinde alınır. Öğütme atmosferi oksitlenmenin, kirlenmenin olmaması için Ar, N, He gibi nö tr hava ortamı olmalıdır. Amaca göre özel öğütme ortamları da kullanılabilir. İşlem kontrol kimyasalı ise mekanik alaşımlama sırasında bilye ve tozların yüzeyine nüfuz ederek, öğütülen tozların yüzey gerilimlerini azaltır. Bu sayede tozların soğ uk kaynak olması engellenmiş olur. Öğütücü bilye ve öğütme oramı olarak çoğ unlukla yüksek sertlik ve yoğ unlukta elik bilyeler kullanılmaktadır. Yeterince ağır (büyük) olmalı ki çarpmanın etkisiyle tozlar ufalanmalıdır. Öğütücü elik bilye ve elik öğütme ortamının yanı sıra öğütücü ve öğütme ortamı olarak akik, paslanmaz elik tungsten karbürde kullanılmaktadır [51].

BÖLÜM 3

SÜPERALAŞIMAR

3.1. SÜPERALAŞIMLARIN ÜRETİMİ

Süperalaşım üretimi büyük ingotların üretimiyle başlar. İngotlar ise vakum indüksiyon ile refrakter potada üretilir. Alaşımlar elektrik ark fırınlarında atmosfer ortamında/cüruf altında eritilebilirler. Fakat vakum indüksiyon eritme yöntemi daha kullanışlıdır. Çok daha az kirlenme olduğundan çok daha iyi sonuçlar elde edilir. Olası kirlenmeler giderildikten sonra karbon ile deokside edilir. Ti, Al, Hf gibi γ' fazı oluşturuvcu elementler ilave edilir. İstenilen kompozisyon elde edildiğinde süperalaşım ingot şeklinde katılaşıır. Üretilen ingotlar; ya (i) tekrar eritilerek hassas döküm yoluyla süperalaşım üretilir. Üretilen süperalaşımlar ya (ii) tekrar eritildikten sonra yoğurma (haddeleme, çekikleme) yoluyla süperalaşım üretilir veya (iii) dövme işlemi ve saflaştırma (konsolide) işleminden sonra tekrar ergitilerek süperalaşım tozları haline getirilerek üretilir [52].

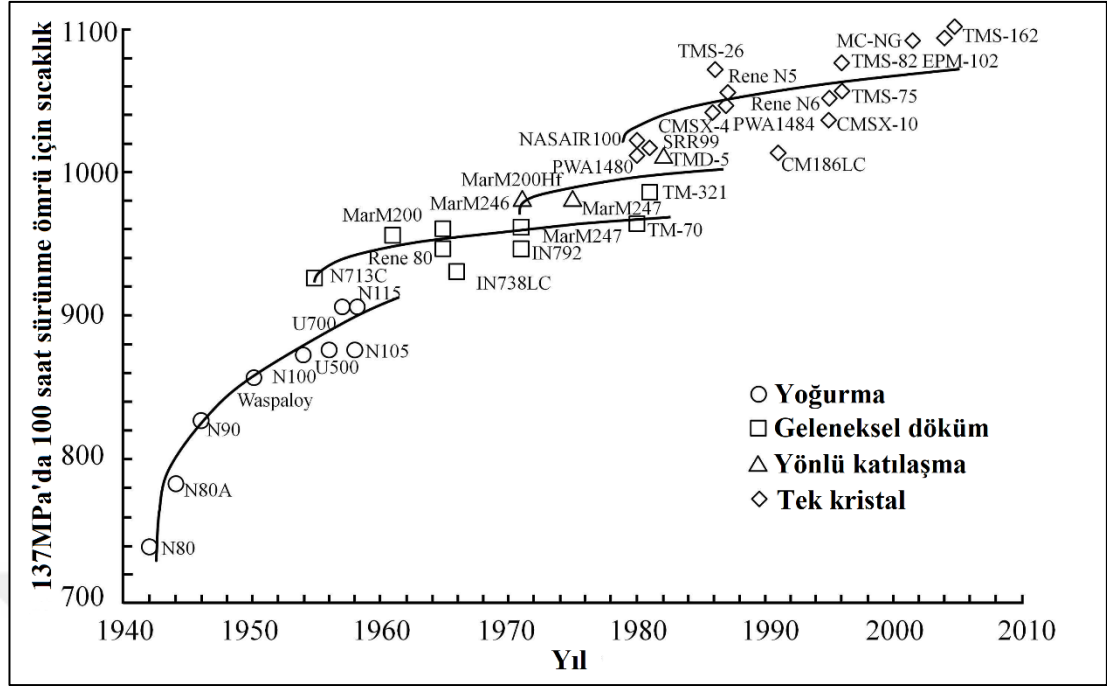
Yarı mamul olan süperalaşım, ingot vakum indüksiyon ergitme (ikincil eritme) ile eritilir. İkincil eritme işlemi süperalaşımın kimyasal homojenizasyonu, inklüzyon giderme gibi birkaç aşamada gerçekleştirilir. İstenmeyen elementler/impüriteler uzaklaştırılır ve eriyik süperalaşım kalıba dökülür. İkincil ergitmede vakum ark ergitme, elektrolag ergitme gibi farklı ergitme yöntemleri kullanılabilir. Bu şekilde eriyik süperalaşımdan türbin kanatları gibi kompleks şekilli parçalar hassas döküm/balmumu kalıp yöntemiyle üretilir. Döküm mum modeli süperalaşım parçaların üretiminde oldukça kullanışlıdır ve döküm vakum ortamında yapılır.

Üretilen ingotlar istenilen kalitede değil ise (mekanik uygulamalarda kullanılamaz) tane boyutu küçültme işlemine tabi tutulur. İngot dönüşümü olarak da bilinen bu işlemde fırında ısıtılan ingot boyut oranları yarı yarıya değişene kadar dövülür.

İstenilen tam boyutuna ulaşana kadar ısıtma-dövme işlemine devam edilir. Bu şekilde tane inceltme ile süperalaşıma mukavemet kazandırılmış olur [53].

Döküm yöntemi ile üretimde mikro yapıda dentrit oluşumu, segregasyon, tane boyutu değişimi gibi istenmeyen durumlar olmaktadır. Ayrıca poli-kristalin tane yapısı olduğundan dolayı, yüksek sıcaklıklarda tane sınırı kayması olmaktadır. Tane sınırı kayması istenmeyen bir durumdur ve malzemenin deformasyonuna neden olmaktadır. Bunlardan dolayı teknolojinin gelişmesiyle, yönlü katılaşma ile döküm yapılmıştır. Yönlü katılaşmada, taneler birbirine paraleldir ve malzeme boyunca devam eder (sütunlu tane). Taneler uygulanan yük yönünde uzarlar. Tane sınırının azalması sürünme direncini artırdığından dolayı, yönlü katılaşmadan yola çıkılarak tek kristal süperalaşımlar geliştirilmiştir. Tek kristal işlemi süperalaşımın kontrollü şekilde katılaşmasıyla elde edilmektedir. Bu yöntemle süperalaşımın tamamında tane sınırları ortadan kaldırılmış olmaktadır. Tek kristal süperalaşımlar, diğer ergitme-döküm yöntemlerine göre en yüksek sıcaklıklarda mekanik mukavemet ve sürünme direncine sahiptirler. Tek kristal süperalaşımlar yönlü katılaşan süperalaşımlar ile karşılaştırıldığında, tek kristal döküm teknolojisi ile üretilen parçalar tek tanelidir ve daha yüksek sıcaklıklarda çalışabilmektedir [54–56]. Şekil 3.1’de Ni bazlı süperalaşımların mikro yapıya göre sıcaklığa dayanıklılık gelişim süreci verilmiştir.

Araştırmalar ışığında bu üretim yöntemlerine katmanlı üretim (KÜ) yöntemi geliştirilmiştir. Gelişen teknoloji ile bilgisayarlar malzeme üretiminde kullanılmaya başlanmıştır. Bilgisayar-destekli-tasarım (BDT) kullanılarak katman katman biriktirme işlemi ile üç boyutlu parçalar geliştirilmektedir. Bu yöntemle bir katmanın üzerine yeni bir katman dökülmekte, üretilen parça net şekilde kalması için her bir katman sürekli ısıtılıp soğutulmaktadır. KÜ teknolojisi üretim maliyetlerini %50 azaltmasının yanında ürün kalitesini de (mukavemet) geliştirmektedir. Üretim için kullanılan malzeme ve zamanı azaltmaktadır. Üretim katman katman olduğundan genelde tane kolonsal yapıya sahiptir. KÜ yöntemleri (i) lazer katmanlı üretim işlemi, (ii) soğuk sprey biriktirme işlemi ve (iii) tel ark katmanlı imalat şeklinde sınıflandırılır [58].



Şekil 3.1. Ni-bazlı süperalaşımların mikro yapıya göre sıcaklığa dayanıklılık gelişim süreci [57].

Geleneksel döküm ile çok az (Ni, Cr) elementin olduğu Waspalloy gibi süperalaşımlar üretilmektedir. Döküm süperalaşımların termal özellikleri alaşım elementi sayısından çok etkilenmektedir. Alaşım elementi sayısı çok olduğunda döküm sırasında segregasyon olabilmekte, sıcak alanda çalışma sırasında çatlama problemi olmaktadır. Bu durumlardan dolayı, toz metalurjisi yöntemi ile süperalaşım üretilmeye başlanmıştır. Toz metalurjisinde metal tozları kullanılabildiği gibi metal dışı tozlarda (oksitler, seramikler, intermetalikler gibi) kullanılabilmektedir. Tozlar işlem sırasında sırasıyla, mekanik sıkıştırma-plastik deformasyon-sürünme-difüzyon safhalarından geçmektedir [59].

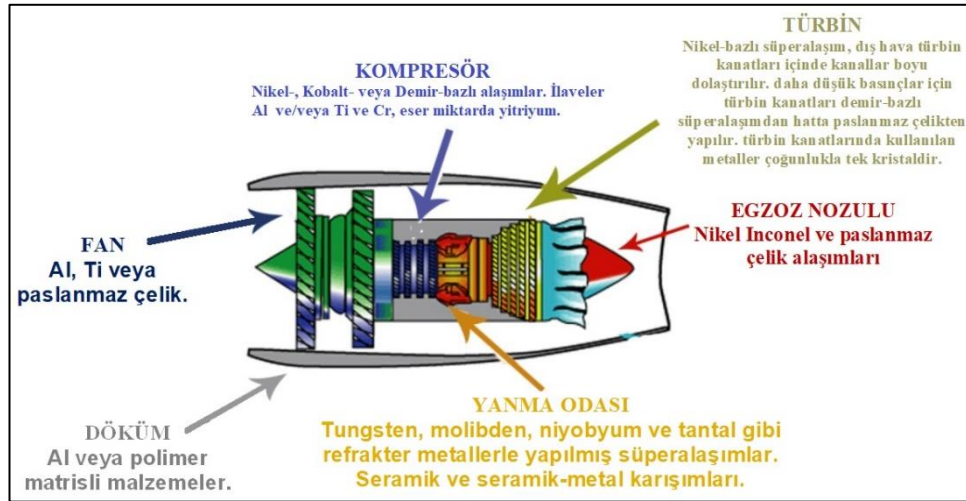
ODS (oksit dağılımla mukavemetlendirme) gelişimi Benjamin gurubunun MA tekniğinin keşfedilmesiyle başlamıştır. MA işlemi ile matrise oksitlerin dağıtılarak üretilen Ni ve Fe bazlı süperalaşımlar ve Al alaşımlarının mekanik özellikleri geleneksel yöntemler ile üretilen alaşımlardan çok daha iyi olduğu anlaşılmıştır [60]. ODS süperalaşımlar çökeltme sertleşmesi ve dağılım sertleşmesinin ikiz kombinasyonudur. Çökeltme sertleşmesi mukavemeti orta sıcaklıklara kadar etkili iken dağılım sertleştirme mukavemeti yüksek sıcaklıklarda da etkilidir. Elementel tozlar ve

seramik/oksit tozları yüksek enerji bilyeli öğütme ile hem öğütülmekte hem de alaşımlandırılmaktadır. Aynı zamanda oksit/seramik fazların matris içerisinde homojen dağılımı sağlanmaktadır. MA işlemi sırasında çok fazla tekrarlanan deformasyon-soğuk kaynaklanma-kırılma mekanizmasıyla, tane/toz tanesi incelmesi (tane boyutu küçülmesi) ve difüzyon artışına neden olmaktadır. Bu nedenle MA, homojen ODS alaşımları üretiminde oldukça etkilidir. Bu sayede ODS alaşımlarındaki çok küçük boyutlarda oksit/seramik fazı (parçacıkları) yüksek sıcaklık mukavemeti kazandırmaktadır. ODS süperalaşımlarında matrise dağıtılan oksit/seramik parçacıkları gerilme, kopma dayanımını önemli ölçüde artırmaktadır. Bu alaşımlar diğer alaşımlardan çok daha uzun süre uygulanan yükü taşıyabilmektedir [50,61]. Yitriyum gibi oksit/seramik fazlar malzemenin sürünme direncini artırmaktadır. Yitriya takviyeli demir bazlı ODS alaışımının akma dayanımı 250 MPa'dan 1200 MPa'ya çıkarılmıştır. Ticari olarak ODS demir bazlı süperalaşımlar ve ODS nikel bazlı süperalaşımlar şeklinde iki ana grup vardır [62].

3.2. SÜPERALAŞIMLARIN UYGULAMA ALANLARI

Şu anda kullanımda olan gelişmiş metallerin çoğu tek bir uygulama için geliştirilmiştir (uçak gaz türbini veya turbo jet motoru). Farklı alanlarda da talepler olduğu için, keşfedilen bu metaller çok farklı alanlarda kullanılmaya başlandı. Gaz türbinini motoru bileşenleri her türden ağır koşullara maruz kalmaktadır (örneğin yüksek sıcaklıklar, aşındırıcı korozyif gazlar, titreşimler, merkezkaç kuvvetlerinin oluşturduğu yüksek mekanik yükler). Bundan dolayı motorun farklı kısımlarındaki parçalar işlevlerine göre farklı yapısal özellikte olmalıdır. Sıkıştırma (hava) bölümünde kanatlar ve pervaneler aerodinamik yüklere, dönen kanatlar ayrıca sürünmeye de (merkezkaç kuvveti nedeniyle yavaş yavaş uzama eğilimi) karşı koymalıdır. Dönen kanatları taşıyan diskler, kanatları merkez kaç kuvvetine karşı tutmak için yüksek taşıma kapasitesine sahip olmalıdır. Türbin kanatları korozyif gazlara ve kompresörde karşılaşılan sıcaklıklardan çok daha yüksek sıcaklıklara dayanabilmelidir. İstenilen bu özellikler süperalaşımların geliştirilmesine neden olmuştur. Süperalaşımların özellikle Ni-bazlı süperalaşımların sertlikleri, toklukları, sürünme dayanımları ve mukavemet/ağırlık oranı yüksektir. Yüksek sıcaklıklarda çalışma kabiliyetleri, termal yorulma, termal şok dirençleri ve kimyasal özellikleri çok iyidir. Isıl dirençleri,

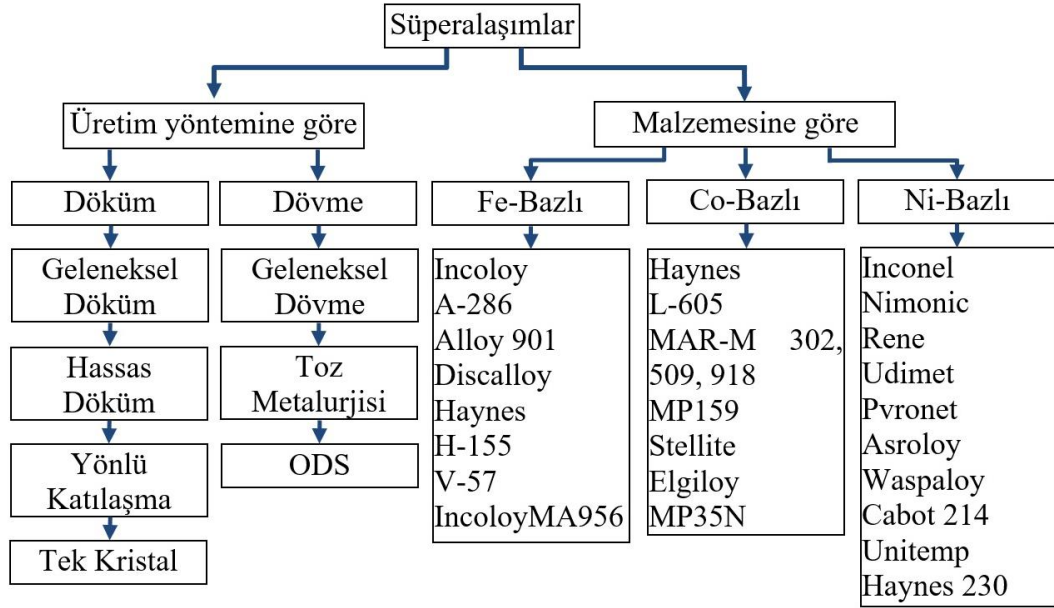
korozyon/oksidasyon dirençleri yüksektir. Çalıştıkça sertleşme özelliğine (çalışma sertleşmesi) sahiptirler. Isıl iletkenliği oldukça düşüktür. Bu özelliklerinden dolayı, çok farklı alanlarda kullanılmaktadır. Havacılık endüstrisinin %70-80'inde Ni-bazlı süperalaşımlar kullanılır. Süperalaşımlar özellikle Ni-bazlı süperalaşımlar uzay araçlarında, havacılık endüstrisinde, jet motorları ve ilgili parçalarda, türbin disklerinde, türbin kanatları, gaz türbin motorları, deniz, uçak, endüstriyel ve araç gaz türbinleri, roket motorları ve pompalarında, deneysel uçaklar, uzay mekiğinin ana motoru, denizaltılar, buhar türbinleri/santralleri, kara araçlarının türbinlerinde, güç üretim türbinlerinde, nükleer reaktörler, nükleer enerji santrallerinde, petrol ve gaz/doğalgaz endüstrisinde, eşanjör ekipmanlarında, kriyojenik tanklar ve nikel-hidrojen pillerin basınçlı kaplarında, petrokimya alanında, kimya alanında, tıpta, biyomedikal uygulamalarında, ortopedik implantlar, protez aparatları, diş malzemelerinde, vasküler uygulamalarda, stentler ve tıbbi aletlerde, ilaç endüstrilerinde, köprüler, tüneller ve üst geçitler gibi endüstriyel ve yapısal uygulamalarda, metal işlemede (döküm kalıpları, sıcak iş takımları) kullanılmaktadır [63–66]. Şekil 3.2'de bir jet motorunun kısımları ve bu kısımlarda kullanılan malzemeler gösterilmiştir.



Şekil 3.2. Bir jet motorunun kısımları ve kullanılan malzemeler [67].

3.3. SÜPERALAŞIMLARIN SINIFLANDIRILMASI

Süperalaşımlar genellikle VIIIB grubu elementleri olup, yüksek sıcaklık özelliklerini dahada iyileştirmek için geliştirilmişlerdir. Modern süperalaşımlar ergime sıcaklıklarının %85'ine kadar dayanabilmektedirler. Süperalaşımları yüksek mekanik dayanım, yüksek çalışma sıcaklıkları, sürünme direnci, yüksek yorulma direnci, yüksek sıcaklık korozyonu ve oksidasyon direnci gibi özellikler bu malzemelerin gelişmesine neden olmaktadır. Süperalaşımların çeşitliliğinden dolayı kullanılan ana elemente (metal) göre üç gruba ayrılırlar. Şekil 3.3'te süperalaşım gurupları şema şeklinde verilmiştir. Ayrıca üretim yöntemlerine göre de, (i) döküm süperalaşımlar ve (ii) dövme süperalaşımlar ve şeklinde gruplandırılırlar. Döküm süperalaşımlar ise (i) geleneksel döküm, (ii) hassas döküm, (iii) yönlü katılaşma ve (iv) tek kristal olarak ayrılır. Dövme süperalaşımlar (i) geleneksel dövme, (ii) toz metalürjisi ve (iii) oksit dispersiyon sertleştirme (ODS) süperalaşımlardır [65,68].



Şekil 3.3. Süperalaşımların sınıflandırılması ve üretim yöntemleri [68–70].

3.3.1. Demir Esaslı Süperalaşımlar

Demir bazlı süper alaşımlar, östenitik paslanmaz çeliklerden geliştirilmiştir. Östenit matris demir ve nikelden oluşmaktadır. Yüzey merkezli kübik (YMK) matris hem

çökelti sertleşme ile hem de katı çözelti sertleştirme ile mukavemetlendirilmiştir. Yapının kararlı olması için en az %25 Ni olmalı ve östenitik matris demir ve nikelden oluşmaktadır. Cr gibi diğer alaşım elementleri östenit faza katı çözelti sertleşmesi kazandırmaktadır. Al, Ti, Nb, C gibi elementler ilave edilerek intermetalik fazlar ve karbür fazları oluşturularak mukavemet kazandırılabilir. C miktarı artırılarak aşınma direnci artmaktadır. Aynı zamanda Al, Cr oksidasyon direncini artırmak için ilave edilmektedir. Demir bazlı süperalaşımlarda Ni, Nb, Ti, Al gibi elementler γ' çökelti fazı oluşturmak için ilave edilebilirler. Bu süperalaşımlar Ni ve Co bazlı süperalaşımlarla kıyaslandığında, yüksek sıcaklıklarda oksitlenme, mukavemet gibi fiziksel ve kimyasal özellikler bakımından yetersizdir. Bundan dolayı diğer süperalaşımlardan daha ucuzdur. Demir bazlı süperalaşımlar martenzitik dönüşümle ve çökelme sertleşmesiyle mukavemetlendirilirler. Martenzitik faz 538°C'ye kadar yapısını koruyabilmektedir. Dolayısıyla martenzitik dönüşümle mukavemetlendirilmiş süperalaşımlar bu sıcaklığın altındaki sıcaklıklarda çalışabilir [53,65,68,71].

3.3.2. Kobalt Esaslı Süperalaşımlar

Co-bazlı süperalaşımlar Ni-bazlı süperalaşımlarla kıyaslandığında daha yüksek sıcak korozyon, oksidasyon ve aşınma direnci sergiler. Co-bazlı süperalaşımlar çok daha yüksek sıcaklıklarda (Ni-bazlı alaşımların kullanılmadığı sıcaklıklar) mukavemetlerini koruyabilmektedirler. Sıcaklığın 1100 °C'nin üzerinde olduğu yanma odaları, Co-bazlı süperalaşımlardan yapılmaktadır. Fakat Co-bazlı süperalaşımlar, Ni-bazlı süperalaşımlar kadar güçlü değildirler. Sadece çok yüksek sıcaklıklara dayanabilmektedirler. C, W, Mo gibi elementler ilave edilerek MC, M₆C, M₇C₃, ve M₂₃C₆ gibi karbür fazlarıyla mukavemetlendirilirler. Alaşım elementleri tane sınırlarında karbür fazları oluşturarak (konumlanarak), kararlı yapı oluştururlar. Tane sınırı mukavemetini ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklara kadar (kararlı yapılarını) sürdürebilirler. Yüksek sıcaklıklardaki egzoz gazlarının olduğu bölümlerde ise Cr oranı yüksek (metal karbür oluşması için) ve refrakter metallerin (korozyon direnci için) olduğu Co-bazlı süperalaşımlar kullanılmaktadır. Örneğin malzeme yüzeyindeki Cr oksijen ile reaksiyona girerek Cr₂O₃ oluşturur. Malzeme yüzeyinde oluşan Cr₂O₃ parçayı (bozan, aşındıran) gazlardan korur. Fakat Co-bazlı süperalaşımlar, Ni-bazlı

süperalaşımlar kadar rijit değildir, hassas değildir ve termal şok direnci düşüktür. Isıl genişleme katsayısı çok düşüktür ve ısı iletkenliği Ni-bazlı süperalaşımdan daha iyidir. Bundan dolayı termal yorulmaya dayanıklıdır. Türbin vanası gibi yüksek sıcaklığın ve yorulma dayanımının istendiği hareketsiz çalışan parçalar, Co-bazlı süperalaşımlardan yapılır. [53,65,66,68,71].

3.3.3. Nikel Esaslı Süperalaşımlar

Ni-bazlı süperalaşımlar yüksek sıcaklıklarda iyi korozyon direnci, yüksek mukavemet, uzun yorulma ömrüne sahiptirler. Ni-bazlı süperalaşımlar östenitik YMK matris fazı (γ) ve çeşitli ikincil fazlardan oluşmaktadır. Yapılarında farklı elementler olduğundan dolayı Ni-bazlı süperalaşımlar, mikro yapı olarak en karmaşık süperalaşımlardır. İlave edilen C, W, Ta gibi elementler katı çözelti veya çökelme sertleşmesiyle mukavemetlendirme sağlamaktadır. Ayrıca mukavemet kazandıran iki önemli faz vardır: γ' (birincil gama) ve γ'' (ikincil gama) fazları. Bütün Ni-bazlı süperalaşımlarda γ fazı (YMK östenit nikel matris) vardır. Ti, Al, Ta elementleri γ' fazı oluşturmak için, Nb elementi ise γ'' fazı oluşturmak için östenite ilave edilir. Bu elementlerin oluşturdukları intermetalik fazlar, 650°C'ye kadar olan düşük ve orta sıcaklıklarda mukavemet sağlarlar. C elementi ise tane sınırlarında karbür oluşturarak mukavemet kazandırır. Aynı zamanda Cr, Al gibi elementlerde malzeme yüzeyinde oksit katmanı oluşturarak, yüzeyi pasivize etmekte ve alaşımın oksidasyon uğramasını engellemektedir. Nb ve Mo elementleri kaynak sırasında çatlak etkisini ortadan kaldırmak için eklenebilir. Zr ve B elementleri tane sınırlarında konumlanarak tane sınırı enerjisini düşürmekte, ayrıca uyumlu taneler oluşturarak sünekliği geliştirmek için alaşıma ilave edilmektedir. Ni-bazlı süperalaşımlar, süperalaşım gurubu içinde en fazla kullanılan alaşımlardır. Havacılık endüstrisinde kullanılan süperalaşımların %50'si Ni-bazlı süperalaşımlardır. Havacılık sistemlerin en sıcak kısımlarında kullanılmaktadır. Matris YMK yapıda ve yüzey kararlılığı oldukça iyidir. Uzay ve havacılık alanı, sivil ve askeri havacılık, deniz araçları, enerji, nükleer, kimya, tıp gibi çok farklı alanlarda farklı amaçlar için kullanılırlar [53,65,66,68,71].

3.3.3.1. Gama (γ) Matris

Ni-bazlı süperalaşımlarda en önemli özelliklerden biri YMK yapılı matrisin (östenit) yüksek faz kararlılığına sahip olmasıdır. Östenit matris birkaç yöntemle mukavemetlendirilebilir. Al, Cr gibi elementler ile yüzey kararlılığı geliştirilebilir. Sürünme direnci dislokasyon hareketi ile ilgilidir [66].

3.3.3.2. Birincil Gama (γ') fazı

Birincil gama (γ') fazı, yüksek sıcaklıklarda mukavemet sağlayan fazdır. İntermetalik bir fazdır ve yapısı kübik formda $L1_2$ düzenindedir. Al, Ti, Ta gibi elementler matris fazında Ni_3Al , Ni_3Ti , Ni_3Ta gibi γ' intermetalik fazları oluştururlar. γ' fazları ısıtılma işlemi ile yaşlanma sertleşmesiyle Ni matris fazı içinde oluşturulurlar. γ ve γ' fazlarının kafes yapıları farklıdır. γ matristeki bir dislokasyon γ' fazı ile karşılaştığında bu faz içerisinde ilerleyebilmesi için çok yüksek enerjiye ihtiyaç duyar. Bundan dolayı matris içindeki intermetalik fazlar dislokasyon hareketini engellerler. İlerlemesi zorlaşan dislokasyonlar metalin şeklini değiştiremezler. Birçok dislokasyon ilerlemeye çalışır ve γ' intermetalik fazı geçemez ve burada dislokasyon yığılması meydana gelir. Fakat yine de yığılan dislokasyonlar metali deforme edemezler. Bu nedenle, süperalaşımlar deformasyon dirençli ve sıradan alaşımlardan daha serttirler. İntermetalik fazların miktarının artması ve östenit matris ile uyumlu olması nedeniyle mukavemette çok büyük bir artış olmaktadır. Eğer yeterli miktarda gerilim (yük) uygulanırsa dislokasyonlar, γ' fazını keserek sürünme deformasyonuna neden olabilirler. Fakat yüksek sıcaklıklarda düşük yüklerde bile dislokasyonlar çok çabuk çoğalabilir. Hızla artan dislokasyonlar, γ/γ' arayüzeylerinde dislokasyon ağları oluştururlar. Yoğun dislokasyon ağı dislokasyonların kaymasını engeller (dislokasyon kilitlenmesi) ve sürünme deformasyonunda engellenmiş olur. Sıcaklık artışına bağlı olarak dislokasyonların tırmanması için gerekli olan aktivasyon enerjisi azalır. Yeni dislokasyon ağlarının oluşmasıyla dislokasyonlar tırmanmaya devam ederek, γ' fazını geçebilirler. Dislokasyonların engeli geçmeleri malzemenin yumuşaması/şekil değiştirmesi olarak açıklanabilir. Diğer bir durum, yüksek sıcaklıklarda γ' fazı kabalaşarak γ/γ' arayüzeyindeki uyumun bozulmasına ve malzemenin sürünme direncinin düşmesine neden olmaktadır [53,66,72].

3.3.3.3. İkincil Gama (γ'') fazı

İkincil Gama (γ'') fazı, Ni'nin Nb ile oluşturduğu Ni_3Nb intermetalik bileşigidir. γ'' intermetalik fazı, matriste (γ -Ni) çökelme sertleşmesiyle oluşturulmaktadır. Matris fazıyla güçlü bir uyum içerisindedir. Yarı kararlı ve hacim merkezli tetragonal kristal yapılıdır. Bu faz 850 °C'ye kadar sıcaklıklarda mukavemet artışı sağlar. Uzun süre yüksek sıcaklıklara maruz kaldığında kabalaşır. Kabalaşmanın devamında kararsızlaşarak, delta (δ) fazına dönüşür. Hem γ'' fazı hemde δ fazı aynı kimyasal yapıya sahiptir. Fakat δ fazı γ'' fazından daha kararlıdır [73,74].

3.3.3.4. Topolojik Sıkı Paket (TCP) fazları

Ni-bazlı süperalaşımlarda birçok element olduğu için birçok da faz oluşmaktadır. Bunlardan bir gurubu da TCP fazlarıdır. δ (delta) fazı (Ni_3Nb), σ (sigma) fazı (Fe-Cr), laves fazı (Fe_2Nb , Co_2Ti , Fe_2Ti) ve μ (mu) fazı ($(\text{Fe}, \text{Co})_7(\text{Mo}, \text{W})_6$) fazları TCP fazları olarak bilinir. Bu fazlar kırılğan yapıya sahip olduklarından dolayı, mekanik özelliklere olumsuz etki yaparlar. Sigma ve Laves fazları oldukça kırılğan intermetaliklerdir ve süperalaşımın servis şartlarını kötüleştirir ve γ'' çökelti fazı oluşumunu engellerler. Özellikle laves fazı daha sert ve kırılğan intermetalik fazdır. δ fazı süperalaşıma mukavemet sağlamayan uyumsuz çökelti fazıdır. D0_a ortorombik kristal yapıya sahip ve genellikle tane sınırlarında iğne şeklinde konumlanır. Bu faz, γ'' fazının bozunmasıyla olur ve Ni_3Nb şeklinde gösterilir. γ matris ile uyumsuzdur. 900 °C civarında hızla çökeler. Ancak δ fazının belirli bir miktarı (çok az) tane sınırlarını iğneleyerek taneleri kontrol altında tutar. Sürünme kopmasını ve kayma direncini artırır. Belirli bir miktarın üstüne çıkıldığında süperalaşımın mekanik özelliklerini kötüleştirir [73–75].

3.3.3.5. Karbür çökeltmesi

W, Cr, Nb, Mo, Hf, Ta, Ti, C (karbür oluşturu elementler) gibi elementler ilave edilerek matriste MC, M_{23}C_6 , M_7C_3 ve M_6C karbürlerinin çökeltmesini sağlarlar. Ayrıca ilave edilen elementler, katı eriyik sertleşmesi de sağlar. Bu karbürler tane sınırlarında konumlandıklarında tane sınırlarını sabitlet (pinning). Bu sayede, yüksek

sıcaklıklarda tane sınır kayması olmaz, mukavemet artmış olur, gerilme direncini artırır, ısıl kararlılık sağlar [53,66,73].



BÖLÜM 4

AŞINMA

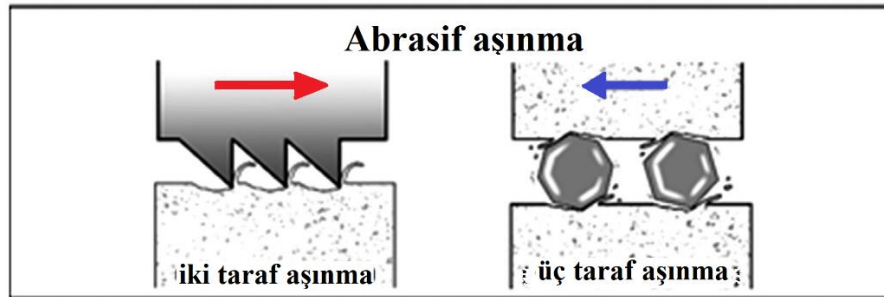
Aşınma, genel olarak sürtünme gibi mekanik etkenler sırasında küçük parçacıkların malzeme yüzeyinden kopması sonucu meydana gelen malzeme kaybı ve yüzey hasarı olarak tanımlanmaktadır [76]. DIN 50320 standardında aşınma, bir malzemenin katı, sıvı veya gaz gibi karşılık madde ile temasta iken mekanik etkilerle hareketi sonucu oluşan sürekli kütle kaybı olarak tanımlanmıştır [77]. ASTM G40-93 standardına göre ise aşınma, bir malzemenin katı, sıvı veya gaz gibi maddeler ile etkileşimi sonucu yüzeyinden küçük parçacıkların ayrılması sonucu oluşan istenmeyen yüzey hasarıdır [78]. Aşınma mekanizması, enerji transferinin sebep olduğu parçacık ayrılması veya yer değiştirmesidir. Kütlenin yer değiştirebilmesi için bir enerjiye ihtiyaç vardır [79]. Günümüze kadar birçok aşınma çalışması yapılmış, aşınma türleri, sebepleri-sonuçların “triboloji” terimi altında toplanmıştır. Triboloji birbiri üzerinde hareket eden yüzeylerin etkileşimini inceleyen bilim ve teknoloji dalı haline gelmiştir. Triboloji sürtünme, yağlama ve aşınmayı kapsayan ve aralarındaki bağıntıları inceleyen geniş bir disiplinler arası alandır [80]. Aşınma çalışmaları bir veya birden çok nedenden dolayı yapılır. Bunlar: (i) malzeme gurubunun belirli bir aşınma davranışlarını anlamak için, (ii) belirli bir uygulamada malzeme seçimi veya optimizasyonu için, (iii) belirli değişkenlerin aşınma türü/parametreleri üzerine etkilerini anlamak için ve (iv) özel tribo sistemlerdeki öngörü ve/veya tanımlayıcı gelişmeler için yapılır [81]. Tribolojik sistem altı bileşenin kombinasyonudur. Bunlar; (i) aşınan malzeme, (ii) aşındıran malzeme, (iii) aşınan-aşındıran arayüzü (katı, sıvı, gaz veya bunların bileşimi), (iv) aşınma ortamı (sıcaklık, nem), (v) hareket (kayma hızı, kayma mesafesi, kayma, titreşim, yuvarlanma, çarpma), (vi) uygulanan yüküdür [82–84].

4.1. AŞINMA TÜRLERİ

Aşınma, yük etkisindeki iki katı malzemenin birbiri üzerinde kayma veya yuvarlanma hareketi sonucu ortaya çıkar. Hareket ve yükün haricinde aşınma türleride tribolojik sistemi etkilemektedir. Malzeme kaybı, kimyasal yolla da olabilir. Aşınma türleri; abrasif aşınma, adhenzif aşınma, yorulma/tabakalı (delaminasyon) aşınma, erozif aşınma ve kimyasal aşınma [85,86].

4.1.1. Abrasif Aşınma

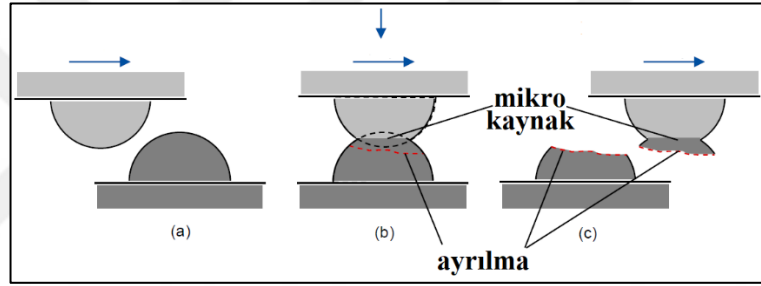
Abrasif aşınma, yük altında kayma sonucu malzeme yüzeyinden parçacık kopmasıyla oluşan malzeme kaybıdır. Aşınmaya dahil olan bileşen sayısına göre iki bileşenli (birbiri üzerinde kayan iki yüzey) veya üç bileşenli olabilir. İki bileşenli aşınmada aşınan ve aşındıran malzeme aşınma mekanizmasını oluşturmaktadır. Aşındıran taraf aşınan taraftan daha serttir. Üç bileşenli aşınmada yüzeyde oluşan (debris) veya çevreden gelen parçacıklar, kayan iki yüzey arasında kalmakta ve üçüncü tarafı oluşturmaktadır. Üçüncü tarafı oluşturan parçacıklar serttir ve aşındırıcı görevi görerek yüzeyi aşındırmaktadır. Abrasif aşınmada iki durum vardır. Birincisi, aşındırıcı taneler yüzeyde hareket ederek yüzeyi plastik deformasyona uğratması, ikincisi ise yüzeyden parçacık koparılmasıdır [86]. Şekil 4.1’de iki taraflı ve üç taraflı abrasif aşınma durumu şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.1. Abrasif aşınma mekanizması [87].

4.1.2. Adhesif Aşınma

Adhesif aşınma, yapışma aşınmasıdır ve iki katı yüzeyin birbirine sürtmesi sırasında oluşur. İki katı yüzey birbiri üzerinde sürtüldüğünde temas eden pürüzlü kısımlar diğer metalin yüzeyine yapışır. Sürtmenin devamında soğuk kaynak olan temas halindeki çıkıntılar yüzeyden kopartılır. Bu şekilde aşınan metalden aşındırıcı metale parçacık (kütle) transferi gerçekleşir [88]. Bir metal yüzeyinden diğer metal yüzeyine malzeme (parçacık) transferi olabilmesi için benzer veya birbirine yakın sertliklerde olmalıdır. Şekil 4.2’de adhesif aşınma safhaları verilmiştir. Şekil 4.2’ den de görüldüğü gibi normal yük ve kayma kuvveti etkisinde yüzeydeki pürüzler (çıkıntılar) kaynak olmakta, sonra pürüz yerinden ayrılarak malzeme transferi olmaktadır [89,90].

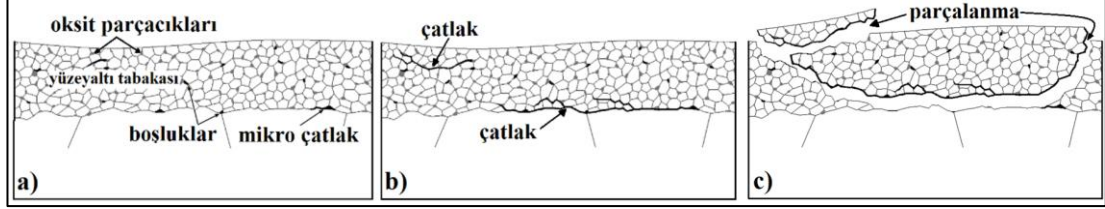


Şekil 4.2. Adhesif aşınma mekanizması a) temas öncesi, b) temas sırası c) temas sonrası [90].

4.1.3. Yorulma/Tabakalı (delaminasyon) Aşınma

Yorulma/delaminasyon aşınması döngüsel yükleme nedeniyle yüzey yorgunluğundan kaynaklanan kırılmanın neden olduğu aşınmadır. Bir cismin (aşınan) yük altında, bir yüzey üzerinde (aşındıran) tekrarlı olarak yuvarlanması veya kayması sonucu yüzeyde veya yüzeyin altında çatlaklar oluşur. Mekanik yüklenmenin devamında çatlaklar çoğalarak birbirleriyle birleşir ve çatlak ağı oluştururlar. Nihayetinde çatlaklar yüzeye ulaşarak aşınma parçacıkları oluşturur. Diğer taraftan yüzeyde oluşan çatlaklar ise malzemenin (aşınan) iç kısımlarına doğru ilerleyebilir. Devamında ise çatlaklar birleşerek çatlak ağı oluşturur ve sonunda aşınma parçacıkları oluşur. Çatlak yayılması birkaç faktörden etkilenebilir. Uygulanan yük, ortam sıcaklığı, nem gibi faktörler. Aşınma, ortamındaki nemden etkilenir. Aşınma ortamındaki nem yüksek olduğunda

çatlağın hızla büyüdüğü deneysel çalışmalarla belirlenmiştir [91]. Şekil 4.3'te yorulma aşınmasının safhaları verilmiştir.



Şekil 4.3. Yorulma/tabakalı (delaminasyon) aşınma mekanizması a) çatlak oluşumu, b) çatlakların ilerlemesi, c) kırılma [92].

4.1.4. Eroziyon Aşınma

Eroziyon aşınma, yüksek hızlı küçük aşındırıcı parçacıkların hedef malzemeye tekrar tekrar çarpması nedeniyle oluşan ve malzemenin yüzeyinden parçacık (malzeme) kopmasına neden olan bir aşınma türüdür. Eroziyon aşınma istenmeyen bir durumdur. Fakat eroziyon aşınma, kum püskürtme, aşındırma makinalarında, sert malzemelerin eroziyon yöntemiyle delme gibi işlemlerde kullanışlı bir yöntemdir. Eroziyon aşınmada aşındırıcı katı, sıvı, gaz veya bunların karışımı olabilir. Aşındırıcı parçacıklar katı ise karşı malzeme yumuşak ise yüzeyini keserek veya deformasyonla aşındırır. Keskin kenarlı aşındırıcı parçacıklar yüzeye birkaç kez çarptığında parçacıkların kesme kuvveti yüzeyin kesme mukavemetini aştığında krater oluşur. Deformasyon erozyonunda aşındırıcı parçacıklarının yüzeye tekrar tekrar çarpmasıyla yüzeyden parçacık kopartarak krater oluşturur. Gerçekte kesme ve deformasyon erozyonu birlikte olmaktadır. Eroziyon aşınma şiddeti parçacıkların çarpma açısına, hızına, boyutuna, şekline, mukavemetine, yüzey özelliklerine, konsantrasyonuna ve çarpma türüne (dönerek ya da düz çarpma) bağlıdır. Aşındırıcı parçacıklar yüzeye dik çarptığında aşındırma etkisi en büyük olmaktadır [93]. Sert/kırılgan malzemelerde eroziyon aşınma aşındırıcı parçacıkların etkisiyle çatlak oluşumu ve gevrek kırılma şeklinde olur. Sıvı çarpmasından kaynaklı erozyon sıvı damlacıklarının çarpası ile ilgilidir. Akışkan sıvının yoğunluğu, viskozite, pH değeri gibi özellikler eroziyon aşınmayı etkilemektedir [94].

4.1.5. Korozi/Oksidatif Aşınma

Korozi aşınma, aşınma yüzeyinde kimyasal reaksiyon sonucu oluşur. Aşınma ve korozyon birbiriyle iç içe girmiş iki durumdur. Aşınmada en çok yaygın olanı ise oksidasyondur ve korozyon ürünleri genellikle oksitlerdir. Aşınmanın gerçekleştiği hava ortamı/koşullar korozyonun oluşumu ve ilerlemesinde çok önemli rol oynar. İki katı yüzeyin birbiri üzerinde kayması sırasında yüzeyde ince bir oksit filmi (katmanı) oluşur. Bu film korozyonu yavaşlatır veya durdurur. Oksit katmanı malzemeyi elektrolitik olarak pasifleştirir. Aşınmanın devamında oksit filmi kırılarak elektrolitik denge bozulur. Oksitler genelde pul şeklinde ortamdan uzaklaşırlar ve geride ise çalışma (aşınma) yüzeylerinde çukurlar kalır. Aşınmanın devamında yüzeyde tekrar oksitlenme başlar ve elektrolitik dengeye ulaşana kadar devam eder. Bu şekilde döngü devam eder [95–98].

4.2. YÜKSEK SICAKLIK AŞINMASI

İki metal yüzey sürtündüğünde sürtünen yüzeylerde sıcaklık artışı olmaktadır. Bu sıcaklık uygulanan yükün ve kayma hızının artmasıyla artmaktadır. Ayrıca ortam sıcaklığı da arttığında sürtünen yüzeylerdeki sıcaklık artmaktadır. Yük, sıcaklık ve kayma hızının etkisinde yüzeyde sertlik ve mukavemet azalması, plastikleşme (yumuşama) ve deformasyon olmaktadır. Aşınmanın başlangıcında yüzeyden parçacık kopması, oksitlenmeden dolayı ağırlık kaybı olmaktadır. Bununla beraber, sıcaklığın etkisiyle aşınma yüzeylerinde oksit çekirdeklenmesi olmaktadır. Aşınmanın devamında oksitlenme hızla artarak yüzeyi kaplamaktadır. Debrisler, oksit parçacıkları ve kısmen oksitlenmiş metal parçacıkları şeklinde de olabilir. Parçacıklar deformasyona, parçalanmaya ve ufalanmaya uğrayarak daha küçük parçacıklara bölünür. Sürtünmenin etkisiyle yüzeydeki oksitler yoğunlaşıp kaygan, koruyucu bir katman oluşturabilirler. Oksit katmanı metal-metal temasını azaltmakta veya ortadan kaldırmaktadır. Bu nedenle, yüzey oksitlenmesinin aşınma parametrelerine etkisi çok fazladır. Yüzeyde oluşan oksit katmanı nedeniyle ağırlık kaybı sürtünme katsayısı ve aşınma oranı azalmaktadır. Mekanik etkenlerle bu oksit katmanı bozulabilir. Bozulan oksit katmanı temiz metal yüzeyin ortaya çıkmasını sağlayacaktır. Sürtünme ile ortaya

ıkan sıcaklık ve ortam sıcaklığının etkisiyle temiz metal yüzey tekrar oksitlenerek kendini yenilemektedir [99–103].



BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu araştırmada, farklı miktarlarda Y_2O_3 ve NbC takviye fazları ilave edilerek, elementel tozlardan mekanik alaşımlama/mekanik öğütme yöntemiyle Ni-bazlı MA6000 süperalaşım tozları üretilmiştir. Üretilen süperalaşım tozlar soğuk presleme ile ham numuneler (green compact), sinterleme işlemi ile de bulk numuneler haline getirilmiştir. Metalografik işlemlerden sonra sinterlenen süperalaşım numunelerin yoğunluk ve sertlik ölçümleri, mikro yapı incelemeleri, faz analizleri yapılmıştır. Aşınma testleri ise atmosferik ortamda farklı sıcaklıklarda yapılmıştır. Aşınma sonrası süperalaşımların aşınma yüzeyleri tarama elektron mikroskobu (SEM) ve EDS (energy-dispersive spectroscopy) analizleri ile incelenmiştir. Süperalaşımların tribolojik özellikleri ağırlık kaybı, aşınma oranı, sürtünme katsayısı hesapları ile aşınma yüzeyleri ise SEM+EDS incelemeleri ile karakterize edilmiştir.

5.1. SÜPERALAŞIM TOZLARIN HARİZLANMASI

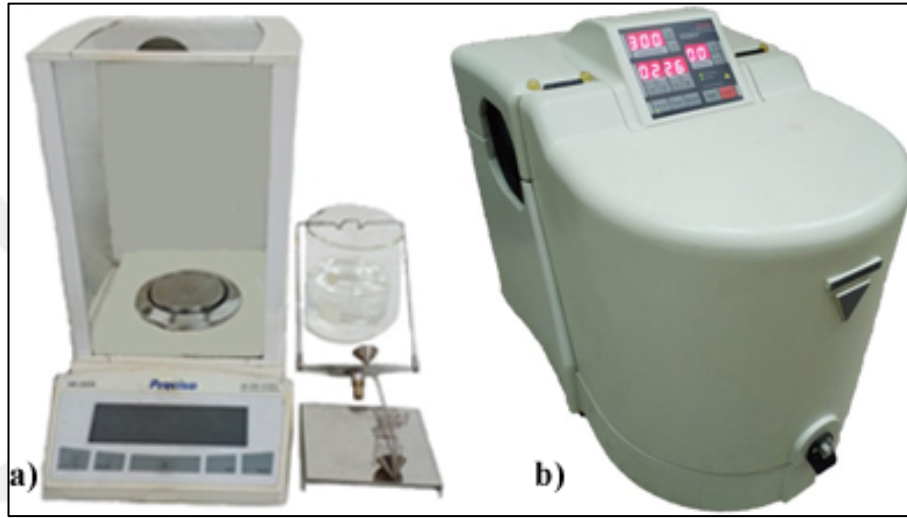
Deneyisel çalışmada kullanılan MA6000 süperalaşımı; elementel Ni (%99,9) 44 μm , Cr (%99) 44 μm , Al (%99) (pul şekilli toz), W (%99,9) 10 μm , Ti (%99,7) 149 μm , Mo (%99,9) 1-5 μm , Ta (%99,9) 44 μm , Zr (%99) 149 μm , C (%99,95) 2-12 μm ve B (%99) 2 μm tozlardan üretilmiştir. Elementel tozlar Sigma Aldrich firmasından temin edilmiştir. MA6000 süperalaşımın kimyasal kompozisyonu Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1. MA6000 süperalaşım sisteminin kimyasal kompozisyonu (ağ. %).

Cr	Al	W	Ti	Mo	Ta	Zr	C	B	Ni
15	4.5	4	2.5	2	2	0.15	0.05	0.01	Kalan

Elementel tozlar 1/10 000 g hassasiyetli terazi ile Çizelge 5.1’de belirlenen miktarlarda (ağırlıkça) tartılmıştır. Hazırlanan tozlar mekanik alaşımlama/öğütme (MA/MÖ)

cihazında ağırlıkça farklı miktarlarda Y_2O_3 ve NbC takviye fazları ilave edilerek alaşımlandırılmıştır. Öğütme kabına, bilye/toz oranı (10:1) 8 mm paslanmaz çelik bilye ve topaklanmayı önlemek amacıyla işlem kontrol kimyasalı olarak %1 stearik asit (ağırlıkça) şarj edilmiştir. Tozları tartma ve mekanik alaşımlama işlemleri Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü laboratuvarında bulunan Precisa XB200h hassas terazi (Şekil 5.1.a) ve FRİTSCH Pulverisette marka planetary tip mekanik alaşımlama cihazında (Şekil 5.1.b) yapılmıştır.



Şekil 5.1. Mekanik alaşımlamada kullanılan a) Precisa XB200h marka hassas terazi ve b) Fritsch Pulverisette marka planeter tip mekanik alaşımlama cihazı.

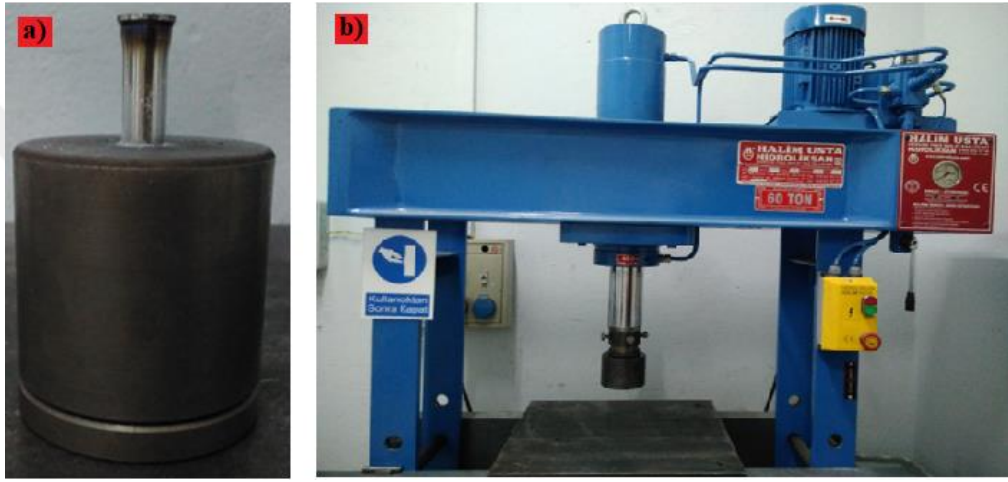
Mekanik alaşımlama işlemi ile tozlar, 300 rpm hızda 300 dk alaşımlanmıştır. Şarj edilen tozların ısınmasını önlemek amacıyla 150 dakikada bir 30 dakika beklenilmiştir. Mekanik alaşımlama ile üretilen süperalaşım tozların bileşimi Çizelge 5.2’de verilmiştir.

Çizelge 5.2. Üretilen süperalaşım tozların bileşimi (ağ. %).

Süperalaşımlar	Y_2O_3	Süperalaşımlar	NbC
MA6000	-	MA6000+%0,6 NbC	0,6
MA6000+%0,6 Y_2O_3	0,6	MA6000+%1,2 NbC	1,2
MA6000+%1,2 Y_2O_3	1,2	MA6000+%1,8 NbC	1,8
MA6000+%1,8 Y_2O_3	1,8	MA6000+%2,4 NbC	2,4
MA6000+%2,4 Y_2O_3	2,4		

5.2. SÜPERALAŞIM TOZLARIN ŞEKİLLENDİRİLMESİ

MA/MÖ işlemleri sonrası MA6000+ $\%X$ Y₂O₃ ve MA6000+ $\%X$ NbC süperalaşım tozlar Ø12 çelik kalıp ile 700 MPa yük altında tek eksenli olarak oda sıcaklığında preslenerek Ø12x6 mm ölçülerinde ham numuneler (green compact) üretilmiştir. Presleme aşamasında Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü laboratuvarındaki çelik kalıp ve Hidroliksan marka hidrolik pres kullanılmıştır. Kullanılan kalıp ve pres Şekil 5.2’de verilmiştir.



Şekil 5.2. Süperalaşım tozların şekillendirildiği a) kalıp ve b) pres.

Süperalaşım tozların preslenmesinde numunelerin kalıptan düzgün şekilde çıkmaları için kalıp iç yüzeyleri ve pim yüzeyleri her presleme öncesinde çinkostearat (katı yağlayıcı olarak) kullanılmıştır.

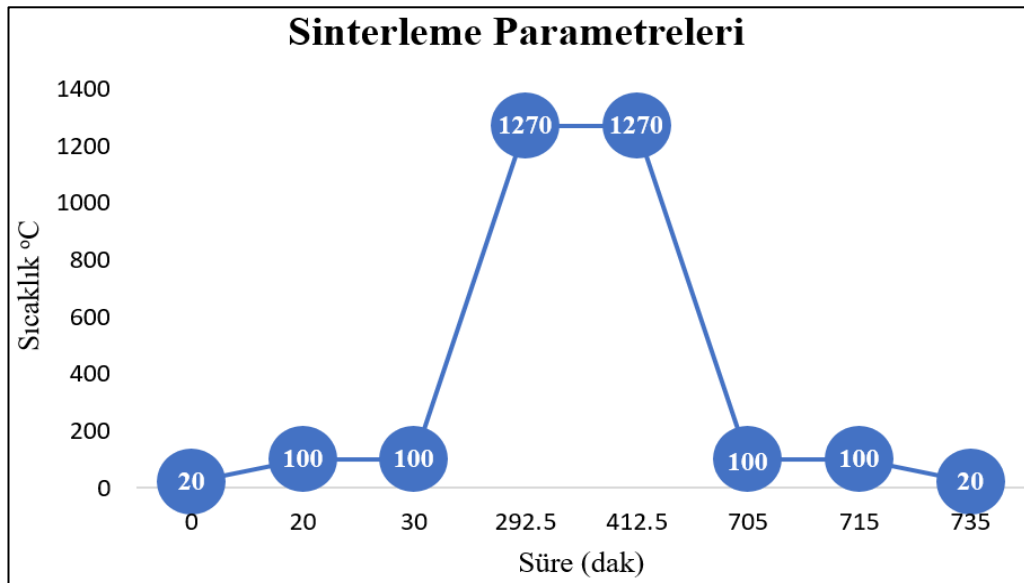
5.3. HAM NUMUNELERİN SİNERLENMESİ

Ham numuneler (green compact) Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği bölümü laboratuvarındaki atmosfer kontrollü fırında 10⁻⁶ milibar basınç altında sinterlenmiştir (Şekil 5.3).



Şekil 5.3. Süperalaşım numunelerin sinterlendiği vakumlu sinter fırını.

Sinterleme işlemi 1270 °C’de 120 dakikada yapılmıştır. Bu sıcaklığa 4 °C/dak. hızında çıkılıp, aynı hızda oda sıcaklığına soğutulmuştur. Sinterleme parametreleri şematik olarak Şekil 5.4’te verilmiştir.



Şekil 5.4. Sinterleme parametreleri.

Sinterleme işleminde numuneler Al_2O_3 kayıkçıklara konularak fırına yerleştirilmiştir. Olası oksitlenme durumuna karşı numunelerin etrafına kurban malzeme olarak sünger titanyum konulmuştur (Şekil 5.5).



Şekil 5.5. Al_2O_3 kayıkçıklara yerleştirilmiş numuneler (sinterleme sonrası).

5.4. BULK SÜPERALAŞIMLARIN METALOGRAFİK İŞLEMLERİ

Sinterleme sonrası bulk süperalaşım numuneler, ASTM E3 -11'e standardına göre metalografik işlemler ile hazırlanmıştır. 320, 600, 800, 1000 ve 1200, 1500, 2000 ve 2500 mesh zımparalar ile zımparalanmıştır. 3 μm ve 1 μm elmas pasta ile parlatılmıştır. SEM görüntüsü ve EDS analizi için 20ml HNO_3 ve 80 ml HCl çözeltisinde 120 s. dağlanmıştır.

5.5. SÜPERALAŞIMLARIN YOĞUNLUKLARININ ÖLÇÜLMESİ

Süperalaşımın yoğunlukları, Arşimet prensibine göre 5 farklı numuneden ölçülmüş ve ortalamaları hesaplanarak belirlenmiştir. Yoğunluk ölçümleri Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisli bölümü laboratuvarındaki 1/10 000 g hassasiyetli Precisa XB200h marka yoğunluk ölçüm cihazında yapılmıştır (Şekil 5.1. a).

5.6. SÜPERALAŞIMLARIN SERTLİKLERİNİN ÖLÇÜLMESİ

Süperalaşım numunelerinin sertlikleri Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği bölümü laboratuvarındaki Shimadzu marka mikro sertlik ölçüm cihazı (Şekil 5.6) ile yapılmıştır. Sertlik ölçümleri, her gruptan 5 farklı numunenin 5 farklı noktadan ölçülerek ortalamaları hesaplanmıştır. Sertlik ölçümleri 490,3 mN yük altında ve 10 s tutma süresi şartlarında yapılmıştır.



Şekil 5.6. Mikro sertlik cihazı.

5.7. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM+EDS) İNCELEMELERİ

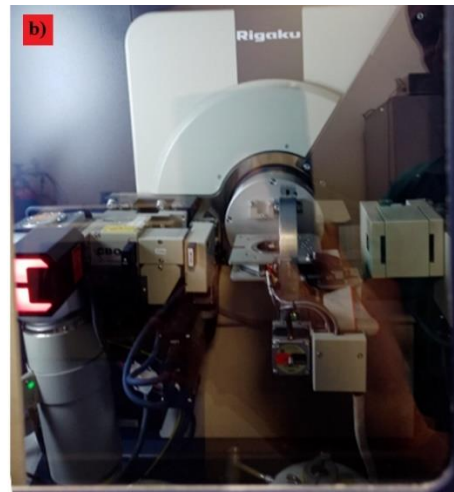
Süperalaşım numunelerin mikro yapıları ve aşınma yüzeyleri SEM + EDS incelemeleri, Karabük Üniversitesi, Demir Çelik Enstitüsü MARGEM Laboratuvarı'ndaki Carl Zeiss Ultra Plus Gemini (FEG) cihazında (Şekil 5.7) yapılmıştır.



Şekil 5.7. Tarama elektron mikroskobu (SEM).

5.8. XRD (X-IŞINI KIRINIMI) ANALİZLERİ

Süperalaşım numunelerde oluşan yapılar/fazlar XRD (X-Ray kırınımı) analizleri ile belirlenmiştir. XRD incelemeleri Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü MARGEM Laboratuvarı'ndaki Rigaku Ultima IV -X-Ray Kırınım Spektrometresi (XRD) cihazında (Şekil 5.8) yapılmıştır.



Şekil 5.8. XRD cihazı a) dış görünüş, b) iç kısmı.

5.9. SÜPERALAŞIMLARIN AŞINMA TESTLERİ

Aşınma testleri, Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü laboratuvarındaki aşınma test cihazında yapılmıştır. Aşınma cihazı ASTM-G-77 standardında (block-on-ring), sıcak aşınma testleri için cihaza ısı kontrollü kapalı fırın modülü eklenmiştir. Aşınma testleri 1 ms^{-1} kayma hızında, 5N, 10N ve 15N yüklerde, 200m, 400m, 600m, 800m ve 1000m kayma mesafelerinde, oda sıcaklığında, 100 °C, 200 °C, 300 °C ve 400 °C sıcaklıklarda yapılmıştır. Test öncesi numune ve aşındırıcı ring yüzeyleri metanol ile yıkanmıştır. Aşındırıcı olarak (karşılık) 68 HRC sertliğinde nitrürlenmiş çelik ring kullanılmıştır. Sıcak aşınma testleri öncesi aşınma ortamı (fırın ve içi) aşınma sıcaklığına kadar ısıtılıp, bu sıcaklıkta 30 dak. beklenerek olası nem ortamdan uzaklaştırılmıştır. Bundan sonra sıcak aşınma testleri yapılmıştır. Her süperalaşım gurubundan üç farklı numune test edilmiş olup, ağırlık kayıplarının, aşınma oranlarının ve sürtünme katsayısı değerlerinin ortalamaları hesaplanmıştır. Aşınma oranı Eşitlik 5.1'deki bağıntı ile bulunmuştur.

$$Wa = \frac{\Delta G}{d \cdot P \cdot S} \quad (5.1)$$

Burada; Wa Aşınma oranı ($\text{mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$), ΔG ağırlık kaybı (mg), d yoğunluk (g/cm^3), P yük (N) ve S kayma mesafesi (m)'dir.

Sürtünme katsayısı Eşitlik 5.2'deki bağıntı (sürtünme katsayısı formülü) ile bulunmuştur.

$$\mu = \frac{F_s}{N} \quad (5.2)$$

Burada; μ sürtünme katsayısı, F_s sürtünme kuvveti (N) ve N uygulanan yük (N).

BÖLÜM 6

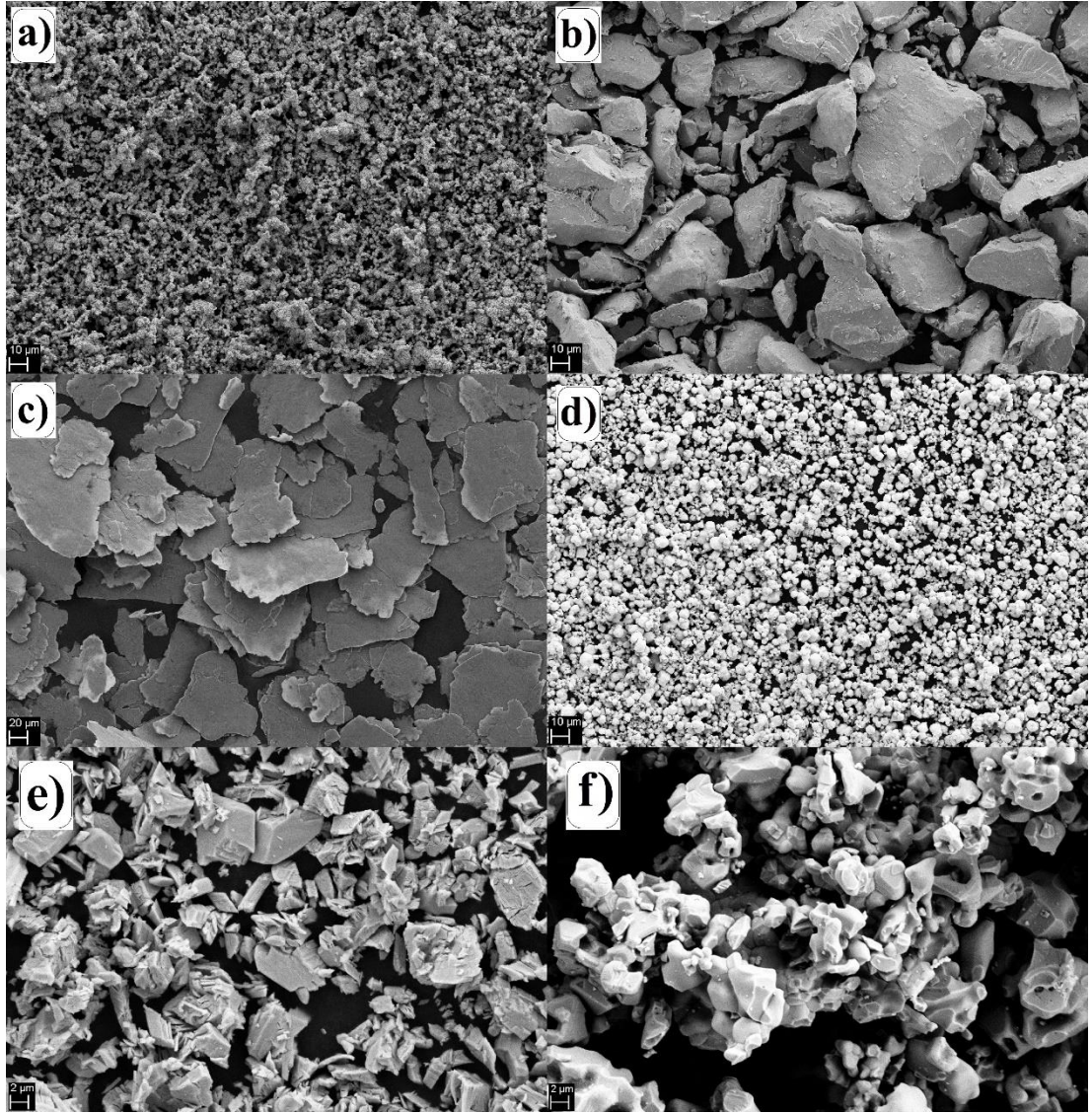
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Deneysel çalışma kapsamında, elementel tozlar ve elementel tozlardan MA/MÖ yöntemiyle üretilen MA6000, MA6000+%X Y_2O_3 ve MA6000+%X NbC süperalaşım tozlar SEM ile incelenmiştir. Süperalaşım bulk numunelerin mikro yapıları SEM+EDS ve XRD analizleri ile incelenmiştir. Yoğunluk ve sertlik ölçümleri yapılmıştır. Oda sıcaklığı ve farklı yüksek sıcaklıklarda sıcak aşınma davranışları incelenmiştir.

6.1. MİKRO YAPI İNCELEMELERİ

6.1.1. MA6000/ Y_2O_3 /NbC Elementel Tozların Karakterizasyonu

MA/MÖ işleminin elementel tozlar üzerine boyutsal ve şekilsel etkisini incelemek için temel alaşım elementi tozların ve Y_2O_3 ve NbC takviye fazlarının SEM görüntüleri Şekil 6.1’de verilmiştir. Şekil 6.1. a’da verilen elementel Ni tozun, poligonal yapılı ve ince uzun örüntülü, toz boyutunun ortalama 10 μm ’dan küçük olduğu anlaşılmaktadır. Cr tozları biçimsiz keskin kenarlı/köşeli şekillerde ve farklı boyutlarda olduğu (Şekil 6.1.b) görülmektedir. Al tozları pul şekilli ve yarı düzgün keskin kenarlı/köşeli olduğu, kalınlıklarının oldukça düşük olduğu (yüzey alanı/kalınlık oranı yüksek) (Şekil 6.1.c) anlaşılmaktadır. W tozlarının küresel, farklı büyüklüklerde fakat bu fakın çok fazla olmadığı ve toz boyutunun ortalama 10 μm ’dan küçük olduğu görülmektedir (Şekil 6.1.d). Y_2O_3 tozlarının ise poligonal, keskin kenarlı/köşeli şekilde ve bazı parçacıkların lif şekillerinde dağıldığı, toz boyutunun 10 μm ’dan küçük ve farklı boyutlardadır (Şekil 6.1.e). NbC’nin toz boyutunun yaklaşık 10 μm ’dan küçük olduğu ve kutuplaştığı, kutuplaşan tozların farklı şekillerde/boyutlarda olduğu ve çok keskin olmayan girintili çıkıntılı yüzeye sahiptir (Şekil 6.1.f).

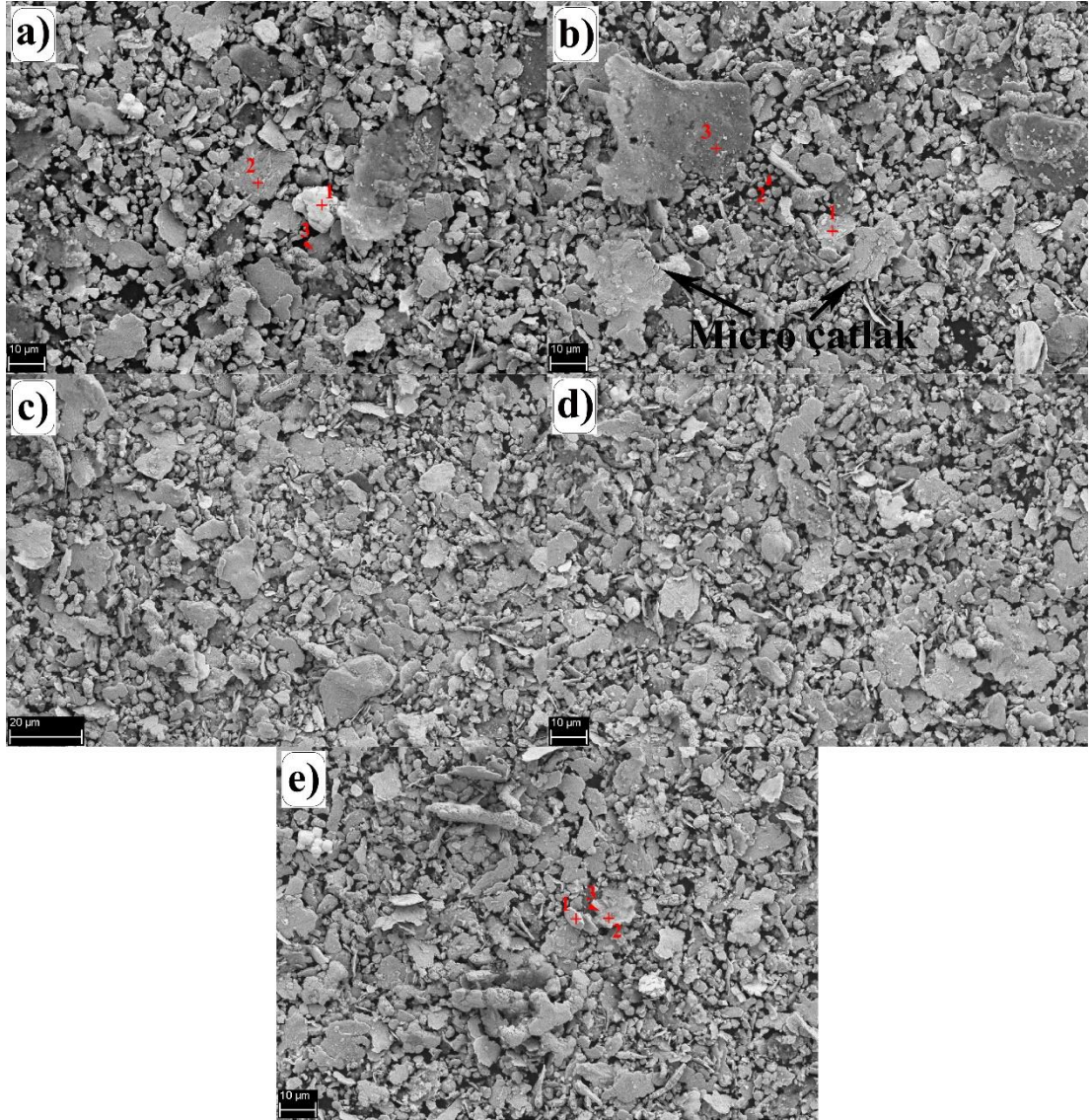


Şekil 6.1. Deneysel çalışmada kullanılan elementel tozların başlangıç SEM görüntüleri; a) Ni, b) Cr, c) Al, d) W, e) Y_2O_3 ve f) NbC tozları.

6.1.2. Üretilen Süperalaşım Tozların Mikro Yapıları

6.1.2.1. Y_2O_3 Takviyeli Süperalaşım Tozların Mikro Yapıları

Mekanik alaşımlama işlemi sonrası MA6000 ve MA6000+%X Y_2O_3 süperalaşım toz taneciklerin boyutsal ve şekilsel değişimlerini belirlemek için alınan SEM görüntüleri Şekil 6.2’de verilmiştir. Başlangıçta poligonale (ağımsı), pul şekilli ve küresel şekilli olan elementel toz tanecikleri yüksek enerjili bilyeli öğütme/alaşımlama sırasında yoğun ve tekrarlı olarak soğuk deformasyon-soğuk kaynak-kırılma olaylarına maruz



Şekil 6.2. Mekanik alaşımlanmış süperalaşım tozların SEM görüntüleri; a) MA6000, b) MA6000 + %0,6 Y_2O_3 , c) MA6000 + %1,2 Y_2O_3 , d) MA6000 + %1,8 Y_2O_3 ve e) MA6000 + %2,4 Y_2O_3 .

kalmaktadırlar. Yoğun deformasyon etkisi, kırılma, soğuk kaynak gibi olaylar toz taneciklerinin sünek ya da gevrek karakterli olması ile ilgilidir. Ni, Al gibi sünek toz parçacıkları yüksek enerjili bilye darbelerinin etkisiyle mekanik alaşımlamanın ilk safhalarında pul şekline geldiği, deformasyonun devam etmesiyle pul şekilli toz parçacıklarının kırılarak küçük toz taneciklerinin oluştuğu, deformasyonun daha da devam etmesiyle küçük boyutlu toz taneciklerinin soğuk kaynaklanarak boyutlarının büyüdüğü, mekanik alaşımlama süresine bağlı olarak bu işlemin devam ettiği bilinen gerçektir. Gevrek toz parçacıkları ise soğuk kaynak olmayıp mekanik alaşımlama

süresine bağlı olarak ve gevrek kırılma göstererek sürekli boyutlarının küçülmektedir. MA/MÖ sırasında gevrek tozlar yumuşak toz taneciklerine saplanmaktadır. Sünek tozlara saplanan gevrek tozlar bir hat oluşturarak bu hat boyunca toz kırılması olmaktadır [47,104–107].

Başlangıçta poligonal ve örüntülü olan Ni tozları (Şekil 6.1.a) ve pul Şekilli olan Al tozları (Şekil 6.1.c) mekanik alaşımlama sırasında yoğun deformasyona maruz kaldıktan sonra, bir kısmı pul şekline dönüştüğü, bir kısmı ise kırılarak küresele yakın hale geldiği, bir kısmının da karmaşık şekillerde olduğu görülmektedir (Şekil 6.2. a, b, c, d ve e). Şekil 6.1.c ile Şekil 6.2 karşılaştırıldığında pul şekilli tozların yüzey alanlarının küçülerek kalınlıklarının arttığı, farklı boyutlarda küreselimsi tozlar görülmektedir. Sünek tozlar deformasyonun etkisiyle önce Şekil 6.2. b’de gösterildiği gibi mikro çatlaklar oluşmakta, deformasyonun devam etmesi ile mikro çatlaklar büyümekte ve sonunda toz taneciği kırılarak parçalanmaktadır. Kang vd. [107] matris fazının şiddetli deformasyonu sonucu büyük yüzeyli toz parçacıkların yanında çeşitli küçük boyutta toz parçacıklarının oluştuğunu rapor etmişlerdir. Matris malzemesi olan Ni’nin pul şekline gelmesindeki ana sebep sünek karakterli olmasıdır. Şekil 6.2’de a’dan e’ye doğru gidildiğinde genel olarak büyük yüzeyli tozlar daha küçük yüzeyli tozlara dönüştüğü görülmektedir. Bunun nedeni sert Y_2O_3 takviye fazıdır. Şekil 6.2. e’de Y_2O_3 takviye fazı oranı ağırlıkça %2,4’tür. Takviye fazı oranı artarken toz boyutu azalmaktadır.

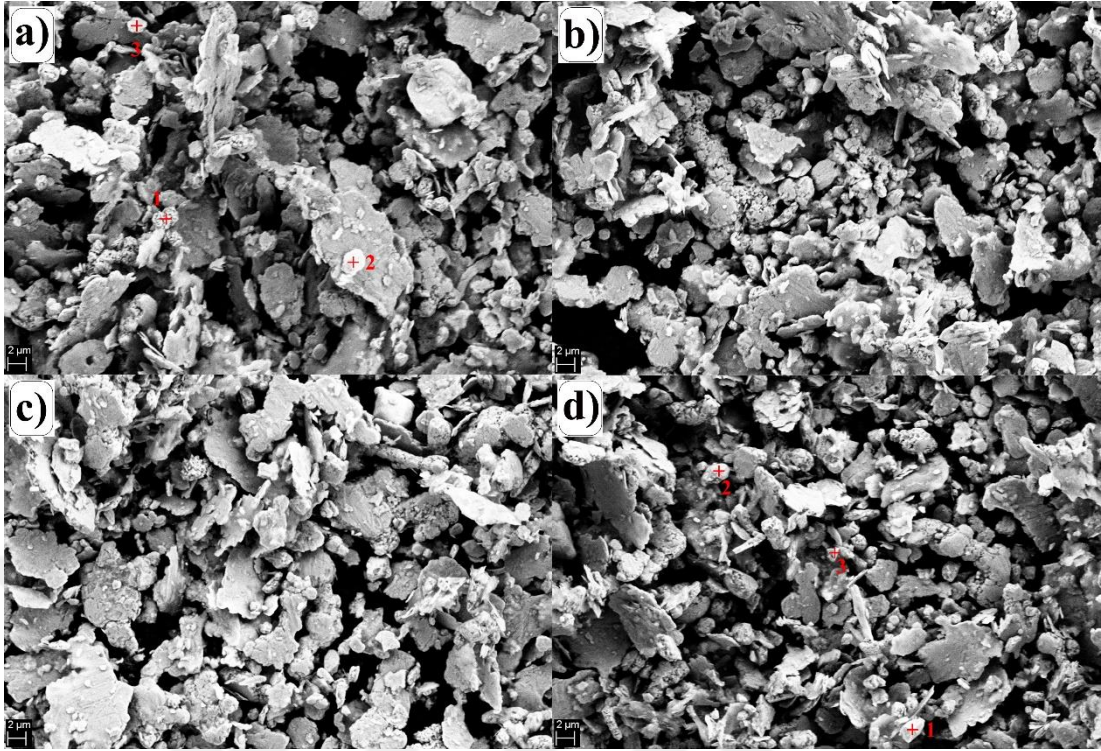
Çizelge 6.1’de, Şekil 6.2’de belirtilen noktalardan elde edilen EDS sonuçları verilmiştir. EDS sonuçları incelendiğinde, genel olarak (oranı çok az olan Zr, B hariç) alaşım elementlerinin yapı içerisinde bulunduğu anlaşılmaktadır. Yapı içerisinde Ni’ce zengin bileşikler (intermetalikler) ve karbür fazlarının olduğu anlaşılmaktadır. Şöyle ki; MA6000+%2,4 Y_2O_3 süperalaşımının 3 noktasındaki EDS sonuçları incelendiğinde, Ni’ce zengin (Ni_3Al , Ni_3Ti) intermetaliklerin ve C’ce zengin (WC, TiC, MoC gibi) karbürlerin oluştuğu anlaşılmaktadır. Y_2O_3 takviye fazı oranı artışının EDS sonuçlarından görülmektedir. EDS analizinde MA6000+%2,4 Y_2O_3 süperalaşımda Y oranı, MA6000+%0,6 Y_2O_3 süperalaşımına göre oldukça yüksektir.

Çizelge 6.1. MA6000/Y₂O₃ takviyeli süperalaşım tozlarının EDS analizi sonuçları.

		Ni	Cr	Al	W	Ti	Mo	Ta	Zr	C	B	O	Y
MA6000	1	4.46	0.67	4.91	61.14	0.09	-	15.13	-	3.42	-	10.18	-
	2	80.09	-	7.75	-	-	0.3	-	-	4.89	-	6.97	-
	3	46.24	0.11	6.3	-	0.01	29.51	-	0.06	5.09	-	12.69	-
MA6000 +%0,6 Y₂O₃	1	81.33	-	6.27	0.28	-	-	0.57	-	4.82	-	4.9	1.82
	2	81.64	0.99	8.19	-	0.27	-	-	-	5.8	-	2.81	0.31
	3	5.3	-	82.26	2.04	0.27	-	-	-	3.78	-	3.65	2.7
MA6000 +%2,4 Y₂O₃	1	9.13	-	3.26	4.61	0.69	-	-	-	5.22	-	17.74	59.35
	2	30.58	0.6	43.11	1.69	-	0.6	-	-	5.32	-	10.04	8.06
	3	28.79	1.16	40.7	0.03	1.1	0.59	1.42	-	7.29	-	13.79	5.13

6.1.2.2. NbC Takviyeli Süperalaşım Tozların Mikro Yapıları

Şekil 6.3'te MA/MÖ sonrası MA6000+%X NbC süperalaşım tozların SEM görüntüleri verilmiştir. Görüntülerden tozların çok farklı boyutlarda/şekillerde oldukları, farklı boyutlarda küresele yakın şekillerde tozların yanında farklı boyutlarda girintili-çıkıntılı yaprak şekilli tozların olduğu anlaşılmaktadır. NbC takviye fazı miktarı artarken, yaprak şekilli tozlardan küresel-granüler şekilli tozlara doğru bir değişim de (a'dan d'ye doğru) gözlenmektedir. Şekil 6.2 ve Şekil 6.3 karşılaştırıldığında, Y₂O₃ takviye fazı ile NbC takviye fazının süperalaşım toz şekline etkileri hemen hemen aynı olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 6.3. Mekanik alaşımlanmış süperalaşım tozların SEM görüntüleri; a) MA6000 + %0,6 NbC, b) MA6000 + %1,2 NbC, c) MA6000 + %1,8 NbC ve d) MA6000 + %2,4 NbC.

Şekil 6.3'te belirtilen noktalardan alınan EDS sonuçları Çizelge 6.2'de verilmiştir. EDS sonuçlarından Ni'ce zengin intermetalikler olduğu anlaşılmaktadır. Fakat C miktarı fazla olmasına rağmen W, Mo, Ta gibi element miktarları az olması, karbür bileşiklerinin az olduğunu, C'un katı eriyik sertleşmesi şeklinde yapı içerisinde

Çizelge 6.2. NbC takviyeli süperalaşım tozlarının EDS analizi sonuçları.

		Ni	Cr	Al	W	Ti	Mo	Ta	Zr	C	B	O	Nb
MA6000 + %0,6 NbC	1	87.14	-	2.2	-	0.1	0.18	0.65	0.03	5.38	2.2	2.04	0.09
	2	74.98	1.29	6.59	-	0.29	0.08	-	-	6.81	4.79	4.68	0.49
	3	87.02	0.47	2.85	0.12	-	-	-	-	6.43	0.4	2.31	0.4
MA6000 + %2,4 NbC	1	5.51	0.03	1.68	-	-	-	-	10.44	13.62	11.66	3.15	53.91
	2	36.23	1.56	5.87	-	0.73	1.18	-	3.82	9.28	9.73	7.18	24.43
	3	13.69	0.85	5.6	-	-	-	-	9.22	9.93	10.19	5.19	45.32

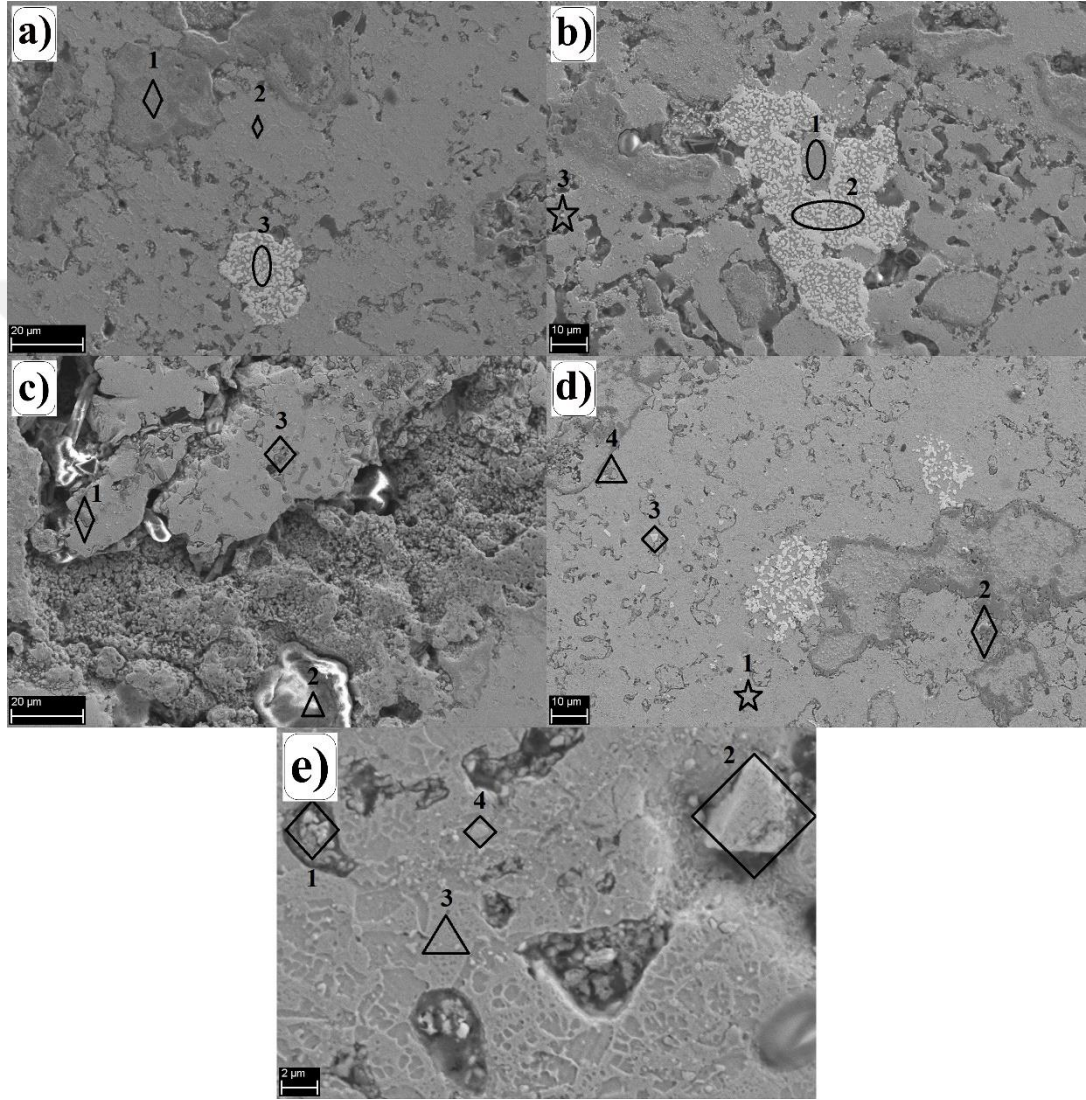
bulunduğu anlaşılmaktadır. Miktarı çok az olan Zr, B elementlerinin yapı içerisinde olduğu görülmektedir. Takviye fazı olan NbC'nin yapı içerisinde olduğu, oranının artmasıyla miktarının da arttığı belirlenmiştir (örneğin 0,09'dan 53,91'e yükselmesi).

6.1.3. Üretilen Süperalaşımların Mikro Yapı İncelemeleri

6.1.3.1. Y₂O₃ Takviyeli Süperalaşımların Mikro Yapı İncelemeleri

MA6000+%X Y₂O₃ süperalaşımların sinterleme sonrası mikroyapı SEM görüntüleri Şekil 6.4'te ve energy-dispersive spectroscopy (EDS) sonuçları ise Çizelge 6.3'te verilmiştir. Şekil 6.4 de verilen SEM görüntülerinden, üretilen bütün MA6000 süperalaşımlarında porozite olduğu görülmektedir. Daha önce yapılan bazı çalışmalarda toz metalürjisi ile üretilen malzemelerde açık ve/veya kapalı porozitenin olduğu saptanmıştır [2,108,109]. Çizelge 6.3 incelendiğinde ise, takviyesiz MA6000 süperalaşımında Şekil 6.4. a'da; 1.bölgede Ni-Ti-Cr intermetalikleri (gri renkte), 2.bölgede Ni'ce daha zengin Ti-Cr intermetalığı (açık gri renkte), 3.bölgede ise Ta'ca zengin Ni intermetalığı (benekli gri renkte) belirlenmiştir. %0,6 Y₂O₃ takviyeli MA6000 süperalaşımında Şekil 6.4. b'de; 1. bölgede Ni-Cr intermetalikleri gri renkte, 2. bölgede Ta'ca zengin Ni intermetalığı benekli gri renkte, 3. bölgede ise Ni'ce zengin Al-C-Cr intermetalikleri/karbürleri (açık gri renkte) belirlenmiştir. %1,2 Y₂O₃ takviyeli MA6000 süperalaşımında Şekil 6.4. c'de; 1. bölgede Ni-Ti intermetalikleri (koyu gri renkte), 2. bölgede C-Ni intermetalığı/karbürü (koyu gri renkte), 3. bölgede ise Ni-Ti-Al intermetalikleri (koyu gri renkte) olduğu belirlenmiştir. %1,8 Y₂O₃ takviyeli MA6000 süperalaşımında Şekil 6.4. d'de; 1. bölgede Ni'ce zengin Cr intermetalikleri/karbürleri (gri renkte), 2. bölgede Ni-Ti-C intermetalığı/karbürü (koyu gri renkte), 3. bölgede ise Ni-Ta intermetalikleri (beyaz renkte), 4. bölgede Ni-Cr intermetalikleri/karbürlerinin (gri renkte) olduğu anlaşılmaktadır. %2,4 Y₂O₃ takviyeli MA6000 süperalaşımında Şekil 6.4. e'de; 1. bölgede Ni-Y- intermetalikleri/oksitleri (gri renkte), 2. bölgede Y'ce zengin oksit bileşiği (gri renkte), 3. bölgede ise matrisi oluşturan Ni'ce zengin Cr intermetalikler/karbürler (açık gri renkte), 4. bölgede ise Y'ce zengin oksit bileşiği (açık gri renkte) belirlenmiştir. Şekil 6.4'teki MA6000 ve MA6000+%X Y₂O₃ takviyeli süperalaşımların SEM görüntüleri incelendiğinde, oluşan intermetalik/karbür fazlarının matris içerisinde farklı boyut ve şekillerde

heterojen dağılmıştır. Küçük boyutlu intermetalik/karbür fazlarının ($5\ \mu\text{m}$ altı) bir kısmının küresel şekle yakın olduğu, kalanının keskin kenarlı/köşeli olduğu görülmektedir. Bazı küçük boyutlu intermetalik / karbür fazları ise bir araya gelerek kompleks şekillerde büyük yapıları ($50\text{-}60\ \mu\text{m}$) oluşturmaktadırlar.



Şekil 6.4. MA6000+%X Y_2O_3 süperalaşımların SEM görüntüleri. a) MA6000, b) MA6000+%0,6 Y_2O_3 , c) MA6000+%1,2 Y_2O_3 , d) MA6000+%1,8 Y_2O_3 ve e) MA6000+%2,4 Y_2O_3 .

Şekil 6.4. a 1. bölgede Ni_3Ti ve eser miktarda Ni_3Al ve Ni_3Ta intermetalik fazlar, Cr_{23}C_6 ve eser miktarda MoC metal karbür fazlarının olduğu anlaşılmaktadır. 2. bölgede Ni'ce zengin Ni_3Ti , Ni_3Al , Ni_3Ta intermetalik fazlar, Cr_{23}C_6 ve eser miktarda MoC metal karbür fazları oluşmaktadır. 3. bölgede Ta'ca zengin Ni_3Ta , eser miktarda

Ni₃Al, Ni₃Ti intermetalik fazlar ve Cr₂₃C₆ metal karbür fazı oluşmaktadır. Yine, Şekil 6.4. b-e'deki bölgeler incelendiğinde, Ni₃Al, Ni₃Ti, Ni₃Ta intermetalik fazlar ile MoC ve Cr₂₃C₆ (MC ve M₂₃C₆ tipi) metal karbür fazları bulunduğu anlaşılmaktadır. Ezugwu vd. [7] yüksek sıcaklıklarda ağır servis şartlarında kullanılan Ni bazlı süperalaşımların Ni₃Al, Ni₃Ti, Ni₃Ta (γ') intermetalik fazların matris fazı içinde çökmesini sağlayarak mukavemet kazandırıldığını bildirmişlerdir.

Çizelge 6.3. MA6000/%X Y₂O₃ süperalaşımların EDS analizi sonuçları.

Alaşımlar	Konum	Elementler (% ağı.)										
		Ni	Cr	Al	W	Ti	Mo	Ta	Zr	C	O	Y
MA6000	1	36.70	10.13	1.84	1.17	28.20	1.04	2.30	-	8.19	10.42	-
	2	54.21	12.87	3.08	2.13	11.96	1.45	2.13	-	6.64	5.53	-
	3	18.59	6.07	2.13	-	1.33	-	59.62	-	6.79	5.47	-
%0,6Y ₂ O ₃	1	55.45	14.69	3.84	1.66	0.79	1.76	10.07	0.08	4.71	5.99	0.98
	2	24.28	7.32	2.02	-	1.71	0.32	51.64	-	7.19	5.21	0.31
	3	37.81	10.73	14.90	1.91	0.36	0.59	1.72	-	12.80	19.02	0.15
%1,2Y ₂ O ₃	1	39.95	9.36	5.17	1.39	17.72	0.12	0.21	0.13	5.43	20.35	0.16
	2	19.30	1.61	0.65	0.21	0.29	0.52	0.60	-	38.59	38.15	0.08
	3	17.57	8.39	12.88	0.35	13.14	-	6.02	-	6.10	31.98	3.55
%1,8Y ₂ O ₃	1	64.26	11.64	5.52	1.96	1.10	1.30	3.91	-	3.11	5.23	1.97
	2	27.27	6.57	6.43	2.24	15.64	0.63	3.90	-	11.89	20.51	4.92
	3	35.09	8.97	8.04	1.20	3.02	1.16	9.05	-	5.39	16.82	11.28
	4	46.76	10.16	7.33	2.53	0.64	1.63	3.85	-	4.36	13.64	9.10
%2,4Y ₂ O ₃	1	22.89	4.79	12.12	2.15	0.69	1.28	0.35	-	13.7	23.59	18.45
	2	1.30	1.29	0.44	5.53	-	-	-	-	6.04	17.79	67.59
	3	72.53	11.74	2.56	2.90	-	2.29	1.47	-	4.33	2.18	-
	4	9.11	0.52	6.46	4.28	-	2.42	-	-	5.07	22.99	49.15

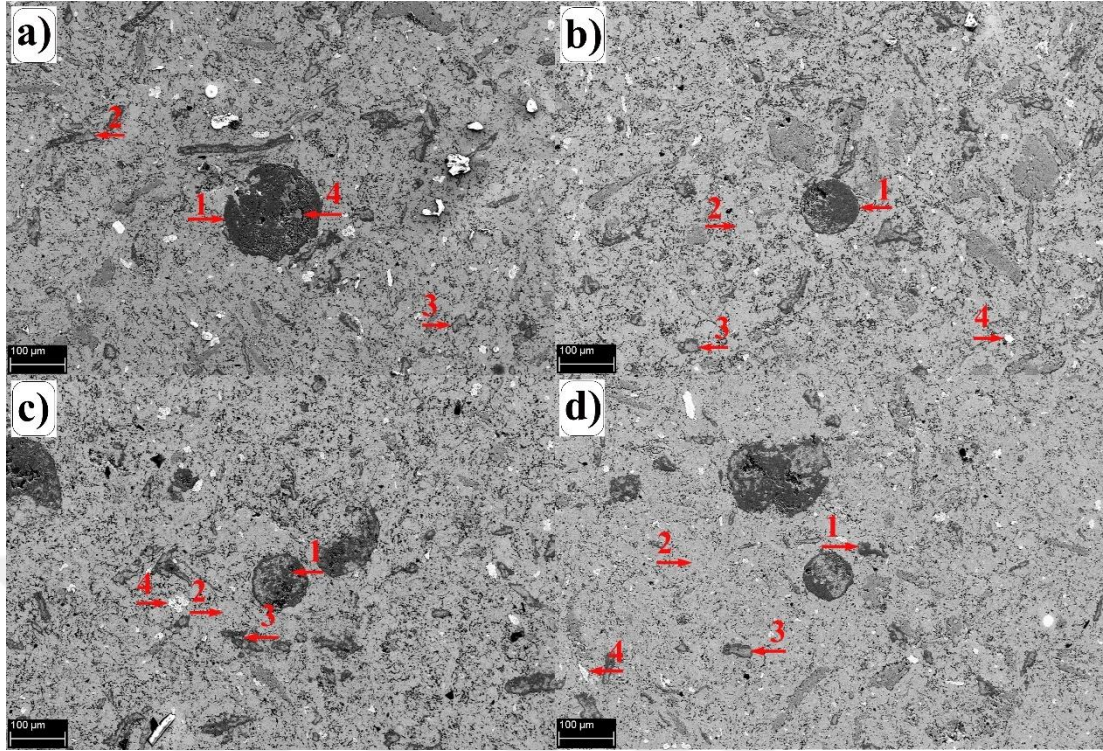
Palavar vd. [110] Ni bazlı süperalaşım çalışmalarında, FCC γ' Ni₃(Al, Ti) intermetalik fazın çökeldiğini rapor etmişlerdir. Li vd. [111] ve He vd. [14] yaptıkları çalışmalarda MoC gibi MC tipi karbürlerin tane sınırlarında konumlandıklarını rapor etmişlerdir. Bu karbürler yüksek sıcaklıklarda tane sınırı hareketini ve tane büyümesini

önlemektedir. Böylece süperalaşımın mukavemeti artmaktadır. Wu vd. [112] Ni-bazlı süperalaşım yaşlandırma çalışmasında Cr_{23}C_6 tipi karbürlerin yaşlanma sıcaklığına ve zamanına bağlı olarak tane sınırlarında çökeltiğini rapor etmişlerdir. Szczotok vd. [113] Ni-bazlı süperalaşımında karbür yapıları çalışmasında MC tipi ve M_{23}C_6 (Cr_{23}C_6) tipi karbürlerin tane sınırlarında ve dentritler arasında oluştuğunu rapor etmişlerdir.

Yine Şekil 6.4. b, c ve d'deki SEM görüntüleri incelendiğinde, Y_2O_3 takviye fazı, oluşan faz bölgelerine ve matris fazı içerisine küçük boyutlarda (mikron altı) disperse olduğu anlaşılmaktadır. Şekil 6.4. e'de ise belirtilen bölgelerden alınan EDS sonuçları incelendiğinde, Y_2O_3 takviye fazı matris fazı içerisine küçük boyutlarda (mikron altı) dağılım sergilediği gibi, blok şeklinde topaklandığı (yaklaşık 5 μm) görülmektedir. Y_2O_3 takviye fazı oranı %2,4 olduğunda ise, takviye fazının matris fazı içerisinde disperse olmasının yanında blok şeklinde topaklandığı anlaşılmaktadır.

6.1.3.2. NbC Takviyeli Süperalaşımların Mikro Yapı İncelemeleri

MA6000+%X NbC süperalaşımların sinterleme sonrası mikroyapı SEM görüntüleri Şekil 6.5'te ve EDS sonuçları Çizelge 6.4'te verilmiştir. Şekil 6.5'te verilen mikroyapı SEM görüntüleri incelendiğinde, üretilen MA6000+%X NbC süperalaşımların yapısında gözenek olduğu görülmektedir. Daha önce yapılan bazı çalışmalarda, toz metalürjisi ile üretilen malzemelerde açık ve/veya kapalı gözeneklerin olduğu ifade edilmektedir [2,109,114]. SEM görüntülerinden MA6000+%X NbC süperalaşımlarda oluşan fazları ve şekillerinin çok kompleks oldukları açıkça görülmektedir. Matriste çok farklı boyutlarda (50-150 μm) koyu gri küresel şekilli yapılar oluşmaktadır. Aynı yapıdan (renkten) küresel oluşumunu tamamlayamayan yapılar da mevcuttur. Çoğunlukla farklı uzunluklarda ve inceliklerde oluşmuş farklı yapıların (gri renk tonları) matris içinde dağılmaktadır. Ayrıca farklı biçimsiz şekil ve boyutlardaki fazların (gri renk tonları) oluştuğu da görülmektedir. Biçimsiz şekilli fazlar düzgün dağılmış fakat çok farklı boyutlarda/büyükklüklerdedir. Bu yapılardan başka beyaz renkte küreselimsi ve biçimsiz şekilli yapılar da oluşmuştur. Bu yapılar hemen hemen düzgün bir dağılım sergilemektedir.



Şekil 6.5. MA6000+%X NbC süperalaşımların mikroyapı SEM görüntüleri. a) MA6000+%0,6 NbC, b) MA6000+%1,2 NbC, c) MA6000+%1,8 NbC ve d) MA6000+%2,4 NbC.

Çizelge 6.4'deki EDS sonuçları incelendiğinde, MA6000 + %0,6 NbC süperalaşımında (Şekil 6.5.a) Ti'ce zengin Ti-Ni-Al intermetalikleri ve eser miktarda Cr-W-Ta-Zr-C karbür fazları (koyu gri (1)), Ni'ce zengin Ni-Ti intermetalikleri ve Mo-W-C karbür fazları (koyu gri (2)), Ni'ce zengin Ni-Ti intermetalikleri ve Cr-W-Mo-Ta-C karbür fazları (gri (3)) ve Ti'ce zengin Ni-Ti intermetalikleri ve eser miktarda karbür fazlarının (gri renkte (4)) oluştuğu anlaşılmaktadır. Buna ilaveten belirtilen konumlarda oksit fazlarında oluştuğu bu noktalarda yapılan EDS incelemeleri ile anlaşılmaktadır. MA6000 + %1,2 NbC süper alaşımda (Şekil 6.5.b) Ni-Ti-C intermetalik/karbür fazları (1), Ni'ce zengin Ni-Al-Ta-Cr-C intermetalik/karbür fazları (2), Ni-Ti-Cr-C intermetalik/karbür fazları (3) ve Ta'ca zengin Ni-Ta-Al-O intermetalik/oksit fazları (4) beyaz renkte olduğu görülmektedir. MA6000 + %1,8 NbC süper alaşımda (Şekil 6.5.c) Ti'ce zengin Ni-Ti-Mo-C intermetalik/karbür fazları (1), Ni-Al-Cr-O intermetalik/oksit fazları (2), Ni-Ti-Nb-C-O intermetalik/karbür/oksit fazları (3) ve Ni-Ta-C-O intermetalik/karbür/oksit fazları (4) oluşmaktadır. MA6000 + %2,4 NbC süper alaşımda (Şekil 3.5.d) ise Ni-Ti-C

intermetalik/karbür fazları (1), Ni-Al-C intermetalik/karbür fazları (2), Ni-Ti-C intermetalik/karbür fazları (3), Ni-Ta-Al-C-O intermetalik/karbür/oksit fazları (4) olduğu görülmektedir. SEM görüntüleri ve EDS analizleri birlikte incelendiğinde, NbC takviyeli süperalaşımlarda Ni-Ti-Al intermetalik fazlar, Cr-Ti-Mo-Ta-Zr-C karbür fazları ve Cr-Al-O oksit fazları oluştuğu anlaşılmaktadır.

Çizelge 6.4. MA6000+%X NbC alaşımlarının EDS analizi sonuçları.

Alaşımlar	Konum	Elementler (%ağ.)										
		Ni	Cr	Al	W	Ti	Mo	Ta	Zr	C	O	Nb
%0,6 NbC	1	8.43	0.16	1.08	0.12	67.79	-	0.19	0.17	10.64	8.69	2.73
	2	59.28	5.25	1.93	0.36	18.84	1.39	0.97	-	8	3.67	0.31
	3	51.08	8.46	1.07	2.21	20.01	1.55	1.41	0.15	10.61	2.85	0.59
	4	22.86	0.42	0.44	0.11	57.86	0.16	1.18	-	3.35	13.63	-
%1,2 NbC	1	5.92	0.02	0.04	1.37	71.38	0.76	0.12	0.04	16.93	1.91	1.50
	2	70.99	12.18	2.38	3.03	0.30	1.62	1.60	0.13	3.51	3.32	0.93
	3	48.43	7.66	1.60	3.23	21.79	0.99	1.16	-	9.38	5.01	0.75
	4	14.69	2.64	7.34	-	0.38	-	55.53	-	4.44	14.98	-
%1,8 NbC	1	12.93	0.80	0.20	0.36	59.94	5.65	-	-	13.68	5	1.43
	2	67.03	11.45	4.24	4.39	0.03	1.17	1.40	-	3.80	5.09	1.40
	3	20.64	3.88	4.11	0.88	26.22	-	1.60	1.27	13.50	20.63	7.25
	4	17.18	5.10	3.37	-	0.94	-	54.88	-	8.45	9.58	0.50
%2,4 NbC	1	12.43	0.24	0.44	0.79	63.59	0.66	0.84	-	17.83	1.7	1.49
	2	67.37	8.67	5.45	4.53	-	1.66	1.23	0.07	4.85	4.59	1.56
	3	46.17	5.88	1.55	1.49	27.03	0.94	0.73	0.26	12.84	2.42	0.70
	4	29.10	6.80	4.22	-	1.73	-	40.45	-	6.69	6.78	2.77

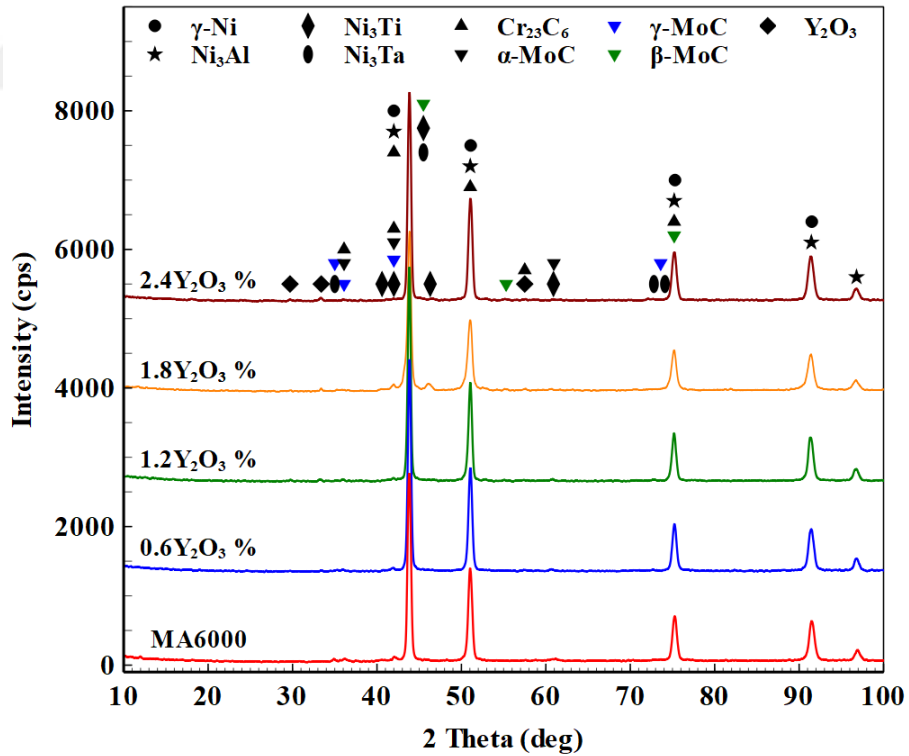
Çizelge 6.3'teki EDS sonuçları ile Şekil 6.5. a'da (1), (2) ve (3) konumlarında, b'de (1), (2) ve (3) konumlarında, c'de (1), (2), (3) ve (4) konumlarında ve e'de (1), (2), (3) ve (4) konumlarında NbC takviye fazının olduğu anlaşılmaktadır. Belirtilen konumlar SEM görüntülerinde incelendiğinde, tüm renk tonlarında (mikro yapılarda) NbC fazının olduğu görülmektedir. Bu ise NbC takviye fazının uniform bir şekilde matris fazı içerisinde dağılmaktadır. Ayrıca NbC takviye fazı miktarının artması, genel olarak

EDS analizinde görülmektedir. Y_2O_3 ve NbC takviyeli süperalaşımlar mikro yapı olarak karşılaştırıldıklarında benzer intermetalik/karbür fazları oluşmuştur. Fakat görsel olarak birbirinden çok farklı şekillerde ve dağılımlarda yapılar oluşmaktadır.

6.2. XRD İNCELEMELERİ

6.2.1. Y_2O_3 Takviyeli Süperalaşımların XRD İncelemeleri

MA ile üretilen MA6000/%X Y_2O_3 süperalaşımların sinterleme sonrasında oluşan fazların belirlenmesi için uygulanan XRD sonuçları Şekil 6.6'da verilmiştir. XRD sonuçlarına göre bütün MA6000 süperalaşımlarında matrisi oluşturan γ fazı (Ni), Ni_3Al , Ni_3Ti ve Ni_3Ta intermetalik fazları, $Cr_{23}C_6$ karbür fazı ($M_{23}C_6$ tipi metal karbür fazı), üç farklı yapıya sahip olan MoC fazları (MC tipi metal karbür fazı) ve Y_2O_3 takviye fazı belirlenmiştir.



Şekil 6.6. MA6000/X% Y_2O_3 süperalaşımların XRD analiz sonuçları.

Yapılan çalışmalarda γ' (Ni_3Al , Ni_3Ti) gibi intermetalik fazları, MC, M_{23}C_6 gibi karbür fazları ve bu fazların matris fazı içerisinde morfolojisi, boyutu ve dağılımının kontrolüyle süperalaşımların metalürjik, fiziksel özellikleri kontrol edilmiştir [5,115]. Al ve Ti süperalaşımlara γ' (Ni_3Al , Ni_3Ti) intermetalik fazların oluşturulması amacıyla eklenmektedir [110]. Yapıda oluşan γ' (Ni_3Al , Ni_3Ti) intermetalik fazı süperalaşımların mukavemetlendirilmesinde çok önemli rol oynadığı, ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklara kadar (600°C üzerindeki sıcaklıklarda) kimyasal ve faz yapılarını koruyarak alaşımın mikroyapı ve mekanik özelliklerinin bozulmasını engellediği bilinmektedir [110,116–118].

Ni_3Ta intermetalığı süperalaşımlarda mukavemetlendirme etkisi yapan intermetalik (γ') fazdır. Yüksek ergime sıcaklığına (1276.85°C) sahiptir ve yüksek sıcaklıklarda kararlı kalabilmektedir. Kosorukova vd. yaptıkları bir çalışmada, 699.85°C sıcaklıkta tavlama ısıtma işlemi sonrasında ortorombik (Space Grup Pmmm), monoklinik (Space Grup P2/m) ve tetragonal (Space Grup 14/mmm) Ni_3Ta intermetalığını elde etmişlerdir [119,120].

MC, M_{23}C_6 , M_6C , ve M_7C_3 (nadir) karbürler de süperalaşımların özelliklerinin kontrolünde önemli fazlardır. MC tipi karbür yapılar yüksek sıcaklıklarda dislokasyon hareketini ve tane sınırı kaymasını engelleyerek süperalaşımlara mukavemet kazandırdığı bilinmektedir. Tane sınırlarında çökelen sert MoC parçacıkları 1000°C civarındaki sıcaklıklarda tane büyümesini ve tane sınırı kaymasını önleyerek süperalaşıma mukavemet kazandırdıkları bilinmektedir [14,111,115]. Fakat bu çalışmada, XRD incelemelerinde MC tipi karbür pikleri oldukça zayıftır. Bunun sebebi, karbür yapıcı elementlerin miktarının az olmasındandır. Zhang vd. [115] sinterlenen alaşımlarda MC karbürlerin miktarlarının az olmasından dolayı şiddetli pik vermediklerini rapor etmişlerdir. Cheng vd. [121] yaptıkları bir çalışmada fcc kristal yapılı Fm3m Space Gruba sahip MoC bulmuşlardır. Liu vd. [122] MoC'ün üç türü olan α -MoC, β -MoC ve γ -MoC ve bu karbürlerin kristal yapılarını ve fiziksel özelliklerini rapor etmişlerdir. M_{23}C_6 tipi karbürler Cr miktarının fazla olduğu Ni-bazlı süperalaşımlarda 650 - 1100°C aralığında sıklıkla görülmektedir. 704 - 871°C aralığında tane sınırlarında çökelmektedir. Burada M çoğunlukla Cr olmaktadır [116,123]. Bu faz 1125°C ' de çözünmektedir [116].

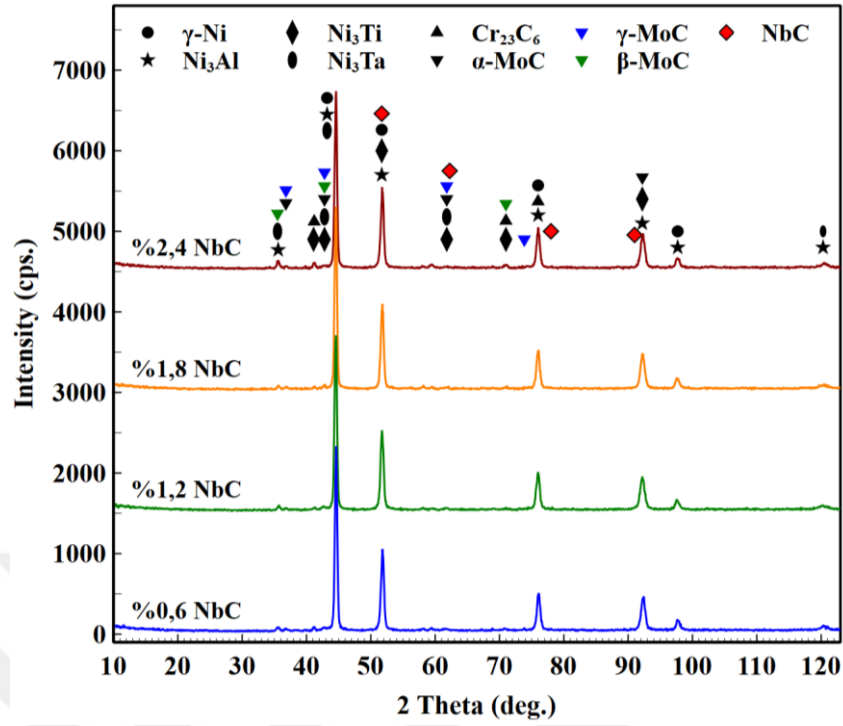
Ni₃Al, Ni₃Ti, Ni₃Ta gibi γ' ve Ni₃Nb gibi γ'' çökelti fazları ile MC, M₂₃C₆, M₆C, ve M₇C₃ karbürler ergime/bozunma derecelerine yakın sıcaklıklara kadar yapılarını koruyabildikleri, alaşımı mukavemetlendirme görevini yerine getirdikleri bilinmektedir. Bu intermetalik/karbür fazları uzun süre yüksek sıcaklıklara maruz kaldıklarında ergime/bozunma sıcaklıklarının altındaki sıcaklıklarda büyüme/bozunma göstererek süperalaşımın mukavemetinin azalmasına neden olmaktadır.

Y₂O₃ yüksek sıcaklıklarda yapısal kararlılığı, mukavemeti ve elastik modülü çok iyidir [124]. 2409.85 °C gibi yüksek ergime derecesine sahiptir. Kübik Y₂O₃ faz ise yüksek sıcaklıklarda daha kararlıdır, kimyasal olarak çok kararlıdır ve 2400 °C civarında erir [125]. Bu özelliklerinden dolayı Y₂O₃ süperalaşımların mukavemetlendirilmesinde elverişli takviye fazıdır. Y₂O₃ fazı dislokasyon hareketini engelleyerek yüksek sıcaklıklarda süperalaşımın mukavemetini uzun süre koruyabilmektedir.

6.2.2. NbC Takviyeli Süperalaşımların XRD İncelemeleri

Şekil 6.7’de MA ile üretilen MA6000+%X NbC süperalaşımlarda sinterleme sonrasında XRD sonuçları verilmiştir. Grafikten γ fazı (Ni), Ni₃Al, Ni₃Ti ve Ni₃Ta intermetalik fazları, Cr₂₃C₆ karbür fazı (M₂₃C₆ tipi), NbC takviye fazı ve MoC (MC tipi) fazlarının olduğu belirlenmiştir. Yapıda oluşan γ -Ni, Ni₃Al, Ni₃Ti ve Ni₃Ta intermetalik fazları, Cr₂₃C₆ ve MoC karbür fazları ve malzemeye etkileri Y₂O₃ takviyeli süperalaşımların XRD incelemelerinde açıklanmıştır. Burada Cr₂₃C₆, α -MoC, β -MoC ve γ -MoC fazlarının XRD sonuçlarında şiddetlerinin oldukça düşük olduğu gözlenmiştir. NbC takviye fazı ise kübik kristal yapıya, Fm-3m (225) Space Gruba sahiptir.

Yapılan çalışmalarda NbC kristal yapısı izomorfik olup Fm3m space grup, 225 numaraya sahip olduğu belirtilmiştir. Kafes yapısı iki yüzey merkezli kübik kafes yapıların iç içe geçmiş halidir. Kafeslerden birini (NbC kafesini oluşturan kafeslerden biri) metal (Nb) atomları oluştururken, diğer kafesi C atomları oluşturur. NbC’ün atom dizilimi AbCaBc şeklinde ve A, B ve C metal atomlarını temsil ederken a, b veya c karbon atomlarını temsil eder. Bu şekildeki dizilim oktahedral düzen olarak



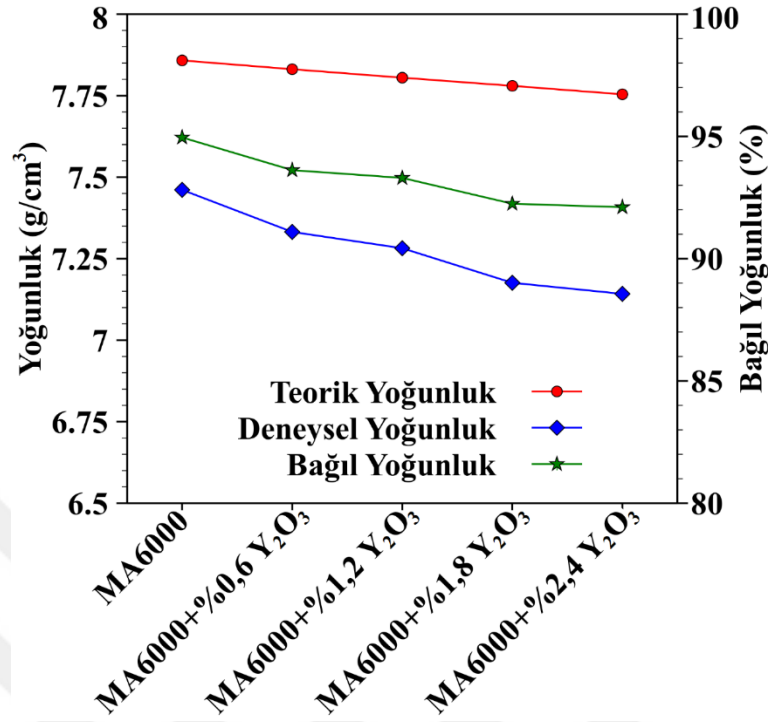
Şekil 6.7. MA6000+%X NbC süperalaşımların XRD sonuçları.

adlandırılır. C atomları oktahedral yapıdaki boşlukları dolduran diğer kristal yapıdır. 1050 °C civarında bu dizilim bozulmaya başlar ve trigonal Nb₆C₅'e dönüşür (NbC 1050 °C civarında Nb₆C₅'e dönüşür). NbC'ün teorik yoğunluğu ise stokiyometrik duruma göre ($x=(C/Nb)$ oranına göre genelde 0,78) 7,73–7,80 g/cm³ aralığındadır. NbC'nin kafes parametresi sıcaklıkla doğrusal olarak artmaktadır [126,127].

6.3. YOĞUNLUK VE SERTLİK SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

6.3.1. Y₂O₃ Takviyeli Süperalaşımların Yoğunluk ve Sertlik Sonuçları

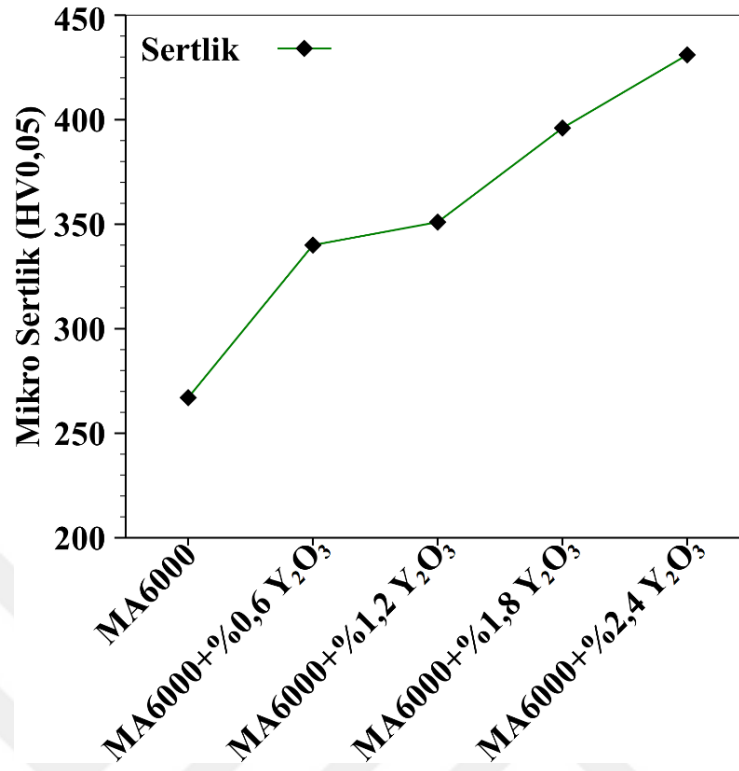
Archimeds' prensibine göre ölçülen deneysel yoğunluk verilerinden teorik yoğunluk ve bağıl yoğunluk değerleri Şekil 6.8'de verilmiştir. Şekil 6.8'den de görüldüğü gibi, Y₂O₃ takviye fazı miktarı arttıkça teorik, deneysel ve bağıl yoğunluk azalmaktadır. Elde edilen bağıl yoğunluk değerleri sırasıyla MA6000 alaşımı için %94,956, MA6000+%0,6 Y₂O₃ alaşımı için %93,62, MA6000+%1,2 Y₂O₃ alaşımı için %93,302, MA6000+%1,8 Y₂O₃ alaşımı için %92,247 ve MA6000+%2,4 Y₂O₃ alaşımı için %92,104'tür. Yoğunluktaki bu azalmanın nedeni matrise ilave edilen Y₂O₃ takviye



Şekil 6.8. MA6000 (Y₂O₃ takviyeli) süperalaşımların teorik, deneysel ve bağıl yoğunlukları.

fazının yoğunluğunun düşük olmasıdır (5.01 g/cm³). Y₂O₃ takviye fazı miktarının artmasıyla ağırlık azaldığından (aynı hacimde) yoğunlukta azalmaktadır. Diğer bir nedeni ise, sert olan Y₂O₃ takviye fazı miktarının artmasıyla porozite miktarı da artmaktadır.

Şekil 6.9'da Y₂O₃ takviyeli süperalaşımların mikro sertlik sonuçları verilmiştir. Y₂O₃ takviye fazı miktarının artmasıyla mikro sertliğin arttığı görülmektedir. Bu durum sert bir oksit bileşiği olan Y₂O₃ takviye fazından kaynaklanmaktadır. %0,6 Y₂O₃ ilavesiyle belirgin bir sertlik artışı olurken, %1,2 Y₂O₃ ilavesinde sertlik artışı azalmış ve takviye fazı oranının artmasıyla süperalaşımların sertliği artmıştır. Y₂O₃ takviye fazı matris fazında tane içlerinde katı eriyik etkisi yaparak bulunduğu alanda matristeki atom dizilim düzeninin bozulmasının sonucu matristeki dislokasyon hareketini engellemektedir.

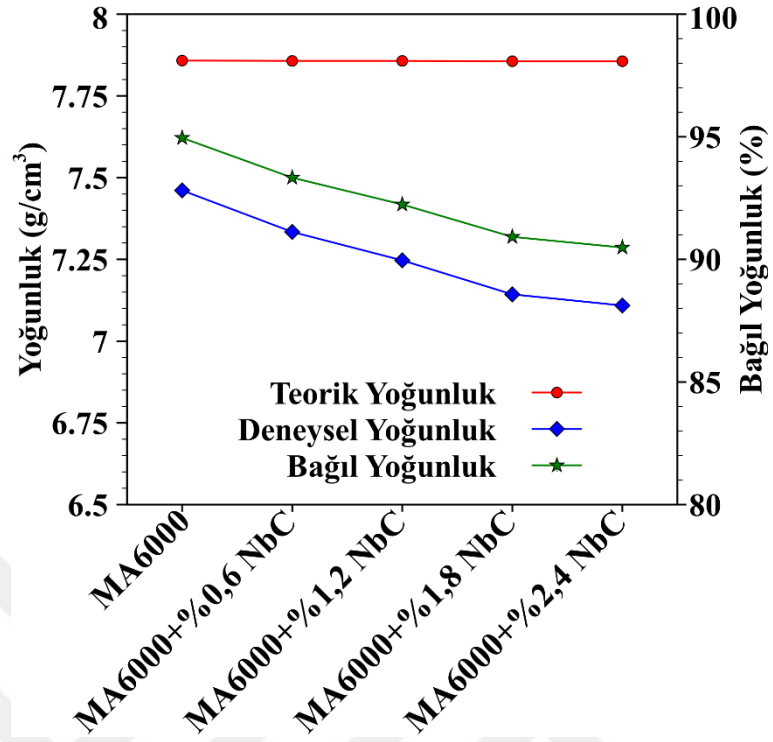


Şekil 6.9. MA6000 (Y₂O₃ takviyeli) süperalaşımların mikro sertlik sonuçları.

Dislokasyon hareketinin engellenmesi sertlik, mukavemet gibi mekanik özelliklerin gelişmesini sağlamaktadır. Y₂O₃ takviye fazı tane sınırlarında konumlandığında ise tane sınırı kaymasını engellediğinden dolayı üretilen MA6000 süperalaşımların sertliğini artırmaktadır. Bundan dolayı takviye fazı olarak kullanılan sert oksit/karbür bileşiklerinin matris fazı içerisindeki şekli, boyutu miktarı, dağılımı malzemenin mekanik özelliklerine etkisi oldukça önemlidir. Bu fazların, uygulanan yükün matris fazına iletimi, matrise kesme/çentik etkisi yapmaması için küresel veya küresele yakın şekillerde olması istenir. Boyut olarak ise çok küçük boyutlarda (nm) ve matris içine uniform şekilde dağılımı önemlidir. Boyutları büyük olduğunda, dislokasyon hareketini bir miktar bloke eder (engeller), artan dislokasyonlara engel olamaz ve dislokasyonlar yoluna devam eder. Takviye fazı, malzeme içerisinde tamamen uniform dağılmasıyla malzemenin tamamında mekanik özelliklerinin aynı olmasını sağlamaktadır.

6.3.2. NbC Takviyeli Süperalaşımların Yoğunluk ve Sertlik Sonuçları

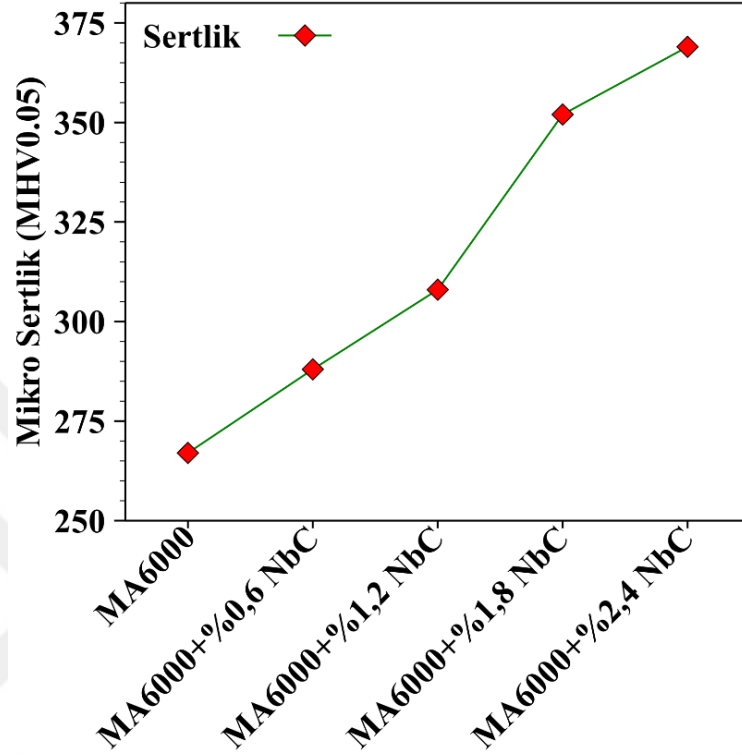
NbC takviyeli süperalaşımların yoğunluk ölçümleri Archimeds' prensibine göre yapılmıştır. Elde edilen deneysel sonuçlardan bağıl yoğunluk hesaplanmıştır. Şekil 6.10'da NbC takviyeli süperalaşımların teorik, deneysel ve bağıl yoğunlukları grafik halinde verilmiştir. Şekil 6.10'da görüldüğü gibi NbC takviye fazı miktarı artarken teorik, deneysel ve bağıl yoğunluk azalmaktadır. Teorik yoğunluktaki azalma çok az iken (MA6000 süperalaşımın teorik yoğunluğu $7,858 \text{ g/cm}^3$ iken, MA6000 + %2,4 NbC süperalaşımın yoğunluğu $7,856 \text{ g/cm}^3$), deneysel yoğunluktaki azalma oldukça fazladır (deneysel yoğunluklar sırasıyla 7,461; 7,334; 7,247; 7,143; 7,109 g/cm^3). Teorik yoğunluktaki çok az olan azalma, takviye fazı NbC'ün yoğunluğundan kaynaklanmaktadır. MA6000 süperalaşımın teorik yoğunluğu $7,858 \text{ g/cm}^3$, NbC'ün yoğunluğu $7,8 \text{ g/cm}^3$ 'tür. Yoğunluk farkı çok az olduğundan teorik yoğunluk yatay bir görüntü sergilemektedir. Deneysel yoğunluktaki azalma ise sert olan NbC takviye fazı ile ilgilidir. NbC'ün elementel toz görüntüsü incelendiğinde (Şekil 6.1.f), örüntülü ve granüler olduğu görülmektedir. Toz metalurjisinde oksit, karbür gibi sert takviye fazları, tozların sıkıştırılabilirliklerini azaltmakta, porozite miktarını artırmaktadır. Bunun karşılığında tane içlerinde konumlanan NbC takviye fazları dağılım mukavemetlenmesi etkisiyle dislokasyon hareketini engelleyerek malzemenin plastik deformasyona uğramasını engellemektedir. Tane sınırlarında konumlanan takviye fazı ise tane sınır hareketini engelleyerek mukavemet kazandırmaktadır. Bu şekilde oksit, karbür gibi sert takviye fazları malzemenin mekanik özelliklerini iyileştirmektedir. Yapılan bir çalışmada, matrise oksit (Al_2O_3) parçacıkların ilave edilmesiyle, takviye fazının yüzey alanının arttığını, bu durumun ise porozite miktarının artmasına neden olmaktadır. Fakat malzemenin akma mukavemeti, çekme mukavemeti, sertliği önemli ölçüde arttığı belirtilmektedir [128]. Başka bir çalışmada ise, matriste sert takviye fazlarının (grafen) miktarının artmasıyla, tozların sıkıştırılabilirliği ve sinterlenebilirliği azalmıştır. Tozların aglomerasyondan dolayı porozite miktarı artmıştır. Fakat artan sert takviye fazı ile malzemenin sertliği, gerilme dayanımı, akma dayanımı, kırılma tokluğu gibi mekanik özellikler önemli derecede arttığı belirtilmiştir [129].



Şekil 6.10. MA6000 (NbC takviyeli) süperalaşımların teorik, deneysel ve bağıl yoğunlukları.

NbC takviyeli süperalaşımların sertlik sonuçları Şekil 6.11’de verilmiştir. Grafikte görüldüğü gibi, NbC takviye fazı miktarının artmasına karşılık süperalaşımların mikro sertlikleri hemen hemen doğrusal olarak artmaktadır. Sertlikteki artış NbC’ün miktarındaki artıştan kaynaklanmaktadır. NbC karbür sertliği yüksek karbür bileşiğidir ve alaşımlara sertlik, mukavemet gibi mekanik özellikler kazandırmak amacıyla ilave edilir. Matris fazı içerisinde dağılan NbC parçacıkları matris içerisinde tane içlerinde ve tane sınırlarında konumlanmaktadır. Malzemeye yük uygulandığında, malzeme içerisindeki küçük hatalarda dislokasyonlar çekirdeklenmekte, devamında dislokasyonlar çoğalarak yükün etkisiyle hareket etmektedir (malzemenin deformasyonu). Çoğalarak hareket eden dislokasyonlar tane içlerinde konumlanan sert, dayanıklı NbC parçacıkları ile karşılaşmaktadır. Sert ve dayanıklı olan NbC parçacıkları dislokasyonların hareketini engellemekte/bariyer olmaktadır. Dislokasyonlar NbC bariyerini aşamadığı için deformasyon gerçekleşemez. Tane sınırlarında konumlanan NbC parçacıkları ise tane sınırı kaymasını engelleyerek süperalaşıma mukavemet kazandırmaktadır. NbC miktarının artmasıyla matris içerisinde birim hacimde bulunan NbC parçacık sayısı arttığı için dislokasyon

hareketini engelleyerek konum sayısı da artmaktadır. Dolayısıyla takviye fazı miktarının artması sertliği ve mukavemeti artırmaktadır.



Şekil 6.11. MA6000 (NbC takviyeli) süperalaşımların mikro sertlik sonuçları.

Yapılan bir çalışmada, takviye fazı olarak kullanılan oksitler, karbürler ve borürler ile dislokasyon-mekanik özellikler arasındaki ilişki incelenmiştir. Takviye fazları dislokasyon hareketini bloke ederek malzemeye mukavemet kazandırmaktadır. Takviye miktarının artmasıyla da sertlik ve mukavemet artmaktadır. Takviye fazının miktarı, dağılımı, tipi, şekli boyutu gibi birçok özellikler kompozit malzemenin dayanımı, sertliği gibi mekanik özelliklerini oldukça çok etkilemektedir. Matris içerisinde ince bir şekilde dağılan küçük parçacıkların miktarının artması, birbirlerine olan mesafelerin azalması, dislokasyon hareketini etkin bir şekilde bloke etmektedir. Çok sayıda engel (takviye fazı) ile karşılaşan dislokasyonlar engeli aşamazlar. Uygulanan yükün artmasıyla dislokasyon yoğunluğu artmakta ve dislokasyon ağı oluşturmaktadır. Sonunda dislokasyon mukavemetlenmesi (deformasyon sertleşmesi) olmaktadır. Böylece malzemenin deformasyon direnci, sertliği, dayanımı, tane sınır mukavemeti, tane sınırı kaymasına karşı mukavemeti artırmaktadır [130].

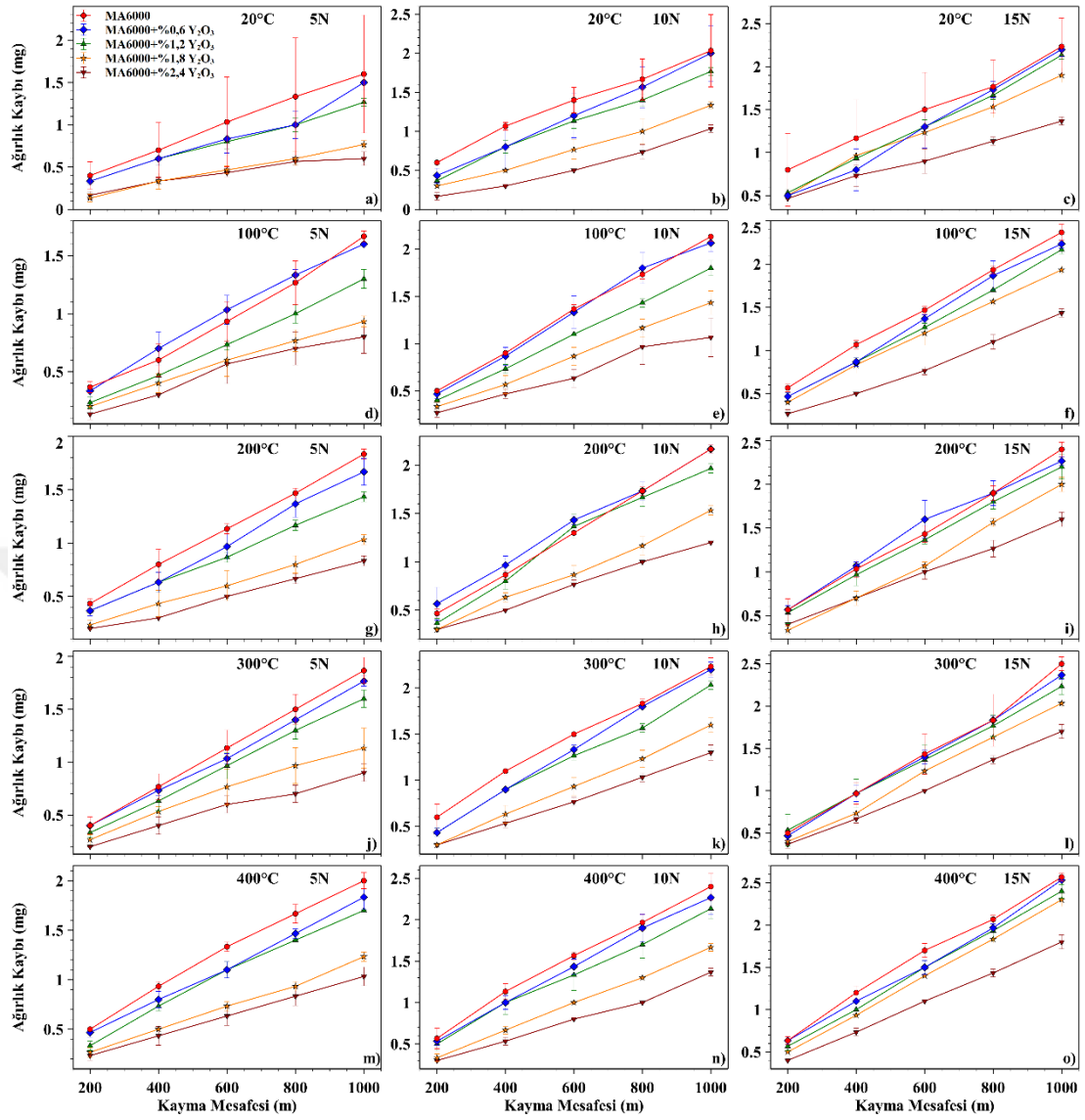
6.4. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Sürtünme iki yüzey arasında ve yüzeylerin birbiri üzerinde hareket etmesiyle olan bir durumdur. Genellikle yüzeylerden biri sabit kalırken, karşı yüzey hareket halindedir. Sürtünmede hareketinin gerçekleşmesi için gerekli olan minimum kuvvet, ağırlık kaybı miktarı gibi birçok durum sürtünen yüzeylere bağlıdır. Malzemenin mukavemeti, sertliği gibi mekanik özellikler, varsa takviye fazı türü, miktarı, yapı içerisindeki dağılımı gibi birçok parametre aşınma davranışlarını etkileyen çok önemli faktörlerdir. Sürtünme sonrasında ise iki yüzeyde de aşınma ve buna bağlı olarak ağırlık kaybı olmaktadır. Bundan dolayı malzemelerin aşınma davranışları incelenirken bu özelliklere dikkat edilmelidir.

6.4.1. Y_2O_3 Takviyeli Süperalaşımların Ağırlık Kaybı Sonuçları

MA6000 ve MA6000+%X Y_2O_3 süperalaşımların 20, 100, 200, 300, 400 °C’de ve farklı yüklerde (5N, 10N ve 15N) yapılan aşınma testlerinden elde edilen ağırlık kaybı sonuçları Şekil 6.13’te grafikler halinde verilmiştir. Şekil 6.13’teki grafiklerin hepsi (15 grafik) incelendiğinde MA6000 ve MA6000+%X Y_2O_3 süperalaşımları üç yük (5N, 10N ve 15N) ve beş sıcaklık (20, 100, 200, 300 ve 400 °C) gruplarında kayma mesafesinin artmasıyla aşınma ağırlık kayıplarının hemen hemen doğrusal bir artış gösterdiği anlaşılmaktadır. Palavar vd. [110] ile Behera vd. [131], kayma mesafesi artarken, ağırlık kaybının da arttığını belirtmişlerdir. Kumar ve Bose [132] aşınma testlerinde kayma mesafesinin ağırlık kaybına etkisinin çok büyük olduğunu ifade etmişlerdir.

Bütün süperalaşım gruplarında (MA6000, MA6000+%0,6 Y_2O_3 , MA6000+%1,2 Y_2O_3 , MA6000+%1,8 Y_2O_3 ve MA6000+%2,4 Y_2O_3) ve test sıcaklıklarında uygulanan yükün artmasına karşılık aşınma ağırlık kaybı da artmıştır. Bütün süperalaşım grupları ve beş sıcaklıkta en düşük ağırlık kaybı 5N yükte aşınma test sonuçlarında gerçekleşirken, en yüksek ağırlık kaybı 15N’da gerçekleşmiştir. Bu artış



Şekil 6.13. MA6000 ve MA6000+%X Y₂O₃ süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerde aşınma testi ağırlık kaybı sonuçları.

yükün en fazla olmasından kaynaklanmaktadır. Yük artarken ağırlık kaybı da artmaktadır. Artan yük, dislokasyon oluşumunu hızlandırarak dislokasyon miktarını artırmaktadır. Dislokasyonların dahada artmasıyla dislokasyon hatları birleşerek numune yüzeyinden parçacık kopması gerçekleşmektedir. Xu vd. [133] aşınma yükünün artmasıyla numune yüzeyinde/tane sınırlarında mikro yapıda dislokasyon yoğunluğunun arttığını, biriken dislokasyonlar mikro çatlakların çekirdeklenmesine yol açtığını, daha sonra mikro çatlaklar büyüyerek çatlakları oluşturdukları, sürtünme kesme gerilmesiyle çatlaklar ilerleyerek matrsten parçacık kopmasına neden olduğunu ifade etmişlerdir.

Her bir sıcaklık gurubunda en yüksek ağırlık kaybı 15N yükte MA6000 süperalaşımında görülürken, en düşük ağırlık kaybı 5N yükte MA6000+%2,4 Y₂O₃ süperalaşımında görülmüştür. Ağırlık kaybının en yüksek olması, uygulanan yükün artması ve sertliğin (takviye fazı etkisi) düşük olmasından (267 MHv) kaynaklanmaktadır. En düşük ağırlık kaybının 5N yükte MA6000+%2,4 Y₂O₃ süper alaşımında olmasının nedeni ise, yükün en düşük (5N) olması ve takviye fazı miktarının en yüksek olmasıdır. Ayrıca bu malzemenin en yüksek sertliğe (431 MHv) sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Sert Y₂O₃ takviye fazı miktarı arttıkça, süperalaşımların aşınma ağırlık kayıpları azalmaktadır. Y₂O₃ takviye fazı süperalaşımlara aşınma direnci kazandırmaktadır ve faz miktarı arttıkça süperalaşımın aşınma direnci artmaktadır.

Beş aşınma test sıcaklığı ve üç yükte de (15 aşınma grafiğinde), Y₂O₃ takviye fazı miktarının artmasına karşılık ağırlık kaybı azalmıştır (1000 m kayma sonunda). En yüksek ağırlık kaybı MA6000 süperalaşımında olurken, en düşük ağırlık kaybı MA6000+%2,4 Y₂O₃ süperalaşımında olmuştur. Bu durum takviye fazı karakterinin matris fazına ve malzemenin aşınma davranışlarına etkisini somut olarak ortaya koymaktadır.

Görüldüğü gibi ağırlık kaybı uygulanan yük ile doğru, takviye fazı miktarıyla ters orantılıdır. Ağırlık kaybındaki azalma %0,6 Y₂O₃ takviyeli süperalaşımında çok net görülmesine de %2,4 Y₂O₃ takviyeli süper alaşımında oldukça belirgin şekilde görülmektedir (Şekil 6.13 c, f, o). Üç yükte de katkı fazı miktarının artmasına karşılık, ağırlık kaybının azalması Y₂O₃ takviye fazı ile ilgilidir. Y₂O₃ takviye fazı sert ve mukavemet attırıcı özelliğe sahiptir. Takviye fazı deformasyonu gerçekleştiren dislokasyon hareketini bloke etmektedir. Böylece artan katkı fazı ile matris fazının da mukavemeti artmaktadır. Bu artış süperalaşımın aşınma direncini artırıp, ağırlık kaybını da azaltmaktadır. Chen vd. [134] sert takviye fazının matrise ilave edilmesiyle sertliğin ve aşınma direncinin arttığını (dramatik artış), ağırlık kaybını düşürdüğünü ifade etmişlerdir. Li vd. ilave edilen takviye fazının malzemenin sertliğini artırdığını, dağılım mukavemetlenmesi olduğunu ifade etmişlerdir. Takviye fazı aşınma yüzeyinde gerilmeli sertleşmiş tribolojik katman (strain-hardened tribolayer) oluşturmaktadır. Bu katman numunenin aşınmasını engelleyerek numunenin aşınma

performansını geliştirmektedir [135]. Brezinová vd. [136] yapıda dağılan karbür fazlarının dislokasyon hareketini engellediğini/durdurduğunu, bunun sonucunda plastik deformasyonu engellenerek aşınma direncini artırdığını belirtmişlerdir. şimşek ve Özyürek [137] artan takviye fazı ile sertliğin arttığı, matristeki plastik deformasyonu engelleyerek aşınma ağırlık kaybını azalttığını belirtmişlerdir.

Her süperalaşım gurubunda test sıcaklığının artmasıyla ağırlık kaybı da artmıştır (1000m kayma sonunda). Örneğin MA6000 süperalaşımının 5N yükteki aşınma ağırlık kayıpları sırasıyla; 20 °C’de 1,6mg; 100 °C’de 1,6667mg; 200 °C’de 1,8333mg; 300 °C’de 1,8667mg ve 400 °C’de 2mg’dır. Test sıcaklığı artarken, ağırlık kaybı da artmaktadır. Bu artış özellikle 400 °C gibi yüksek sıcaklıkta bile logaritmik değildir, olağan dışı bir artış gözlenmemiştir. MA6000+%0,6 Y₂O₃, MA6000+1,2 Y₂O₃, MA6000+%1,8 Y₂O₃, ve MA6000+%2,4 Y₂O₃ süper alaşımlar incelendiğinde, aynı durumun olduğu görölmektedir. Aynı şekilde 10N ve 15N yüklerdeki aşınma sonuçları incelendiğinde, artan test sıcaklığına bağlı olarak her süperalaşım gurubunun kendi arasında ağırlık kayıplarının da arttığı görölmektedir. Test sıcaklığı, uygulanan yük ve süperalaşım kompozisyonları dikkate alınarak ağırlık kayıpları karşılaştırıldığında, en yüksek ağırlık kaybı 400 °C’de 15N yükte MA6000 süper alaşımında gözlenirken, (2.5667mg), en düşük ağırlık kaybı 20 °C’de 5N yükte MA6000+%2,4 Y₂O₃ süper alaşımında gözlenmiştir (0.6mg). Burada test sıcaklığının artmasına karşılık ağırlık kaybının da artmasının muhtemel iki sebebi vardır. Birincisi; artan test sıcaklığıyla süper alaşımların sertliklerinin azalması (yumuşama), ikincisi ise; süper alaşımların test sıcaklığı ve sürtünme sonucu oluşan sıcaklıkların etkisiyle oksitlenmesidir.

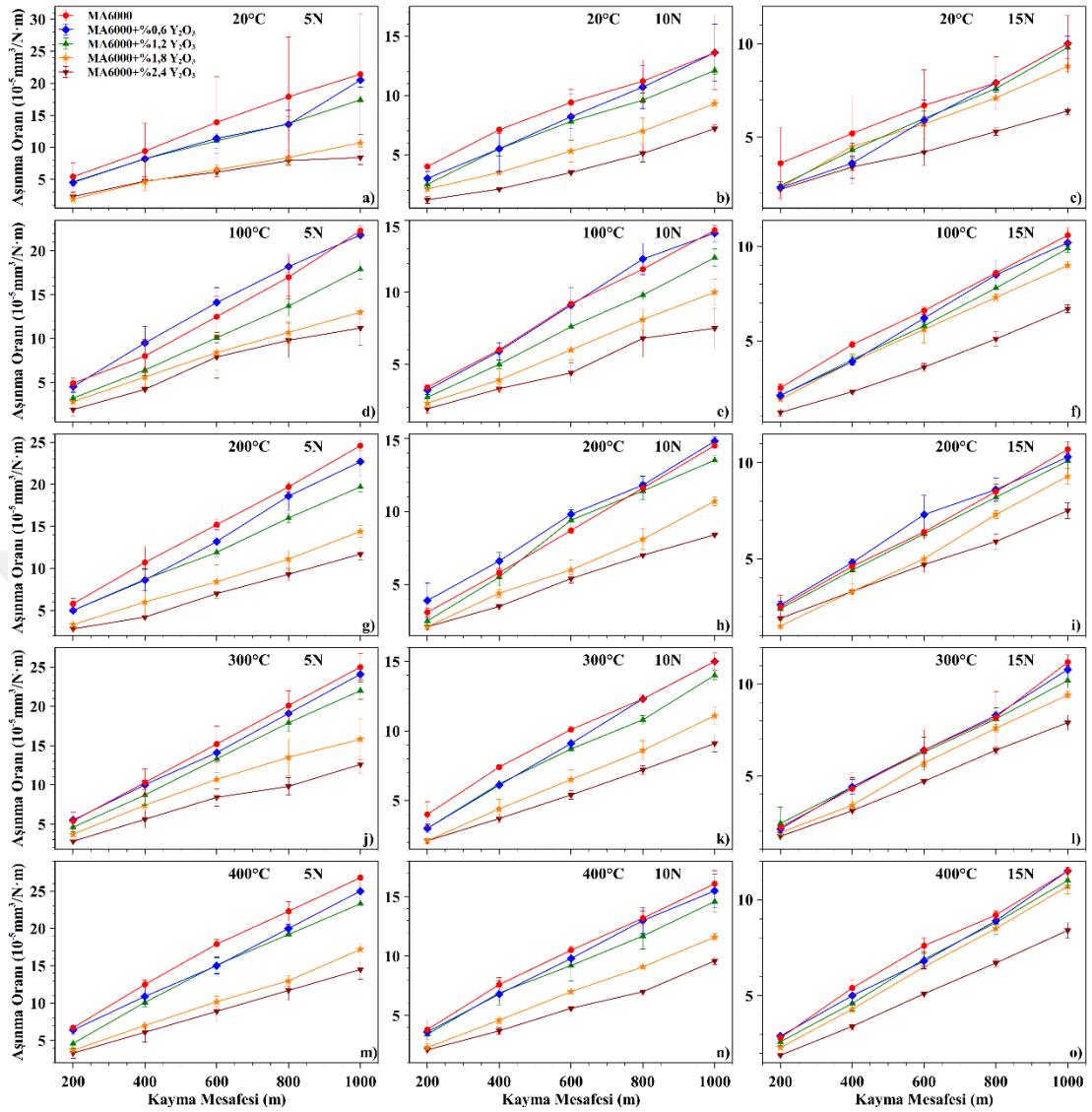
Sertlik, sıcaklığın artmasıyla matris fazı olan Ni’nin (γ) atomlar/taneler arası bağlar zayıflamasına bağlı olarak düşmektedir. İntermetalik/karbür fazlarının sağlamış olduğu mukavemet etkisi de zayıflamaktadır. Bu durumlardan dolayı sıcaklığın artmasıyla aşınma ağırlık kaybı da artmaktadır. Günen vd. [138] sıcaklığın artmasıyla aşınma yüzeyinin yumuşamasının doğal sonucu olarak da ağırlık kaybının artığını ifade etmişlerdir. Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda aşınma testinde malzemeyi oluşturan elementler (Cr, Al, Ti gibi) oksitlenmektedir. Sürtünen yüzeylerde oluşan sert ve gevrek oksitler, yük ve sürtünme kuvvetinin etkisinde kırılarak delaminasyon şeklinde ortamdan uzaklaşarak ağırlık kaybına neden olabilirler veya delaminasyon şeklide

yüzeye dağılarak matrise saplanabilirler. Bu oksitler sürtünme kuvvetinin etkisiyle delaminasyon alanlarında yumuşak olan matrisi keser (shear) ve/veya yüzeyde mikro çatlaklar oluşturur. Ortamdaki oksijen ise temiz yüzeylere difüz ederek oksitlenme gerçekleşir. Bu döngüyle ağırlık kaybı gerçekleşir. Şimdiye kadar yapılan birçok çalışmada, test sıcaklığının artmasıyla ağırlık kaybının da arttığı ifade edilmiştir [138,139]. Yine daha önce yapılan bazı çalışmalarda, aşınma sıcaklığının artmasıyla kompozit malzemelerin sertliklerinin ve mukavemetin azaldığı ifade edilmiştir. Sıcaklığın artmasıyla oksidasyonun arttığı, oluşan oksitlerin gevrek kırılmayla aşınma yüzeyine dağıldığı veya ortamdan uzaklaşarak abrasif ve oksidatif aşınmalar ile ağırlık kaybının arttığı ifade edilmektedir [140–142]. Burada Y_2O_3 katkı fazının bozunma sıcaklığı çok yüksektir. Diğer yöntemlerle yapılan mukavemetlendirme etkisi yüksek sıcaklıklarda zayıflarken, yapıda dağılan (*ex situ*) Y_2O_3 katkı fazının sağlamış olduğu mukavemetlendirme etkisi devam etmektedir.

6.4.2. Y_2O_3 Takviyeli Süperalaşımların Aşınma Oranı Sonuçları

Şekil 6.14'te MA6000 ve MA6000+%X Y_2O_3 süperalaşımların farklı sıcaklık ve yüklerdeki aşınma testlerinden elde edilen aşınma oranı sonuçları verilmiştir. MA6000 ve MA6000+%X Y_2O_3 katkılı süperalaşımların aşınma oranları üç yük ve beş sıcaklıkta da kayma mesafesinin artmasıyla artmıştır. Bu artış doğrusala yakın bir artıştır. Beş kompozisyon ve beş sıcaklıkta yükün artmasına karşılık aşınma oranını azalmaktadır. Beş kompozisyon ve beş sıcaklıkta en fazla aşınma oranları 5N yükte gözlenirken, en az aşınma oranları ise 15N yükte gözlenmiştir. Uygulanan yük artarken, aşınma oranı azalmaktadır. Bu ters bağıntı Eşitlik 5.1 ile açıklanabilir. Eşitlik 5.1'de uygulanan yük (P) ile aşınma oranı (W_a) ters orantılıdır. Yük artarsa aşınma oranı azalmaktadır.

Beş süperalaşım kompozisyonunda Y_2O_3 katkı fazı miktarının artmasına karşılık aşınma oranları azalmaktadır. Bu durum üç yükte de aynıdır. Aşınma oranının azalması Eşitlik 5.1'deki ağırlık kaybı (ΔG) ile ilgilidir. Ağırlık kaybı (ΔG) ile aşınma oranı (W_a) orantılıdır. Y_2O_3 katkı fazı miktarının artmasıyla ağırlık kaybı (ΔG) azalmaktadır. Bu da aşınma oranını (W_a) azaltmaktadır. Azalma, özellikle %2,4 Y_2O_3 katkılı süper alaşımda çok fark edilir şekilde olmuştur. Üç yükte de bu azalma, Y_2O_3



Şekil 6.14. MA6000 ve MA6000+%X Y₂O₃ süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerde aşınma oranı sonuçları.

katkı fazının süperalaşımlara kazandırmış olduğu mukavemet ve aşınma direnci ile ilgilidir. Aşınma oranının hesaplandığı Eşitlik 5.1’de yük (P) ve yol (S) aynı iken yoğunluk (d) katkı fazının artmasıyla çok az azalmaktadır. Burada asıl etkili olan, ağırlık kaybıdır (ΔG). Katkı fazı miktarı artarken ağırlık kaybı azalmakta, bu da aşınma oranını azaltmaktadır. Üç yükte de en fazla aşınma oranı MA6000 süperalaşımında gözlenirken, en az aşınma oranı MA6000+%2,4 Y₂O₃ katkılı süperalaşımda gözlenmiştir. Üç yük ve beş kompozisyonda aşınma oranı karşılaştırıldığında en fazla aşınma oranı 5N yükte MA6000 süper alaşımda gözlenirken, en az aşınma oranı ise 15N yükte MA6000+%2,4 Y₂O₃ süper alaşımda gözlenmiştir.

Aşınma oranı sıcaklık bazında incelendiğinde, tüm süperalaşımlarda aşınma test sıcaklığının artmasıyla aşınma oranı da artmıştır (1000m kayma sonunda). Örneğin MA6000+%2,4 Y₂O₃ süper alaşımının 15N yükteki aşınma oranı değerleri; 20 °C’de 6,3803; 100 °C’de 6,6897; 200 °C’de 7,4676; 300 °C’de 7,9343 ve 400 °C’de 8,4010’dur. Diğer süperalaşım kompozisyonlarında da aynı durum vardır. 5N, 10N ve 15N yüklerde beş süperalaşım kompozisyonunda da aşınma sıcaklığı artarken, aşınma oranı da artmaktadır. Beş test sıcaklığı, üç yük ve beş süperalaşım grubu aşınma oranı bazında karşılaştırıldığında, en yüksek aşınma oranı 400 °C’de 5N yükte MA6000 süperalaşımında görülürken, en düşük aşınma oranı ise 20 °C’de 15N yükte MA6000+%2,4 Y₂O₃ süperalaşımında elde edilmiştir. Bu durum Eşitlik 5.1 ile açıklanabilir. Eşitlik 5.1’de uygulanan yük (P) ile aşınma oranı (W_a) ters orantılıdır. Uygulanan yük artarken, aşınma oranı da azalmaktadır. Diğer bir durum ise aşınma sıcaklığı artarken ağırlık kaybı da artmaktadır. Bu ise Eşitlik 5.1’deki ağırlık kaybının (ΔG) artmasına neden olmaktadır. Ağırlık kaybının (ΔG) ile aşınma oranı (W_a) doğru orantılıdır. Ağırlık kaybı artarken aşınma oranı da artmaktadır.

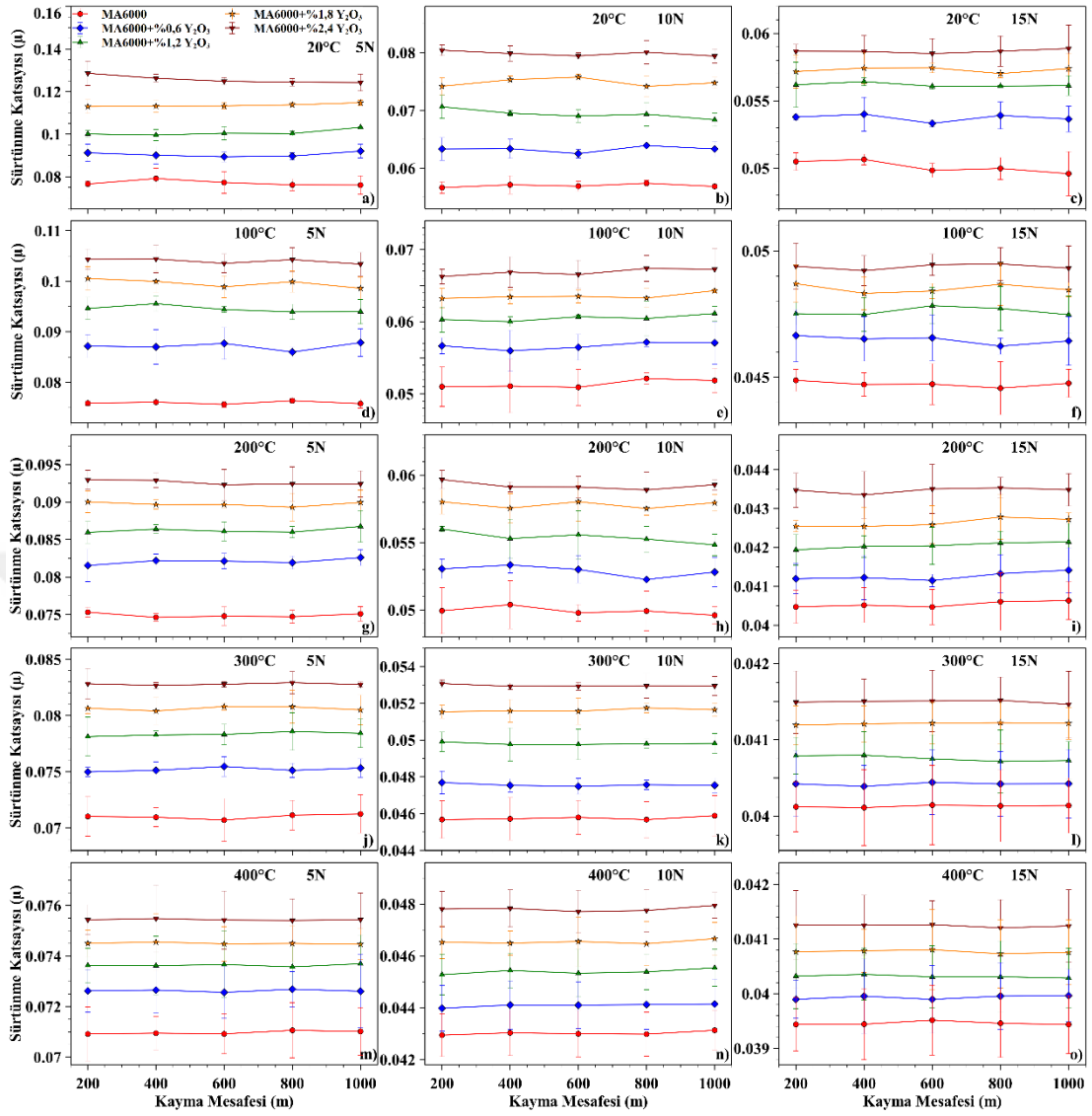
Inman vd. [143] ve Rao ve Das [144] kayma mesafesi artmasıyla aşınma oranının arttığını ifade etmişlerdir. Wang vd. [145] amorf karbonla kaplanmış (amorphous carbon coating) malzemenin sürtünme ve aşınma davranışlarını inceleyerek, yükün artmasıyla spesifik aşınma oranının azaldığını rapor etmişlerdir. Xiao vd. Inconel 718 kompozitlerin tribolojik davranışlarını incelemişlerdir. Takviye fazının ilavesiyle sürtünme katsayısı ve aşınma oranının önemli derecede azaldığını, takviye fazının aşınma direncini ve tribolojik performansı etkili şekilde geliştirdiğini belirtmişlerdir [146]. Başka bir çalışmada ise, bor karbür takviyeli alüminyum 7075 metal matris kompozitlerin tribolojik özellikleri araştırılmıştır. Takviye fazı miktarının artmasıyla aşınma oranının azaldığı ve sürtünme katsayısının arttığı belirtilmiştir [147]. Acılar ve Gul [148] Al–10Si/SiCp kompozit malzemelerin aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Kayma mesafesinin artmasıyla aşınma oranının arttığını, takviye fazı miktarının artmasıyla aşınma oranını azaldığını ve bu azalmanın takviye fazı miktarına bağlı olduğunu belirtmişlerdir. Earles ve Hayler [149] bazı metaller ve Nimonic 75 süperalaşımının aşınma karakteristiğini incelemişler ve sıcaklığın artmasına karşılık aşınma oranının da arttığını ifade etmişlerdir. Rahman vd. [150] Incoloy 800HT

süperalaşımın tribolojik özelliklerini incelemişler ve artan sıcaklıkla aşınma oranının da yükseldiğini belirtmişlerdir.

6.4.3. Y_2O_3 Takviyeli Süperalaşımların Sürtünme Katsayısı Sonuçları

Şekil 6.15'te MA6000 ve MA6000+%X Y_2O_3 süperalaşımların beş sıcaklık ve üç yükteki aşınma testlerinden elde edilen sürtünme katsayısı sonuçları verilmiştir. MA6000 ve MA6000+%X Y_2O_3 katkılı süper alaşımların sürtünme katsayıları, üç yük ve beş sıcaklıkta da kayma mesafesinin artmasına karşılık yatay bir seyir izlemiştir. Sürtünme katsayısı (μ) grafiğinin kayma mesafesinin artmasına rağmen yatay bir seyir izlemektedir. Aşınma testlerinde beş farklı mesafe (200m, 400m, 600m, 800m ve 1000m) uygulanmıştır ve her bir süperalaşım için 200m'de bir aşınma yolu değiştirilmiştir. Her 200 m'de bir temiz yüzeyde aşınma testi yapılmıştır. Bu işlem 20 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C ve 400 °C'de yapılan aşınma testlerinde, üç yük ve beş süperalaşım kompozisyonlarında da yapılmıştır. Bundan dolayı beş sıcaklık, üç yük ve beş süperalaşım kompozisyonlarında (15 grafik) sürtünme katsayısı hemen hemen sabit değer olmuştur.

MA6000 ve MA6000+%X Y_2O_3 süperalaşımlarında beş sıcaklıkta da en yüksek sürtünme katsayısı (μ) 5N yükte yapılan aşınma testlerinde elde edilirken, en düşük sürtünme katsayısı 15N yükte yapılan aşınma testlerinde elde edilmiştir. Beş test sıcaklığında her bir süperalaşım gurubunda uygulanan yükünün artmasına karşılık sürtünme katsayısı azalmıştır. Sürtünme katsayısının azalmasını etkileyen üç durumdan bahsedilebilir. Bunlardan biri, artan yük sürtünme sırasında numune ve aşındırıcı ringden parçacıkların kopmasına neden olmaktadır. Tribolojik sistemde kopan parçacıklar sürtünen iki yüzey arasında üçüncü parçacık etkisi yapmakta ve bu parçacıklar yuvarlanma ile sürtünme katsayısını azaltmaktadır. İkinci durum ise, sürtünen yüzeyler arasında ısı oluşmakta ve artan yük ile artmaktadır. Oluşan ısı ve ortam ısısı (100, 200, 300 ve 400 °C) ile sürtünen yüzeylerde oksit katmanı oluşumuna neden olmaktadır. Oksitlenme ise katı yağlayıcı etkisiyle sürtünme katsayısını azaltmaktadır. Üçüncü durum ise Eşitlik 5.2'de verilen sürtünme katsayısı eşitliğine göre uygulanan yük (N) ile sürtünme katsayısı (μ) ters orantılıdır. Yük artarken (5N, 10N ve 15N) sürtünme katsayısı da azalmaktadır.



Şekil 6.15. MA6000 ve MA6000+%X Y_2O_3 süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerdeki sürtünme katsayısı sonuçları.

Üç yük ve beş test sıcaklığında da Y_2O_3 katkı fazı miktarının artmasına bağlı olarak sürtünme katsayısının arttığı görülmektedir. Bu artış katkı fazından kaynaklanmaktadır. Bu durum sürtünme katsayısının hesaplandığı Eşitlik 5.2 ile açıklanabilir. Eşitlikte, uygulanan yük (N) sabit iken (örneğin 5N yük için) sürtünme katsayısının (μ) artması için sürtünme kuvvetinin (F_s) artması gerekir. Y_2O_3 katkı fazı sert ve mukavemet artırıcı özelliğinden dolayı, matris fazının (Ni) sertliğini ve mukavemetini artırmaktadır. Bu artış, katkı fazı miktarının artmasıyla artmaktadır. Sert katkı fazı ile, matris fazında kısmen yumuşak olan bölgeler arasında yüzeyel girinti-çıkıntılar (yüzey pürüzlülüğü) oluşmaktadır. Yüzeylerin birbiri üzerinde

hareket edebilmesi için yüzeydeki çıkıntıların (genellikle katkı fazı) matris fazını aşındırması gerekir. Matris fazı mukavemet kazandığından (katkı fazının mukavemet artırıcı özelliğinden dolayı) aşınması zorlaşır, kayma olabilmesi için daha fazla kayma kuvveti (F_s) gerekir. Bundan dolayı kayma kuvvetinin (F_s) artmasıyla, sürtünme katsayısı (μ) artmaktadır. Diğer bir durum ise, tribolojik sistemde üçüncü parçacıkların rolüdür. Sürtünen yüzeylerden kopan parçacıklar üçüncü parçacıklar olarak nitelendirilmekte ve bu parçacıklar sürtünme katsayısını zorlaştırmakta veya kolaylaştırmaktadır. Eğer bu parçacıklar sert ve matris fazına saplanarak yüzey pürüzlülüğünü artırırlarsa, sürtünme katsayısını artırırlar. Diğer durumda ise üçüncü parçacıklar matris fazına saplanmayıp, sürtünen yüzeyler arasında yuvarlanırlarsa sürtünme katsayısının düşmesine neden olurlar. Bu durumdan dolayı yapılan bu çalışmada, üçüncü parçacıklar sürtünen yüzeylerin pürüzlülüğünü artırarak sürtünme katsayısının artmasına neden olmuşlardır. Bu nedenlerden dolayı, MA6000 ve MA6000+%X Y_2O_3 katkılı süper alaşımlarında üç yük ve beş test sıcaklığında da (her bir grafikte) en düşük sürtünme katsayısı MA6000 süperalaşımında gözlenirken, en yüksek MA6000+%2,4 Y_2O_3 süperalaşımında gözlenmiştir. Her bir sıcaklık gurubunda ise en yüksek sürtünme katsayısı 5N yükte MA6000+%2,4 Y_2O_3 süperalaşımında olurken, en düşük sürtünme katsayısı 15N yükte MA6000 süperalaşımında olmuştur.

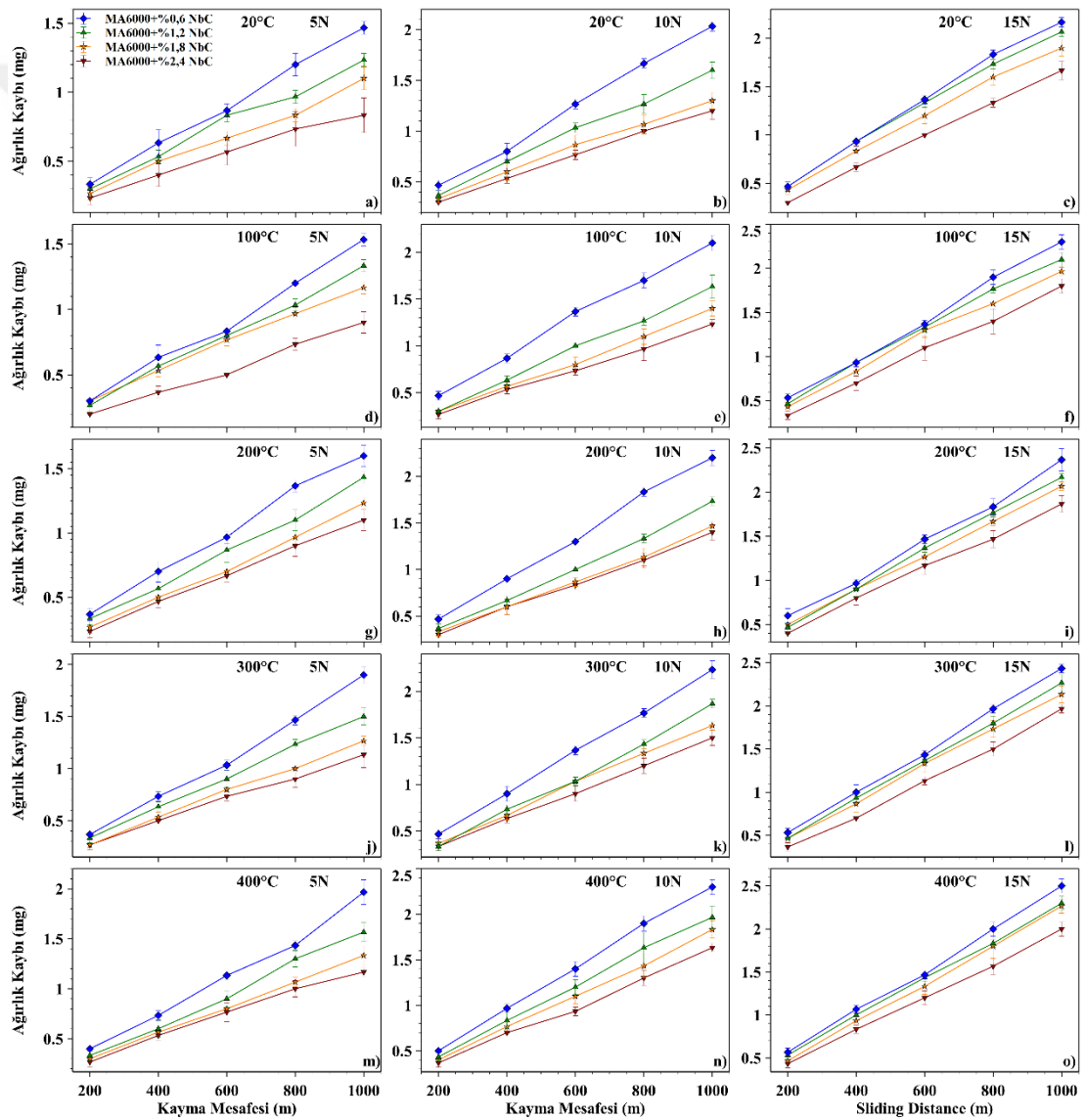
Süperalaşımların sürtünme katsayısı sonuçları sıcaklık bazında değerlendirildiğinde beş süperalaşım gurubunda ve üç yükte de sıcaklığın artmasına karşılık sürtünme katsayısı azalmıştır (1000m kayma sonunda). Örneğin MA6000+%2,4 Y_2O_3 süperalaşımının 5N yükteki sürtünme katsayısı değerleri; 20 °C’de 0,125668; 100 °C’de 0,102402; 200 °C’de 0,092258; 300 °C’de 0,082373 ve 400 °C’de 0,075272’dir. Görüldüğü gibi test sıcaklığı ile sürtünme katsayısı arasında ters bir ilişki vardır. Test sıcaklığı artarken, sürtünme katsayısı azalmaktadır. Aynı şekilde 5N, 10N ve 15N yüklerde ve MA6000, MA6000+%0,6 Y_2O_3 , MA6000+%1,2 Y_2O_3 , MA6000+%1,8 Y_2O_3 ve MA6000+%2,4 Y_2O_3 süperalaşımların sürtünme katsayıları incelendiğinde, aşınma sıcaklığı artarken, sürtünme katsayısı azalmaktadır. Ayrıca aşınma sıcaklığı artarken, sürtünme katsayısının azalma hızı da devam etmektedir. Üç yük, beş sıcaklık ve beş süperalaşım kompozisyonları birlikte karşılaştırıldığında, en yüksek sürtünme katsayısı 20 °C’de 5N yükte MA6000+%2,4 Y_2O_3 süperalaşımında gözlenirken

(0.125668), en düşük sürtünme katsayısı ise 400 °C’de 15N yükte MA6000 süper alaşımında (0.039432) gözlenmiştir.

Süperalaşımların artan sıcaklığa bağlı olarak mikro yapılarındaki değişimlerden dolayı, sürtünme katsayısı ile sıcaklık ters orantılı olarak değişmektedir. Sıcaklık artarken sürtünme katsayısı azalmaktadır. Sürtünme katsayısındaki azalmanın bir sebebi de artan test sıcaklığıyla matris fazındaki atomlar arası/taneler arası bağların zayıflamasıdır. Nikelin çekme mukavemeti artan sıcaklıkla azalmaktadır [151]. Bu nedenle, aşınma direnci de düşmektedir. Mukavemetteki bu düşüş sürtünme katsayısının azalmasına neden olmaktadır. Diğer sebep ise aşınma yüzeyinin oksitlenmesidir. Ni-bazlı süperalaşımlarda test sıcaklığının artmasına karşılık sürtünme katsayısı azalmaktadır. Bu azalma oksit katmanının hızlı ve tekrar tekrar oluşmasındandır. Yüksek sıcaklıklarda hızla oluşan bu katmanı sürtünen iki yüzeyin direk etkileşimini önlemekte, katı yağlayıcı etkisiyle sürtünme katsayısını azaltmakta, süperalaşıma aşınma performansı sağlamaktadır [100,152,153]. Panagopoulos vd. CMSX-186 süper alaşımın aşınma davranışlarını incelemişler. Kayma mesafesinin artmasına karşılık sürtünme katsayısının deney süresince hemen hemen sabit kaldığını, uygulanan yükün artmasına karşılık sürtünme katsayısının azaldığını ifade etmişlerdir. Sürtünme katsayısındaki bu azalma, sürtünen iki metal arasındaki temas alanının azalmasından kaynaklandığı, temas alanının azalması ile uygulanan yükün artmasının debrislerin artmasına neden olduğu belirtilmiştir. Uygulanan yükün artması, süperalaşımın yüzeyinde daha çok çıkıntının kesilmesine neden olmaktadır. Diğer taraftan süper alaşımın yüzeyinde yoğun kesme yükleri (intensive shear stress) olmaktadır [154]. Hermann vd. 100m kayma mesafesine karşılık sürtünme katsayısının genel olarak durağan kaldığını belirtmişlerdir. Durağanlık, yüzeyde oluşan pasif NiO–Cr₂O₃ oksit tabakası ile ilgilidir. Bu tabaka temas halindeki yüzeylerde kesme mukavemetini etkiler, aşınma yüzeyinden ayrıldığında ise tekrar yeniden oluşarak sürtünmeyi hemen hemen durağan halde tutar [155]. Yang vd. [156] ve Zhang vd. [157] aşınma testinde tribo-oksidasyon nedeniyle uygulanan yük artarken, sürtünme katsayısının azaldığını belirtmişlerdir. Toptan vd. [158] ve Radhika [159] vd. B₄Cp takviyeli alüminyum kompozitlerin aşınma davranışlarını incelemişler ve takviye fazının artmasıyla sürtünme katsayısının arttığını, uygulanan yükün artmasıyla sürtünme katsayısının azaldığını belirtmişlerdir.

6.4.4. NbC Takviyeli Süperalaşımların Ağırlık Kaybı Sonuçları

NbC takviyeli MA6000 süperalaşımların 20, 100, 200, 300, 400 °C’de ve farklı yüklerde (5N, 10N ve 15N) yapılan aşınma testlerinden elde edilen ağırlık kaybı sonuçları Şekil 6.16’da verilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde, dört süperalaşım kompozisyonunda, beş sıcaklık ve üç yükte de kayma mesafesinin artmasına karşılık ağırlık kaybının da arttığı görülmektedir. Bu artış, doğrusal artışa yakındır. Aşınma testlerinde uygulanan yükün artmasıyla, ağırlık kaybı da artmaktadır. Bu artış dört



Şekil 6.16. MA6000+%X NbC süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerdeki aşınma testi ağırlık kaybı sonuçları.

süperalaşım gurubunda ve beş test sıcaklığında da gözlenmiştir. Her bir test sıcaklığında en yüksek ağırlık kaybı 15N yükte gerçekleşirken, en düşük ağırlık kaybı 5N yükte gerçekleşmiştir. NbC takviye fazı miktarının artmasına karşılık, üç yük ve beş test sıcaklığında da (Şekil 6.16 15 grafik) ağırlık kaybı azalmıştır. Üç yük ve beş test sıcaklığında da en yüksek ağırlık kaybı MA6000+%0,6 NbC süperalaşımlarda gözlenirken, en düşük ağırlık kaybı MA6000+%2,4 NbC süperalaşımlarda gözlenmiştir. Ayrıca her bir test sıcaklığı gurubunda en yüksek ağırlık kaybı 15N test yükünde MA6000+%0,6 NbC süperalaşımlarda olurken, en düşük ağırlık kaybı 5N test yükünde MA6000+%2,4 NbC süperalaşımlarda olmuştur.

Aşınma testlerinde sıcaklığın artmasına karşılık, ağırlık kaybı da artmıştır. Örneğin 5N test yükünde MA6000+%2,4 NbC süperalaşımı sırasıyla 20 °C'de 0,8333 mg, 100 °C'de 0,9000mg, 200 °C'de 1,1000mg, 300 °C'de 1,1333mg ve 400 °C'de 1,1667mg ağırlık kaybına uğramıştır. Aynı şekilde üç yük ve dört süperalaşım kompozisyonunda da test sıcaklığının artmasıyla ağırlık kaybı artmıştır. Bu nedenle, üç yük ve dört süperalaşım gurubu kendi arasında değerlendirildiğinde en yüksek ağırlık kaybı 400 °C'de gözlenirken, en düşük ağırlık kaybı 20 °C'de gözlenmiştir. Üç yük, dört süperalaşım kompozisyonu ve beş test sıcaklığı ağırlık kaybı olarak değerlendirildiğinde en yüksek ağırlık kaybı 400 °C'de MA6000+%0,6 NbC süperalaşımında gözlenirken, en düşük ağırlık kaybı MA6000+%2,4 NbC süperalaşımında gözlenmiştir.

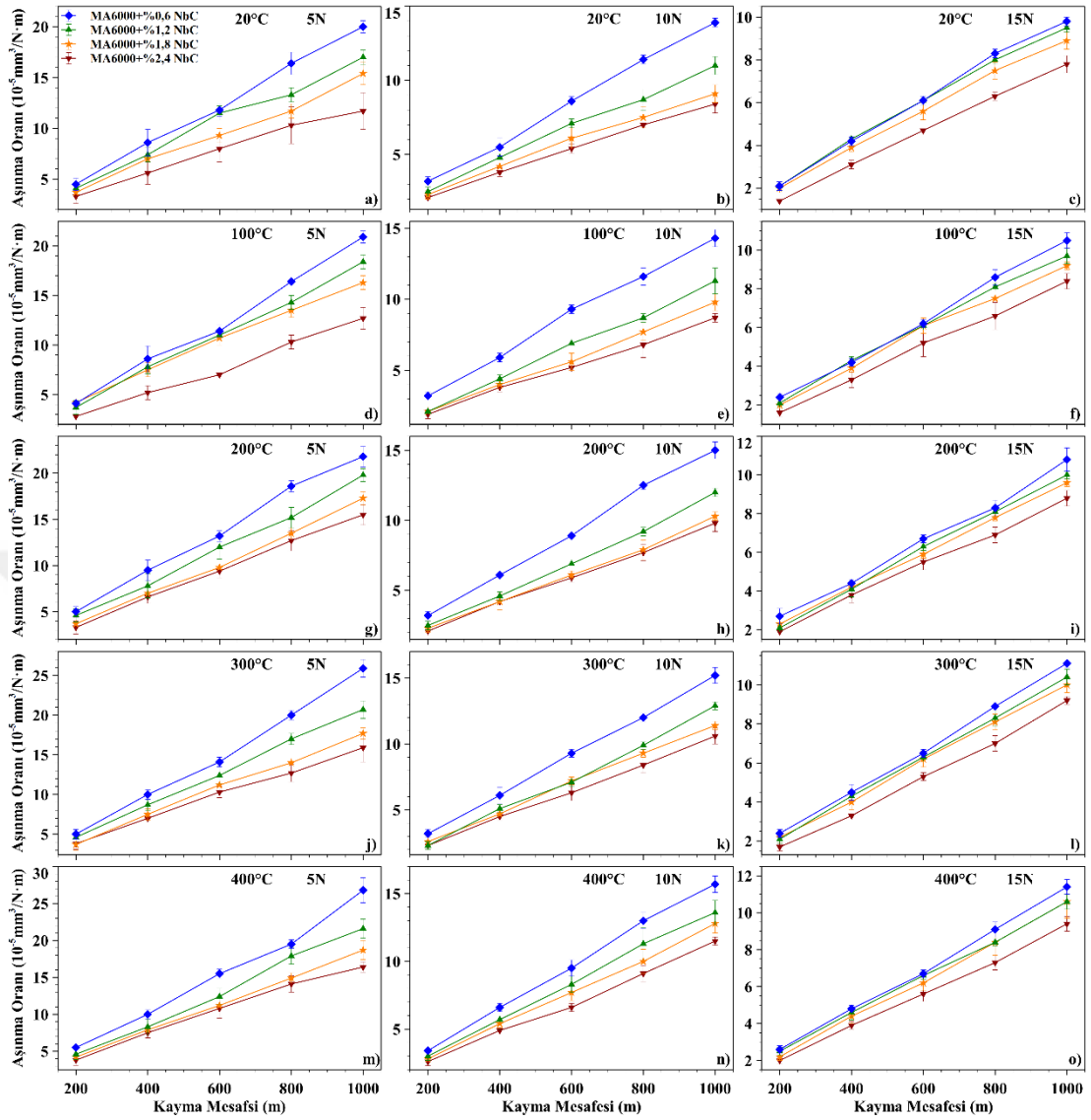
Pramanık yaptığı bir çalışmada Al₂O₃ takviyeli Al matrisli kompozitin aşınma davranışlarını incelemiştir. Kayma mesafesi ile aşınma arasında doğrusal bir ilişki vardır, kayma mesafesi artarken ağırlık kaybı da artmıştır. Ağırlık kaybındaki doğrusal orantı ile malzemenin servis ömrü tahmin edilebilir [160]. Saraswat vd. Al-B₄C kompozit malzemelerin aşınma davranışlarını incelemişler. Kayma mesafesinin artmasıyla aşınma miktarının (hacimce) arttığını belirtmişlerdir. Ayrıca takviye miktarının artmasıyla sertlik artmış, ağırlık kaybı ise azalmıştır. Uygulanan yükün artmasıyla da ağırlık kaybı artmıştır [161]. Singla vd. Al-SiC kompozitlerin aşınma özelliklerini incelemişler. Kayma mesafesinin artmasıyla ağırlık kaybı (hacimce) doğrusal olarak artmıştır. Takviye fazının artmasıyla ağırlık kaybı azalmıştır. Uygulanan yük artarken ağırlık kaybı (hacimce) artmıştır [162]. Manikonda vd. Al-

SiC kompozitlerin aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Kayma mesafesinin ve yükün artmasıyla ağırlık kaybı da artmıştır. Kayma mesafesinin ve yükün artmasıyla sürtünme yüzeyinde sıcaklık artışı olmakta, bunun sonucunda matris yumuşamaktadır. Sıcaklık artışı matris/takviye arayüzey mukavemetini etkilemekte ve SiC parçacıkları kırılarak yüzeye dağılmaktadır. Uygulanan yükün etkisiyle sert parçacıklar matrise kesme etkisi yaparak matrisi aşındırmaktadır. Aşınan matris tutma yeteneğini kaybederek yüzeydeki sert takviye fazının yerinden ayrılmasına neden olmaktadır. Böylece hem matris hemde takviye fazında ağırlık kaybı olduğu vurgulanmaktadır [163]. Yigezu vd. Al-Si/TiC kompozit malzemelerin aşınma davranışlarını incelemişlerdir. TiC takviye fazı miktarının artmasıyla malzemenin sertliği, young modülü, akma mukavemeti ve porozite miktarının arttığı belirtilmektedir. Kayma mesafesi ve uygulanan yük ile ağırlık kaybı birbiri ile çok ilişkilidir. Yük ve kayma mesafesinin artmasıyla ağırlık kaybı artmaktadır. Artan yük ve kayma mesafesi sürtünen iki parçanın temas halindeki kısımlarında sürtünme aşınması gerçekleşir ve bu kısımlarda ısıdan dolayı sıcaklık artışı olur. Temas bölgelerinde lokal yumuşamalar/erimeler meydana gelmektedir. Sonunda matriste mikrotermal yumuşama ile matris/takviye arayüzeyindeki bağlarda zayıflama ve azalma olur. Azalan bağ kuvveti, takviye fazının matristen ayrılmasına neden olmaktadır. Matrise uygulanan yükler matris/takviye arayüz bağları ile takviyeye iletilmektedir. Bundan dolayı, matris/takviye arasındaki bağın kuvvetli olması çok kritik bir durumdur. Takviye fazı miktarı artması, uygulanan yükün aşındırma etkisini azaltmakta, aşınma direncini artırmaktadır. Matristeki TiC parçacıkları sertliği artırmakta, sürtünen yüzeylerdeki temas alanını azaltarak aşınma direnci sağlamaktadır. Aşınma davranışlarında çok etkili olan yük ve kayma mesafesi kritik seviyede arttığında takviye fazının sağlamış olduğu temas bölgelerinde sürtünme kaynaklı ısıdan dolayı sıcaklık artışı olmaktadır. Lokal sıcaklık artışı kritik seviyeye ulaştığında matris/takviye arasındaki bağları yumuşatmaktadır. Nihayetinde takviye fazı yerinden ayrılarak aşındırıcı etkisi yaparak abrasif aşınmaya neden olmaktadır. Bu da ağırlık kaybının artmasına neden olmaktadır. TiC takviye fazı aşınma direncini geliştirmekte, miktarının artmasıyla ağırlık kaybının azalmasını sağlamaktadır. Kompozitin sertliğinin artması, gerçek temas alanını azaltmaktadır. Bundan dolayı daha az enerji ortaya çıkmaktadır [164].

Düşük sıcaklıklarda sürtünen yüzeylerde gerçek temas alanlarında mikro yumuşamalar/erimeler gerçekleşmekte iken, yüksek sıcaklıklarda ise bu durum hızla oluşmaktadır. Sürtünen yüzeylerde sürtünme sıcaklığı ve ortam sıcaklığından dolayı, sürtünme yönünde yoğun plastik deformasyonla kütle (metal) hareketi olmaktadır. Yüzeyin hemen altında ise yoğun deformasyonun etkisi olan dislokasyon çekirdeklenmesi, dislokasyon hatları ve nihayetinde dislokasyon ağları oluşmaktadır. Yüzeydeki plastik deformasyondan dolayı sürtünen yüzeylerin gerçek temas alanı artmaktadır. Kompozit malzemede bulunan Ni, Al, Cr, Ti gibi elementler (oksit bileşikleri oluşturabilen elementler) ortam sıcaklığı, sürtünme etkisinden dolayı yüzeyde oksit katmanı (glaze) oluşturmaktadır. Oluşan oksit katmanı katı yağlayıcı etkisiyle sürtünen iki yüzey arasında bir tabaka (glaze katmanı) oluşturmaktadır. Bu safhada aşınma azalmaktadır. Fakat yüzeylerden kopan sert oksit/karbür parçacıkları aşınma ortamında kaldıklarında sürtünme kuvveti etkisiyle yüzeyi mikro boyutta keserek (plastic shearing) aşındırmaktadır (abrasif aşınma). Devamında ise oksit katmanı parçalanarak ya ortamdan uzaklaşmakta veya ortamda kalarak sürtünen yüzeye sıvanarak (smearing) ve aşındırıcı gibi davranarak yüzeyi aşındırmaya devam etmektedir. Aynı zamanda sürtünme kuvveti ve uygulanan yükün etkisiyle yüzey altında oluşan dislokasyon ağı boyunca kırılmalar gerçekleşmektedir. Oksit katmanının yüzeyden ayrılmasıyla yeni, temiz yüzey açığa çıkmaktadır. Temiz yüzey sıcak ortamın etkisinden dolayı tekrar oksit katmanı oluşturmaktadır. Fakat burada oksit katmanının kırılması ve yüzey altında oluşan dislokasyonları birleşerek dislokasyon ağı oluşturarak yüzeyden küçük parçacıkların kopmasından dolayı yüksek sıcaklıklarda ağırlık kaybı artmaktadır [165–167].

6.4.5. NbC Takviyeli Süperalaşımların Aşınma Oranı Sonuçları

MA6000+%X NbC süperalaşımların farklı sıcaklık ve yüklerdeki aşınma testlerinden elde edilen aşınma oranı sonuçları Şekil 6.17’de verilmiştir. Grafiklerde görüldüğü gibi, beş test sıcaklığı, üç yük ve dört süperalaşımda kayma mesafesinin artmasıyla ağırlık kaybı da artmıştır. Uygulanan yükün artmasına karşılık ise aşınma oranı azalmıştır. Bu azalma beş test sıcaklığında ve dört süperalaşımda da görülmektedir.



Şekil 6.17. MA6000+%X NbC süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerdeki aşınma oranı sonuçları.

Beş test sıcaklığı ve dört süperalaşımda da en yüksek aşınma oranı 5N yükte gözlenirken, en düşük aşınma oranı 15N yükte gözlenmiştir. Bu durum, aşınma oranının hesaplandığı Eşitlik 5.1 ile açıklanabilir. Eşitlikte uygulanan yük (P) ile aşınma oranı (W_a) ters orantılıdır, uygulanan yükün artmasıyla aşınma oranı azalmaktadır. Beş test sıcaklığı, üç test yükü ve dört süperalaşımda NbC takviye fazı miktarının artmasıyla aşınma oranı azalmıştır. Her bir grafikte takviye fazı miktarının artmasına karşılık aşınma oranının azalması ağırlık kaybı ile ilgilidir. Bu durum, yine Eşitlik 5.1 ile açıklanabilir. Örneğin Şekil 6.17-a’da test sıcaklığı ve uygulanan yük aynı (sırasıyla 20 °C ve 5N). Kayma mesafesi (S)’de aynı. Yoğunluk (d) değerlerinde

büyük bir fark yok. Aşınma oranının azalması, ağırlık kaybı (ΔG) ile ilgilidir. Ağırlık kaybı aşınma oranı ile orantılıdır. Takviye fazı miktarının artmasıyla ağırlık kaybı azalmakta, bu ise aşınma oranının azalmasına neden olmaktadır. NbC katkı fazı sert olup matrisin mukavemetini artırdığından aşınma oranını da azaltmaktadır. Dolayısıyla beş test sıcaklığında ve üç yükte de en yüksek aşınma oranı MA6000+%0,6 NbC süperalaşımında gözlenirken, en düşük aşınma oranı MA6000+%2,4 NbC süperalaşımında gözlenmiştir. Her bir test sıcaklığında en yüksek aşınma oranı 5N yükte MA6000+%0,6 NbC süperalaşımında olurken, en düşük aşınma oranı 15N yükte MA6000+%2,4 NbC süperalaşımında olmuştur.

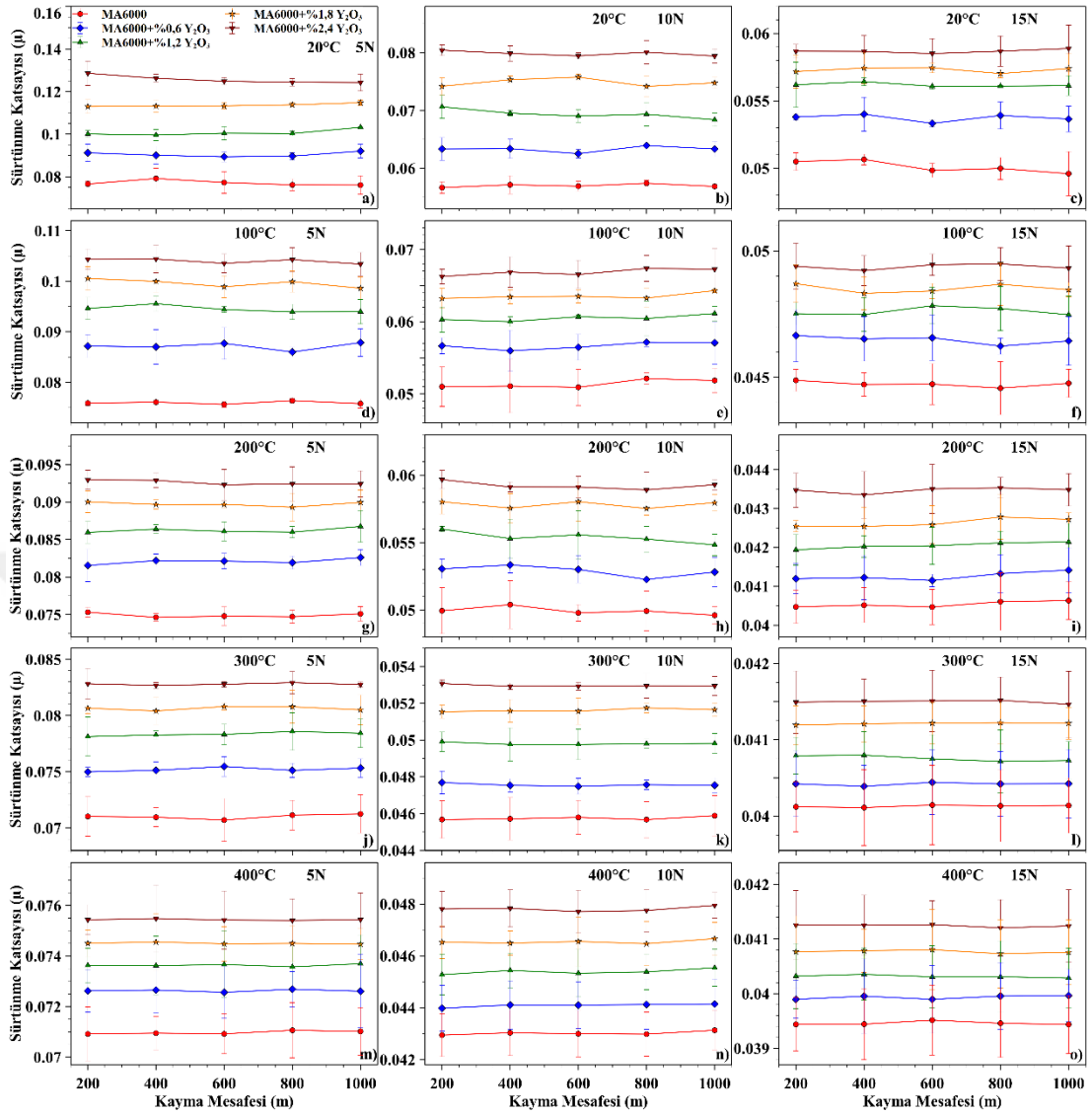
Aşınma oranı, test sıcaklığı parametresine göre incelendiğinde; üç yük ve dört süperalaşımında, test sıcaklığının artmasına karşılık aşınma oranı da artmıştır. Beş test sıcaklığı, üç yük ve dört süperalaşım aşınma oranı bazında değerlendirildiğinde; en yüksek aşınma oranı 400 °C’de, 5N yükte, MA6000+%0,6 NbC süperalaşımında gözlenirken, en düşük aşınma oranı 20 °C’de, 15N yükte, MA6000+%2,4 NbC süperalaşımında gözlenmiştir. Bu durumun açıklaması yine Eşitlik 5.1 ile yapılabilir. Eşitlik 5.1’de uygulanan yük artarken (kayma mesafesi aynı, yoğunlukta büyük bir fark yok) aşınma oranı azalmaktadır. Fakat test sıcaklığı ile ilgili doğrudan bir ilişki olmamasına rağmen, ağırlık kaybı (ΔG) ile ilişkilendirilebilir. Test sıcaklığının artmasıyla ağırlık kaybı artmaktadır. Ağırlık kaybı ile aşınma oranı orantılıdır. Dolayısıyla, dolaylı olarak test sıcaklığı artarken aşınma oranı da artmaktadır.

Kayma mesafesinin artmasıyla numune yüzeyinde ve yüzeyin hemen altındaki tabakada deformasyon miktarı da artmaktadır. Dislokasyon yoğunluğu artmakta, mikro çatlaklar çekirdeklenmekte ve nihayetinde dislokasyon ağı oluşarak yüzeyden parçacık kopmaktadır. Bunun sonucunda ağırlık kaybı artmakta, buna bağlı olarak aşınma oranı da artmaktadır. Test sıcaklığının artmasıyla matris/takviye arayüzey bağları zayıflayarak, matrisin takviye fazını tutma kuvveti azalmaktadır. Takviye fazı bulunduğu konumdan ayrılarak ağırlık kaybı olmaktadır. Ayrıca yerinden ayrılan takviye fazları, matris fazında aşındırıcı (abrasif) etkisiyle ağırlık kaybına neden olmaktadır. Test sıcaklığının artmasıyla ağırlık kaybı artmakta, buna bağlı olarak da aşınma oranı artmaktadır. Kayma mesafesindeki artış, kayma yüzeyindeki sıcaklığın artmasına neden olmaktadır. Yüzeydeki sıcaklık artışı matrisin yumuşamasını

sağlamakta ve daha fazla deformasyon sonucu ağırlık kaybı ve aşınma oranı artmaktadır [168]. Kayma mesafesinin artmasıyla ağırlık kaybı artmaktadır. Takviye fazı miktarının artmasıyla aşınma oranı azalmaktadır. Aşınma oranındaki azalma B_4C takviye fazı miktarının artmasından kaynaklanmaktadır. Matristeki B_4C , gerçek yüzey temasını azaltmaktadır. Takviye fazı matrise aşınma direnci sağlamaktadır. Bu da aşınma oranını azaltmaktadır [169]. Al_2O_3 takviye fazı miktarının artmasıyla kompozitin aşınma direnci artmaktadır. Aşınma direncinin artmasıyla aşınma oranı artmaktadır [170]. SiC , Al_2O_3 , seryum oksit gibi takviyeler kompozitin sertliğini, gerilme mukavemetini artırmaktadır. Bu da aşınma direncini artırmakta ve aşınma oranını azaltmaktadır [171]. Baradeswaran vd. [170], Kumar vd. [171], Vettivel vd. [172] ve Yu vd. [173] uygulanan yük artarken aşınma oranının azaldığını belirtmişlerdir. Aşınma testlerinde ortam sıcaklığı, mekanik özellikleri ve oksidasyon davranışlarını çok etkilediği için çok önemlidir. Yüksek sıcaklıklarda gerçek temas alanlarında oksitlenme olmaktadır. Yüzey ve yüzeye yakın kısımlarda akma mukavemeti, sertlik gibi mekanik özellikler azalmakta, oksit katmanının kalınlığı artmaktadır. Yüzey altında ise deformasyon olmakta, deformasyonun sürekliliği ile deformasyon sertleşmesi olmaktadır. Aşınmanın devamında ise kırılma ile yüzeyden parçacıklar kopmaktadır. Aşınma miktarının artmasıyla aşınma oranı da artmaktadır. Dolayısıyla test sıcaklığının artmasıyla aşınma oranı da artmaktadır [97].

6.4.6. NbC Takviyeli Süperalaşımların Sürtünme Katsayısı Sonuçları

MA6000+%X NbC süperalaşımların sürtünme katsayıları Şekil 6.18’de verilmiştir. Grafikler incelendiğinde beş test sıcaklığı, üç yük ve dört süperalaşımda kayma mesafesi artmasıyla, sürtünme katsayısı hemen hemen değişmemiştir. Aşınma testlerinde her bir 200 m’de bir kayma yolu değiştirilerek aşınma testi temiz yüzeyde yapılmıştır. Bu işlem beş test sıcaklığı ve üç yük ve dört süperalaşım grubunda da uygulanmıştır. Bu nedenle Şekil 6.18’deki tüm sürtünme katsayısı grafikleri hemen hemen yatay bir seyir izlemiştir. Grafiklerde uygulanan yük artarken sürtünme katsayısının azaldığı görülmektedir. Beş test sıcaklığı, üç yük ve dört süperalaşımda



Şekil 6.18. MA6000+%X NbC süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve 5N, 10N ve 15N yüklerdeki sürtünme katsayısı sonuçları.

uygulanan yükün artmasına karşılık sürtünme katsayısı azalmıştır. Her bir test sıcaklığında en yüksek sürtünme katsayısı 5N yükte gözlenirken, en düşük sürtünme katsayısı 15N yükte gözlenmiştir. Bu durumun birkaç nedeni olabilir. Birincisi; sürtünme katsayısının hesaplandığı, Eşitlik 5.2’de uygulanan yük ile sürtünme katsayısı ters orantılıdır ve yük artarken sürtünme katsayısı azalmaktadır. Diğer bir durum ise, her aşınma testinde sürtünen yüzeylerin gerçek temas alanlarında ısı oluşmaktadır ve oluşan ısı yükün artmasıyla artmaktadır. Bu bölgelerdeki sıcaklık artışı ve ortamın sıcaklığından dolayı plastik deformasyon olmaktadır. Aynı zamanda sıcaklığın etkisiyle malzemede bulunan Cr, Al, Ni, Ti gibi elementler oksitlenerek

sürtünme yüzeyinde oksit katmanı oluşturmaktadır. Oluşan oksit katmanı aşınan ve aşındıran yüzeylerin birbirine temasını engelleyerek katı yağlayıcı etkisi yapmaktadır. Dolayısıyla sürtünme katsayısı azalmaktadır. Başka bir durum ise, sürtünen yüzeyler arasında parçacık gibi küçük parçacıkların davranışlarıdır. Uygulanan yükün artmasıyla deformasyon, dislokasyon ağı ile yüzeylerden parçacık kopması artmaktadır. Sürtünme sırasında yüzeylerden kopan parçacıklar ortamdan uzaklaşmayıp tribolojik sisteme dahil olabilirler. Bu durumda parçacıklar yüzeylere saplanarak, yüzey pürüzlülüğünü artırarak mekanik kilitleme ile sürtünme katsayısının artmasına neden olabilirler. Veya parçacıklar sürtünen yüzeyler arasında yuvarlanma özellikleriyle yüzeylerin temasını engelleyerek sürtünme katsayısını azaltabilirler. Bu çalışmada, sürtünen yüzeyler arasında kalan üçüncü parçacıklar yuvarlanma etkisiyle sürtünme katsayısını düşürmüşlerdir. NbC takviye fazı miktarının artmasına karşılık sürtünme katsayısı da artmıştır. Bu artış beş test sıcaklığı ve üç yükte de gözlenmiştir. Sürtünme katsayısındaki artış, Eşitlik 5.2’de verilen sürtünme kuvveti (F_s) ile ilgilidir. Takviye fazının artmasıyla sürtünme kuvveti artmıştır. Sürtünme kuvvetini artıran ise sürtünen yüzeyin yüzey pürüzlülüğüdür. NbC takviye fazı sert olup matrisin mekanik özelliklerini (sertlik, mukavemet) artırmaktadır. Takviye fazı matrise göre çok daha sert olup aşınma direnci de yüksektir. Dolayısıyla yüzeyde bulunan sert fazlar aşınmayıp çıkıntı şeklinde pürüzler oluşturmaktadır. Takviye fazı miktarının artmasıyla da yüzey pürüzlülüğü artmaktadır. Pürüzlü yüzeyde hareketin olabilmesi için daha fazla kuvvet (sürtünme kuvveti) gerekmektedir. Dolayısıyla sürtünme katsayısı da artmaktadır. Diğer bir durum ise, yük ve sürtünme kuvveti etkisiyle yüzeylerden parçacıklar kopmaktadır. Kopan parçacıklar yumuşak matrise saplanarak yüzey pürüzlülüğünü artırabilirler. Artan yüzey pürüzlülüğü ile mekanik kilitlenme (üçüncü tarafın oluşturduğu durum) sonucu sürtünme katsayısı artmaktadır. Dolayısıyla en yüksek sürtünme katsayısı beş test sıcaklığı ve üç yükte de MA6000+%2,4 NbC süperalaşımında gözlenirken, en düşük sürtünme katsayısı MA6000+%0,6 NbC süperalaşımında gözlenmiştir. Her bir test sıcaklığında, yük ve süperalaşım bazında incelenirse, en yüksek sürtünme katsayısı 5N yükte MA6000+%2,4 NbC süperalaşımında olurken, en düşük sürtünme katsayısı 15N yükte MA6000+%0,6 NbC süperalaşımında olmuştur. Sürtünme katsayısı test sıcaklığı bazında değerlendirildiğinde, sıcaklığın artmasına karşılık sürtünme katsayısı azalmıştır. Bu durum üç yük ve dört süperalaşım gurubunda da gözlenmiştir. En

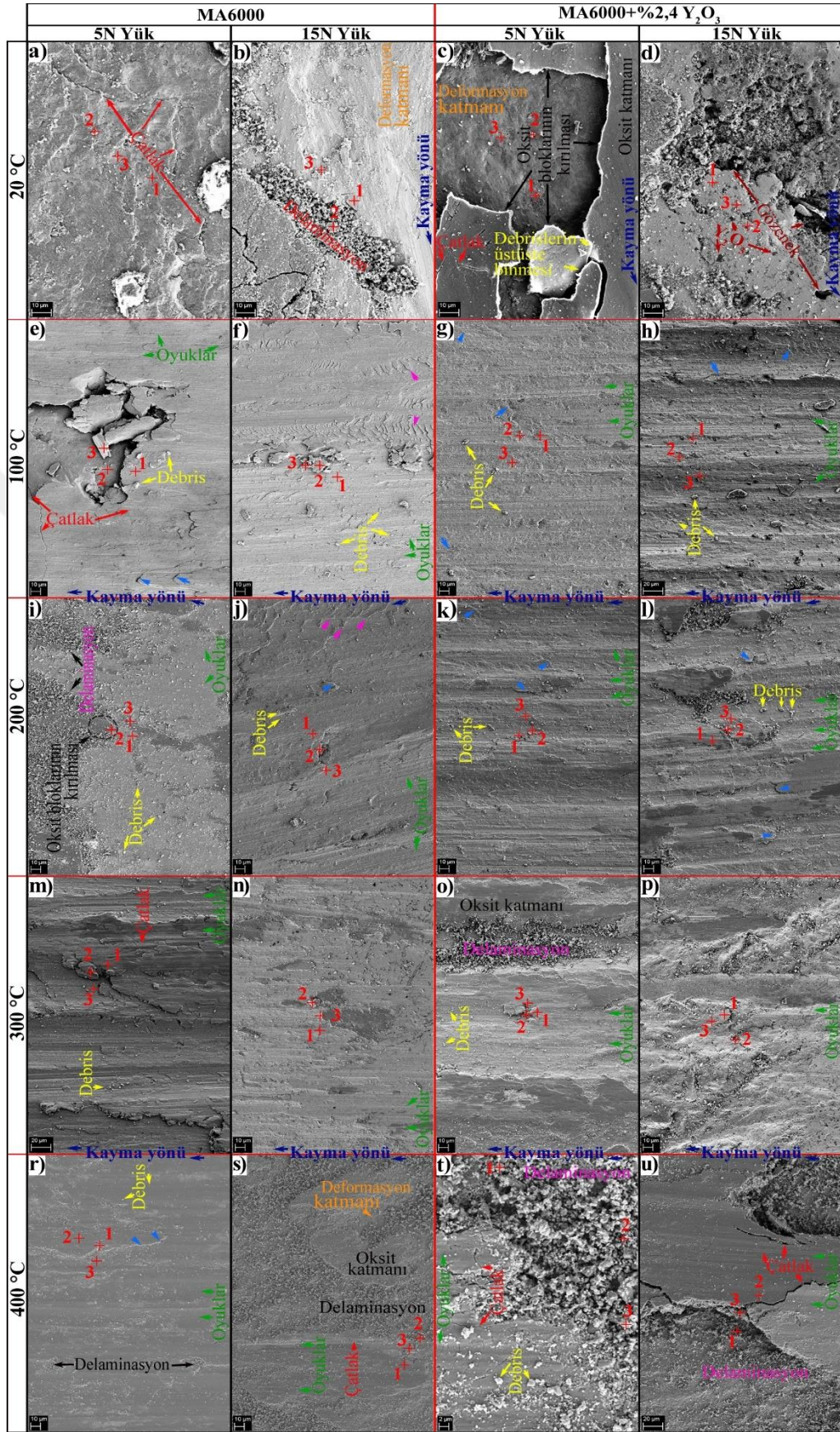
yüksek sürtünme katsayısı 20 °C’de gözlenirken, en düşük sürtünme katsayısı 400 °C’de gözlenmiştir. Test sıcaklığı, yük ve süperalaşım bazında sürtünme katsayısı değerlendirildiğinde ise, en yüksek sürtünme katsayısı 20 °C’de, 5N yükte MA6000+%2,4 NbC süperalaşımında gözlenirken, en düşük sürtünme katsayısı ise 400 °C’de 15N yükte MA6000+%0,6 NbC süperalaşımında gözlenmiştir. Aşınma testinde uygulanan yükün artmasıyla sürtünen yüzeylerdeki gerçek temas alanı artar ve bu kısımlarda sıcaklık artışı olur. Artan sıcaklık ve artan test sıcaklıkları kayan yüzeylerde yumuşamaya sebep olur. Bunun sonucunda artan yükler ile yüzey kayganlaşır, sürtünme katsayısı azalır [162]. Kuru aşınma (dry sliding) testlerinde uygulanan yükün artmasıyla sürtünme katsayısı azalmaktadır. Bu durum deneysel sonuçlar ile de saptanmıştır. Sürtünme katsayısının hesaplandığı $\mu=F/N$ eşitliğine göre yük artarken, sürtünme katsayısı azaldığı görülmektedir [174]. Yüksek sıcaklıklarda metal matris kompozitlerin aşınmasında, uygulanan yükün artmasıyla ağırlık kaybının arttığı, sebebinin ise artan sıcaklıkla beraber kompozitte yumuşama olması ve yumuşama derinliğinin artmasından kaynaklandığı belirtilmiştir. Sürtünme katsayısı, takviye fazı miktarının (hacimce) artmasıyla artmaktadır [175]. Metal matrisli kompozitlerin aşınma testlerinde sert takviye fazları (seramik, oksit parçacıkları) sürtünen yüzeyleri aşındırır. Aşınan metal tozları (debris) sıcaklığın etkisiyle ortamdaki oksijen ile oksitlenirler (yüksek sıcaklıklarda çok daha hızlı oksitlenirler) ve sürtünme yüzeyinde oksit katmanı oluştururlar. Oluşan oksit katmanı kompoziti korumanın yanında sürtünme yüzeyinde katı yağlayıcı etkisi yaparak sürtünme katsayısının azalmasına neden olur. Artan test sıcaklığıyla oksit katmanı kalınlığı artar, sürtünme katsayısı azalır [173].

6.5. AŞINMA YÜZEYİ SEM GÖRÜNTÜLERİNİN İNCELENMESİ

Birbiri üzerinde hareket halindeki yüzeylerde aşınma olmaktadır ve bu aşınmayı etkileyen birçok parametre vardır. Bunlardan bazıları kompoziti oluşturan matris elementleri, takviye fazları, matris-takviye mekanik özellikleri, arayüzey bağları, ortam sıcaklığı, uygulanan yük, aşınma sırasında oluşan ve üçüncü tarafı oluşturan parçacıkların tribolojik sisteme etkisidir. Bu parametrelerin tribolojik sisteme etkileri aşınma yüzeyi görüntüleme (SEM), yüzey analizleri (EDS), XRD analizleri gibi yöntemler ile incelenebilmektedir.

6.5.1. Y₂O₃ Takviyeli Süperalaşımların Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi

MA6000 ve %X Y₂O₃ süperalaşımların 1m/s kayma hızında, 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve farklı yük altında (5N, 10N ve 15N) aşınma testi sonrası yüzey SEM görüntüleri Şekil 6.19’da verilmiştir. Aşınma yüzey görüntüleri incelendiğinde, oyukların (grooves) kayma yönünde olduğu görülmektedir. Oyuklar, tribolojik sistemde aşınma yüzeyine dağılan sert oksit parçacıkları ile takviye fazlarının aşındırıcı etkisiyle yüzeyi aşındırmasıyla oluşmaktadır. Bu nedenle oyuklar aşındırıcı olarak davranan debrislerin şekline, boyutuna bağlı olarak genelde çizik şeklinde oluşmuşlardır. Bunun yanında, uygulanan yük ve sürtünme kuvveti etkisiyle aşınma yüzeyinde Şekil 6.19-e’de görüldüğü gibi kavlama/pullanmalar (açık mavi oklar, ripped) sebep olduğu pürüzler (rough) görülmektedir. Belirtilen kısımların incelenmiş uçlarından kopan parçacıklarda (pulcuklar) aşındırıcı gibi davranarak yüzeyde geniş oyuklar oluşturmuşlardır. Yükün artmasıyla aşınma yüzeyinde kavlama/pullanmalar (ripped) sebep olduğu pürüz miktarı da (Şekil 6.19-f ve j) artmıştır. Yine aşınma yüzeyinde yük ve sürtünme kuvvetinin etkisiyle çatlaklar oluşmuştur. Çatlaklar Şekil 6.19-e, t ve u’da görüldüğü gibi çukur gibi yüzey hatalarının olduğu yerden başlayarak iç kısımlara doğru ilerlemektedir [176]. Aşınmanın devam etmesiyle kılcal çatlaklar büyüyerek makro çatlakları oluşturmaktadır (Şekil 6.19-u). Makro çatlaklar birleşerek Şekil 6.19-u’da görüldüğü gibi oksit bloğunun kırılmasına/kopmasına neden olmaktadır. Blok şeklinde kırılan oksitler tribolojik sistemde kalırlar ise sürtünmeyi devamında sürtünme kuvvetinin etkisiyle Şekil 6.19-i, t ve u’da görüldüğü gibi parçalanmaktadırlar. Parçalanmış oksit blokları delaminasyon alanları oluşturmaktadır (Şekil 6.19-i, t, u). Bu durumlardan dolayı aşınma testlerinde abrasif aşınmanın etkin olmasının yanında delaminasyon tipi bir aşınma da olmuştur. Uygulanan yükün artmasıyla (15N) oyukların boyutları artmış, kayma yönüne dik mikro çatlak miktar ve boyutu ve aşınma yüzeyi pürüzlülüğü artmıştır (Şekil 6.19-f, h, j). Şekil 6.19-p’de ise az bir oksit katmanı yanında deforme olmuş alt katman görülmektedir. Alt katman yüzeyi oldukça pürüzlü ve kırılma izleri görülmektedir. Kırılma, yük ve sürtünme kuvvetlerinin etkisiyle yüzey altında tane sınırlarında, sert faz/matris arayüzeyinde dislokasyon oluşumu, sürtünmenin devamıyla dislokasyon yoğunluğunun artması ve nihayetinde yoğun dislokasyon hattında mikro çatlakların çekirdeklenmesiyle olmaktadır. Kayma mesafesinin artmasıyla mikro çatlaklar makro çatlığa dönüşmekte



Şekil 6.19. MA6000+%X Y₂O₃ süperalaşımların aşınma yüzey görüntüleri (SEM).

ve sonunda çatlakların birleşmesiyle kırılma gerçekleşmektedir. Genel olarak Y_2O_3 katkı fazının artmasıyla gevrek kırılma olurken (Şekil 6.19-g, t), uygulanan yükün artmasıyla daha derin girintili-çıkıntılı aşınma yüzeyi oluşmuştur (Şekil 6.19-h, p, u). Test sıcaklığının artmasıyla MA6000 süper alaşımı daha kararlı, düzgün aşınma yüzeyi gösterirken (Şekil 6.19-r), MA6000+%2,4 Y_2O_3 süper alaşımı daha pürüzlü yüzey göstermiştir. 20 °C’de, 5N yükte MA6000 süperalaşımı yüzeyinde oksit tabakası kalmaz iken (yorulma aşınması), artan test sıcaklığı ile abrasif aşınmanın yanında delaminasyon tipi aşınma olmuştur. Uygulanan yükün artmasıyla aşınma yüzeyi pürüzlülüğü artmış, artan sıcaklıkla delaminasyon tipi aşınma mekanizması artmıştır. Y_2O_3 takviye fazı 20 °C’de yüzeyde oluşan oksit katmanının kırılmasını geciktirirken (yorulma aşınması, oksidatif aşınma), artan test sıcaklıklarında yüzey pürüzlülüğünün artmasına neden olmaktadır. Abrasif aşınma mekanizması baskın iken, yüksek sıcaklıklarda delaminasyon tipi aşınma mekanizması da gerçekleşmiştir. Artan yük ile MA6000+%2,4 Y_2O_3 süperalaşımı (20 °C’de) aşınma yüzeyinde oksit tabakasının kırılması hızlanmıştır. Artan test sıcaklığı ile de yüzey pürüzlülüğü artmış, abrasif aşınma mekanizması olmuştur. Yüksek sıcaklıkta ise (400 °C) yüzeyde oluşan oksit katmanını kalınlığı artmış, bloklar şeklinde kırılma olmuştur. Raghav vd. ve Banijamali vd. aşınma testinde kayma yönüne paralel oluşan çeşitli oyuklar ve oyuklara dik girinti-çıkıntıların olması, abrasif aşınma mekanizmasının olduğunu gösterdiğini rapor etmişlerdir. Sürtünen yüzeylerde kırılğan oksit alanları oluşarak, sürtünmenin devam etmesiyle bu oksit alanlarının parçalanarak yüzeye dağıldığı, debrislerin abrasif aşınma olduğunu gösterdiğini rapor etmişlerdir [177,178]. Haji Ghassemi vd. [179] Al MMK’lerin aşınma davranışlarında kayma sırasında yüzeyde plastik deformasyonun etkisiyle çatlakların çekirdeklendiğini, sonrasında çatlakların oksit film ve metalik parçacıkların delaminasyon oluşumuna neden olduğunu rapor etmişlerdir. Raghav vd. [180] Al-Fe-SiC-Zr kompozitlerin aşınmasında delaminasyonların etkili olduğunu belirtmişlerdir. Amanov [181] sürtünen yüzeyler arasında oksit ve debris alanlarının oluştuğunu rapor etmiştir. Thirugnanasambantham vd. [182] aşınmanın ilk safhalarında delaminasyon tip mekanizmanın gerçekleştiğini, delaminasyon sonrası kayma yüzeyi olarak yeni bir alt katman ortaya çıktığını rapor etmişlerdir. Lee vd. [183] sürtünen yüzeylerin alt katmanların deformasyon davranışlarının çok önemli olduğunu, bu katmanda dislokasyon yoğunluğunun arttığını rapor etmişlerdir. Palavar vd. aşındırıcı disk ve numune yüzeylerinin birbiri

üzerinde kayması sonucu ısı oluştuğunu ve bu ısının yüzey oksidasyonunu artırdığını, oluşan oksit katmanı katı yağlayıcı etkisi yaparak ağırlık kaybı ve aşınma oranını azalttığını rapor etmişlerdir [110]. Bhaskar vd. aşınma çalışmalarında aşınma yükünün artmasıyla aşınma oranının arttığını rapor etmişlerdir [184]. Thirugnanasambantham vd. IN718 süperalaşım aşınma testinde sürtünmenin etkisiyle alt katmanda deformasyon birikmesi olduğunu ve bu durumun delaminasyon oluşmasına neden olduğunu, kaymanın devamında delaminasyonların daha küçük sert parçalara kırıldıklarını rapor etmişlerdir [182].

Şekil 6.19’da belirtilen 1, 2 ve 3 noktalarından elde edilen EDS sonuçları (5N ve 15N yükte aşınma testi yüzeyi) Çizelge 6.5 ve Çizelge 6.6’da verilmiştir. EDS sonuçları incelendiğinde, aşınma yüzeylerinde oksitlenmenin olduğu, genel olarak sıcaklık artışıyla oksidasyonun arttığı anlaşılmaktadır. Örneğin Şekil 6.19-l’deki 2. noktanın EDS sonucunda oksijen değeri 74,35’tir (% ağırlık). Bu durum, aşınma yüzeyine dağılan debrislerin oksit parçacıkları olduklarını göstermektedir. XRD ile intermetalik fazlar ile karbür fazlarının ve Y_2O_3 takviye fazının yapı içerisinde olduğu belirlenmiştir. Aşınma yüzeyi EDS analizi ile de Y_2O_3 takviye fazı belirlenmiştir ve aşınma sırasında yüzeye dağılmıştır. Bunun yanında Ni-Al-Ti-Ta intermetalikleri ile Cr-Ti-Mo-Ta-C karbür bileşikler olduğu EDS sonuçları ile de anlaşılmaktadır. Dolayısıyla, aşınma ile yüzeyden kopan parçacıklar intermetalik fazları, karbür fazları ve takviye fazı içermektedir. Aşınma yüzeyine dağılan debrisler sert olduklarından aşındırıcı gibi davranmışlardır. Bunun sonucu aşınma yüzeyinde abrasif aşınma belirtisi olan aşınma oyukları oluşmuştur. Oluşan oyuklar aşındırıcı etkisi yapan parçacıkların şekline ve boyutuna bağlıdır.

Wei vd. [185] aşınma testinde yükün artmasıyla birçok yırtığın sebep olduğu aşınma yüzeyi pürüzlülüğü arttığını beyan etmişler. Inman ve Datta [186] oksit debrisler aşındırıcı gibi davranarak kayma yönüne paralel çizikler oluşturduklarını, bu tip aşınmanın abrasif aşınma olduğunu belirtmişlerdir. Debrisler sert metal karbür olabildiği gibi oksitlenen yüzey filmlerinin kırılmasıyla da olabilir. Debrisler aşındırıcı gibi davranarak yükün etkisiyle derin çizikler oluşturabilirler. Oksidatif aşınmada artan yük, oluşan oksit tabakasının kalınlığını artırır. Temas halinde sürtünen yüzeylerin hemen altında dislokasyon birikmesi olur. Sonunda dislokasyonlar pul

Çizelge 6.5. MA6000+%X Y₂O₃ süperalaşımlarının 5N yükteki EDS analizleri.

		5N Yük												
		No	Ni	Cr	Al	W	Ti	Mo	Ta	Zr	C	B	O	Y
20 °C	MA6000	1	11.62	0.8	0.4	0.51	1.74	0.39	0.32	0.47	9.96		73.8	
		2	3.98	2.92	0.15	0.68	3.07	1.09	-	-	4.7		83.41	
		3	19.35	10.59	19	4.11	5.86	2.19	1.9	-	1.62		35.38	
	%2,4 Y ₂ O ₃	1	0.02	63.62	0.21	3.65	19.14	6.2	2.41	-	1.11	-		3.63
		2	-	34.59	6.71	-	7.71	11.86	20.57	-	15.87	-		2.68
		3	22.81	15.68	3.4	2.2	-	0.24	0.42	-	44.42	10.83		-
100 °C	MA6000	1	61.81	12.53	5.19	3.64	1.37	1.63	2.31	0.5	6.07	-	4.95	
		2	60.42	12.22	4.91	2.97	2.29	1.58	2.81	0.15	5.09	-	7.54	
		3	56.9	22.67	3.8	1.58	1.33	1.48	2.79	-	4.23	-	5.23	
	%2,4 Y ₂ O ₃	1	63.02	16.56	3.27	3.87	4.04	1.5	1.22	-	2.04	-	4.19	0.29
		2	59.52	16.73	3.93	4.27	0.5	1.64	0.4	-	3.34	0.89	5.82	2.96
		3	58.68	8.1	7.48	2.94	1.38	0.64	0.92	-	2.84	-	10.02	6.99
200 °C	MA6000	1	3.06	15.74	1.97	-	0.24	5.32	1.96	2.51	69.19	-	-	
		2	1.98	2.35	2.2	-	0.77	0.76	-	0.32	5.68	-	85.94	
		3	2.29	2.52	19.23	-	0.42	0.74	-	0.03	9.05	-	65.7	
	%2,4 Y ₂ O ₃	1	0.05	0.29	33.48	-	0.03	0.35	0.14	0.18	3.96	5.95	55.12	0.45
		2	3.41	3.56	3.21	-	0.56	1.03	-	0.24	12.86	-	74.35	0.78
		3	15.68	9.49	10.46	-	1.73	3.84	4.34	0.82	12.64	11.29	25.45	4.25
300 °C	MA6000	1	61.25	17	3.81	3.7	0.91	2.69	2.71	0.22	7.71	-		
		2	44.47	39.84	2.83	1.89	7.22	0.61	-	-	3.15	-		
		3	71.73	11.38	6.24	3.57	0.03	1.37	2.35	-	3.34	-		
	%2,4 Y ₂ O ₃	1	62.87	13.39	5.2	4.19	1.89	1.97	3.84	-	4.25	-		2.4
		2	52.87	25.72	3.57	2.91	4.52	-	1.76	-	4.73	2		1.93
		3	61.58	13.44	4.75	3.62	2.07	1.59	3.32	-	3.43	4.22		1.97
400 °C	MA6000	1	48.12	12.81	2.62	-	2.6	-	4.59	-	29.24	-		
		2	46.16	14.4	2.72	0.62	3.31	0.43	3.91	-	28.46	-		
		3	44.38	20.61	3.39	1.5	-	1.23	3.64	-	25.25	-		
	%2,4 Y ₂ O ₃	1	35.82	3.02	0.98	-	0.39	-	1.91	-	29.19	28.68		-
		2	28.94	22.6	2.89	2.48	-	7.56	6.52	2.71	11.37	9.34		3.47
		3	31.46	24.72	0.85	-	1.71	1.12	3.19	1.66	25.75	9.84		1.81

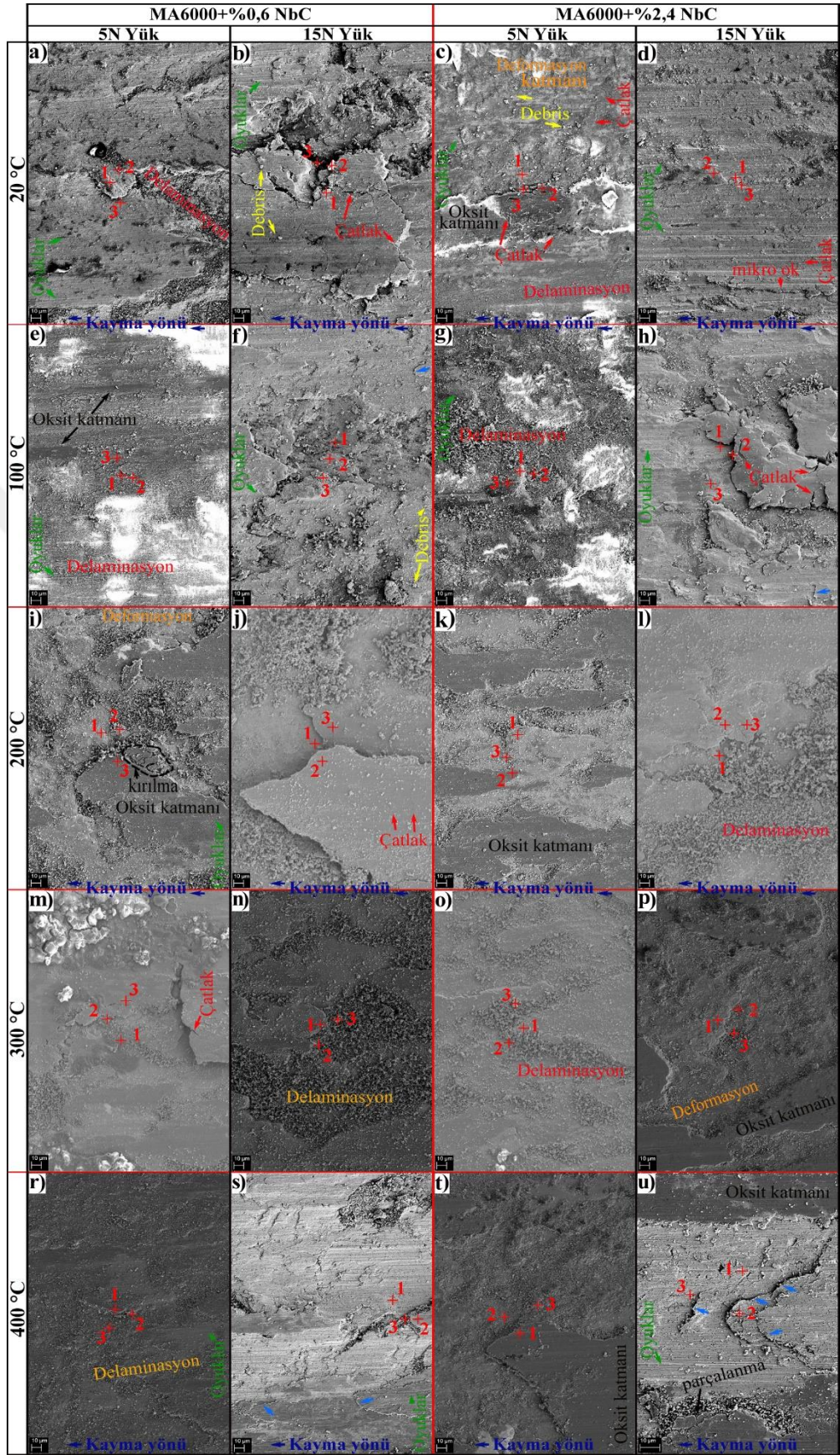
Çizelge 6.6. MA6000+%X Y₂O₃ süperalaşımlarının 15N yükteki EDS analizleri.

		15N Yük												
		No	Ni	Cr	Al	W	Ti	Mo	Ta	Zr	C	B	O	Y
20 °C	MA6000	1	65.31	16.07	5.18	3.44	1.63	1.65	2.16	-	4.56	-		
		2	34.99	23.43	2.28	1.43	0.63	3.05	2.69	-	31.5	-		
		3	60.46	16.07	4.14	2.36	1.45	2.49	3.59	-	9.44	-		
	%2,4 Y ₂ O ₃	1	71.31	4.41	0.5	3.33	7.78	0.82	2.7	-	5.72	2.27		1.15
		2	27.66	1.54	44.29	3.53	3.69	0.53	0.11	-	5.04	2.55		11.05
		3	4.05	0.51	18.92	4.82	6.23	3.64	-	-	6.34	0.34		55.15
100 °C	MA6000	1	71.01	11.5	4.63	3.76	0.73	1.16	1.54	-	3.4	-	2.27	
		2	52.46	11.43	3.67	2.57	2.84	1.34	2.63	-	5	-	18.06	
		3	27.98	10.42	1.71	0.69	2.07	0.69	0.88	0.53	3.31	-	51.74	
	%2,4 Y ₂ O ₃	1	69.49	13.07	3.03	4.04	0.84	1.38	2.18	0.06	3.43	-	2.09	0.39
		2	56.44	16.56	3.61	3.74	2.87	0.71	1.71	-	3.15	-	8.51	2.7
		3	63.23	14.41	4.2	3.08	1.55	1.5	1.72	0.13	4.03	0.62	4.66	0.88
200 °C	MA6000	1	18.04	11.01	10.93	-	2.44	6.16	3.72	2.08	20.92	-	24.7	
		2	8.32	6.45	6.92	-	2.7	2.48	-	0.54	26.35	-	46.25	
		3	3.08	4.45	4.82	-	1.23	2	-	0.6	29.19	-	54.63	
	%2,4 Y ₂ O ₃	1	11.02	7.53	6.81	-	2.45	3.46	1.93	0.83	16.48	11.53	34.95	3
		2	0.69	1.71	1.4	0.38	-	0.9	1.49	0.46	9.03	4.68	78.74	0.51
		3	0.98	2.19	26.32	-	0.93	1.37	-	0.7	4.93	10.11	49.77	2.71
300 °C	MA6000	1	62.93	14.55	8.66	1.81	1.11	1.81	3.57	-	5.57	-		
		2	40.02	8.26	1.76	1.73	4.81	2.76	2.17	-	38.5	-		
		3	58.2	15.37	4.84	3.33	2.87	2.43	1.93	-	11.04	-		
	%2,4 Y ₂ O ₃	1	59.9	14.65	5.58	2.48	2.09	0.86	1.57	-	6.61	4.67		1.6
		2	59.1	16.3	4.14	3.24	1.29	0.78	2.83	-	7.09	4.91		0.31
		3	53.54	19.27	5.67	3.49	1.5	1.71	1.02	-	7.52	4.83		1.44
400 °C	MA6000	1	53.39	24.7	5.54	4.17	-	1.43	2.58	-	8.19	-		
		2	25.14	41.76	1.36	-	-	2.19	6.81	-	22.75	-		
		3	41.95	2.27	0.63	5	-	4.99	4.38	2.3	38.48	-		
	%2,4 Y ₂ O ₃	1	23.19	23.93	0.36	-	-	-	3.22	-	33.45	15.85		-
		2	23.15	34.66	0.95	2.93	-	1.71	2.41	0.32	25.62	7.23		1.01
		3	14.35	24.67	0.99	2.23	6.44	0.01	3.81	0.86	46.47	-		0.19

şekilli debrislerin oluşmasına neden olur. Oksit katmanının kırılmasıyla alt katmandaki temiz metalik alan tekrar oksitlenir [187]. Johny ve Annamalai [188] uygulanan yükün artmasıyla sert ve kırılğan takviye fazı ile debrislerin sebep olduğu derin çizikler oluştuğunu belirtmişlerdir.

6.5.2. NbC Takviyeli Süperalaşımların Aşınma Yüzeylerinin İncelenmesi

Şekil 6.20’de MA6000+%X NbC süperalaşımların 20, 100, 200, 300 ve 400 °C’de ve farklı yüklerdeki aşınma testi sonrası yüzey SEM görüntüleri verilmiştir. Aşınma yüzeyi görüntüleri incelendiğinde, yüzeyde kayma yönünde farklı boyut ve derinliklerde çiziklerin olduğu görülmektedir. Çizikler, aşınma sırasında yüzeye dağılan parçacıkların aşındırıcı etkisinden dolayı olmaktadır. Parçacıkların şekli, boyutu oluşan oyukların şeklini (derin, sığ gibi) belirlemektedir. Çizik şeklinde oyukların yanında Şekil 6.20-f, h, s ve u’da görüldüğü gibi kavlama/ pullanmaların (açık mavi oklar) oluşturduğu oyuklar görülmektedir. Uygulanan yükün ve sürtünme kuvvetinin etkisiyle aşınan yüzeyde incelmeler olmaktadır (aşık mavi oklar ile gösterilen kısımlar). Aşınmanın devamında incelmenin olduğu uç kısımlardan pul şekilli parçacıklar kopmaktadır. Kopan parçacıklar yük ve sürtünme kuvveti etkisinde aşındırıcı gibi davranarak belirtilen yüzey görüntülerinde görüldüğü gibi kayma yönünde derin, geniş ve pürüzlü aşınma yüzeyi oluşturmaktadır. Oluşan oyukların kayma yönüne paralel olması ve Şekil 6.20-d’de görüldüğü gibi oyukların kenarlarında kayma yönüne dik mikro oyukların oluşması abrasif aşınmanın olduğunu göstermektedir. Aşınma sırasında yüzeyde oluşan oksit katmanının kırılma mekanizması Şekil 6.20-i, j, m ve u’da görülmektedir. Aşınmanın ilk safhalarında Şekil 6.20-j’de görüldüğü gibi kılcal çatlaklar oluşmaktadır. Aşınmanın devam etmesiyle kılcal çatlaklar büyüyerek/birleşerek Şekil 6.20-m’de görüldüğü gibi oksit bloğu tamamen kırılarak yerinden ayrılmaktadır. Şekil 6.20-j’de tamamen kırılarak yüzeyden ayrılan oksit bloğu görülmektedir. Blok şeklinde kırılan oksitler aşınmanın devamında yük ve sürtünme kuvveti etkisinde ufalanarak delaminasyon alanları oluşturmaktadırlar. Bunun yanında Şekil 6.20-i’de görüldüğü gibi oksit katmanı, delaminasyon alanı tarafından küçük parçacıklar şeklinde ufalanarak parçalanmaktadır. Oluşan küçük parçacıklar delaminasyon alanları oluşturmaktadır. Dolayısıyla aşınma testlerinde abrasif aşınmanın yanında delaminasyon tip aşınmada gerçekleşmiştir.



Şekil 6.20. MA6000+%X NbC süperalaşımların aşınma yüzey görüntüleri (SEM).

Delaminasyonlar ortamdan uzaklaşabilir veya ortamda kalarak tribolojik sistemde üçüncü tarafı oluşturmaktadırlar. Tribolojik sistemde kalan delaminasyonlar aşınmanın devamında aşınma yüzeyine dağılarak aşındırıcı etkisi (debrislerin yüzeyi aşındırması) yapmaktadırlar. Aşınma sırasında yüzeyde aşınma olurken, yüzeyin hemen altındaki katmanda ise yük ve sürtünme kuvveti etkisinde tekrarlı yüklenmeden dolayı yorulma olmaktadır. Şekil 6.20-c incelendiğinde, mikro çatlakların oluştuğu ve bu çatlakların aşınma yüzeyinin hemen altına doğru devam ettiği görülmektedir. Aşınmanın devam etmesiyle dislokasyon miktarında artış olmaktadır. Dislokasyonlar takviye fazı, intermetalik/karbür fazları engeliyle karşılaşmaktadır. Mukavemet artırıcı olan bu fazlar dislokasyon hareketini engellemektedir. Artan dislokasyon deformasyon sertleşmesi etkisiyle mukavemet artışı sağlamaktadır. Fakat aşınmanın devamında ise dislokasyon miktarı artmakta, dislokasyon ağı oluşmaktadır ve Şekil 6.20-b’de görüldüğü gibi dislokasyon hattı bolunca kırılma gerçekleşmektedir. Yerinden ayrılan toz parçacığı yerinde ise Şekil 6.20-b’de görüldüğü gibi pürüzlü bir alt yüzey ortaya çıkmaktadır. Bu durum, Şekil 6.20-c, f, i, j, p ve t’de net bir şekilde görülmektedir. Aşınma yüzeyinden kopan parçacıkların yerlerinden ayrılmasıyla yeni, temiz (oksitlenmemiş) pürüzlü, yorulma sonucu mikro çatlakların oluştuğu alt katman ortaya çıkmaktadır. Aşınmanın devamında ise bu katman aşınma yüzeyi olmaktadır. Dolayısıyla, aşınma testlerinde yorulmanın da etkili olduğu anlaşılmaktadır. 20 °C’de MA6000+%0,6 NbC süperalaşımında abrasif aşınma gözlenirken (Şekil 6.20-a, b), yükün artmasıyla (15N) aşınma yüzey pürüzlülüğü artmış ve yüzeyden parçacıklar kopmuştur (Şekil 6.20-b). Sıcaklığın artmasıyla delaminasyon tipi aşınmanın etkin olduğu (Şekil 6.20-i, j, m ve r), bunun yanında aşınma yüzeyindeki oksit katmanının parçalanması ile de aşınmanın olduğu (Şekil 6.20-j) (oksidatif-yorulma) görülmektedir. 20°C’de takviye fazı miktarının artmasıyla (Şekil 6.20-c) aşınma yüzeyindeki oksit katmanı parçalanarak, hemen alt katman olan deformasyon katmanı ortaya çıkmıştır. Uygulanan yükün artmasıyla (Şekil 6.20-d) aşınma yüzeyinde ağır bir deformasyon akış izleri, derin oyuklar ve pürüzlü yüzey oluşmuştur. Test sıcaklığının artmasıyla delaminasyon alanlarının (delaminasyon tipi aşınma) etkin olduğu (Şekil 6.20-o, t) görülmektedir. 15N yükte ise delaminasyon miktarı azalırken, yorulmanın etkisiyle oluşan ve yüzeyin hemen altındaki deformasyon katmanı (Şekil 6.20-p) artmıştır. Chiba vd. kobalt-krom-molibden alaşımının aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Aşınma izleri (çizikler) ve oyuklar kayma yönüne paraleldir. Karbür

pürüzler (çıkıntılar) aşındırma etkisiyle oyukları (grooves) ve çizikleri oluşturmaktadır. Debrisler ise matrisin aşınmasıyla ve karbürlerin parçalanmasıyla oluşmaktadır. Debrislerin ve parçalanmış karbürlerin aşındırıcı etkisiyle yüzeyi aşındırması (çizikler, oyuklar) abrasif aşınma mekanizmasının olduğunu göstermektedir [189]. Varano vd. kobalt bazlı alaşımın aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Aşınma sırasında oyukların (grooves) oluşması abrasif aşınmanın olduğunu göstermektedir. Abrasif aşınmada karbür pürüzleri ve matristen ayrılarak bağımsız hale gelen karbürlerin yumuşak matris yüzeyini keser ve plastik deformasyonla malzeme akışı (ploughing) olur. Oyuk (grooves) kenarlarına malzeme akışı (ploughing), aşınma sırasında deformasyon olduğunun önemli bir göstergesidir. Bu durumun sürekliliği deformasyon sertleşmesi ve nihayetinde yorulma gerçekleşmektedir [190]. Bedolla vd. kobalt bazlı alaşımın aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Aşınma sırasında temas alanlarının tekrarlı yüklerden dolayı çatlak oluşumu ve oluşan çatlakların yayılmasıyla delaminasyon alanları oluşmakta, aşınmanın devamında ise delaminasyon parçacıklarının yüzeye yayılmasıyla yüzeyde debrisler oluşmaktadır. Delaminasyon alanlarından parçacıkların ayrılmasıyla da çukur (pit) oluşmaktadır [191]. Garza vd. yüksek hız çeliğinin aşınma mekanizmaları üzerine çalışma yapmışlardır. Test sıcaklığının artmasıyla aşınma yüzeyindeki oksitlenmenin ve oyuk (groove) boyutunun arttığını belirtmişlerdir. Oyuk boyut ve miktarının artması sonucu yüzey pürüzlülüğü de artmıştır. Test sıcaklığının artmasıyla aşınma yüzeyinde oluşan oksit kalınlığı da artmıştır [192].

Çizelge 6.7 ve Çizelge 6.8’de, Şekil 6.20’de belirtilen noktalardan alınan EDS sonuçları verilmiştir. EDS sonuçlarında oksijen miktarının yüksek olduğu görülmektedir. Bu durum, aşınma sırasında oksitlenmenin olduğunu göstermektedir. Yüksek test sıcaklıklarından ise genel olarak oksijen miktarı artmıştır. Bu ise sıcaklığın artmasıyla oksitlenmenin arttığını belirtmektedir. XRD analizi ile yapıda intermetalik fazlar ile karbür fazlarının olduğu belirlenmişti. EDS sonuçlarında C ve diğer alaşım elementlerinin olması yüzeye dağılan parçacıklarda intermetalik fazlar ile karbür fazlarının olduğu ve XRD sonucunu desteklediği anlaşılmaktadır. Yüzeye dağılan parçacıkların (debrisler) sert olmasından dolayı aşındırıcı gibi davranarak aşınma yüzeyinde çizikler oluşturmuşlardır. Chen vd. AISI H13 takım çeliğinin aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Test sıcaklığının ve sürtünmeden kaynaklanan ısıdan

Çizelge 6.7. MA6000+%X NbC süperalaşımlarının 5N yükteki EDS sonuçları.

		5N Yük												
		No	Ni	Cr	Al	W	Ti	Mo	Ta	Zr	C	B	O	Nb
20 °C	%0,6 NbC	1	61.73	9.4	3.87	4.34	0.37	1.6	3.79	0.23	5.39	-	8.9	0.39
		2	34.65	9.35	5.57	0.88	0.78	1.02	1.08	-	8.86	-	37.64	0.15
		3	63.83	10.51	4.01	3.84	0.56	0.87	2.05	-	8.48	-	5.22	0.63
	%2,4 NbC	1	62.86	10.19	0.68	2.96	0.21	2.08	2.19	-	3.51	2.54	10.51	2.27
		2	9.02	3.02	-	-	0.43	-	0.36	-	15.54	-	71.31	0.33
		3	29.09	6.58	1.65	0.55	0.32	0.46	1.08	-	6.89	-	53.07	0.31
100 °C	%0,6 NbC	1	7.24	8.21	0.45	0.48	-	-	0.6	0.56	2.96	-	78.37	1.14
		2	8.72	5.89	0.22	-	0.31	0.98	0.57	-	3.4	-	79.48	0.42
		3	11.72	4.61	0.35	-	-	0.5	0.19	-	5.63	-	76.54	0.45
	%2,4 NbC	1	46.51	9.16	4.72	3.5	-	1.08	0.99	0.02	5.6	-	27.61	0.81
		2	14.81	13.17	5.32	0.83	1.91	-	0.49	-	2.38	-	59.4	1.69
		3	19.94	6	1.14	1.03	0.96	0.25	1.31	-	17.27	-	51.03	1.06
200 °C	%0,6 NbC	1	56.9	13.38	3.77	1.92	-	0.69	1.7	-	7.99	-	12.78	0.87
		2	66.8	11.31	2.36	2.29	0.04	1.77	1.47	-	3.61	0.02	9.77	0.56
		3	41.87	8.63	2.69	1.43	0.79	0.85	1.73	-	3.7	-	38.08	0.24
	%2,4 NbC	1	35.37	7.55	1.53	1.1	1.35	0.82	1.1	-	3.87	-	46.69	0.62
		2	23.01	6.56	1.17	0.58	1.44	0.25	1.08	-	2.74	-	62.8	0.38
		3	22.33	5.99	1.07	0.3	0.84	0.48	0.86	-	4.29	-	63.58	0.26
300 °C	%0,6 NbC	1	5.71	3.92	0.02	0.79	0.81	-	0.32	0.78	9.09	-	77.95	0.6
		2	17.06	9.29	0.91	-	1.93	0.47	0.42	-	6.77	-	62.71	0.45
		3	25.28	9.57	7.92	1.54	1.17	0.85	1.58	0.07	3.76	-	47.86	0.39
	%2,4 NbC	1	15.24	4.17	0.11	-	-	0.73	0.35	0.65	3.82	-	74.93	-
		2	13.87	5.58	0.04	-	0.22	0.52	0.28	0.34	3.74	1.12	73.65	0.64
		3	17.4	3.66	0.14	-	-	0.77	0.43	0.19	4.9	-	72.46	0.04
400 °C	%0,6 NbC	1	8.36	3.89	0.1	1.19	1.05	-	0.42	1.08	1.37	-	82.54	-
		2	7.31	-	1.76	0.33	0.96	2.2	1.29	1.09	3.05	-	80.9	1.11
		3	8.91	2.48	0.74	0.76	2.21	-	0.76	-	3.14	-	80.65	0.36
	%2,4 NbC	1	19.73	8.55	0.51	-	2.3	-	3.1	-	1.86	-	63.36	0.6
		2	35.02	15.05	3.12	1.47	-	-	1.11	-	2.55	-	40.48	1.21
		3	16.77	4.8	1.11	1.98	1.22	1.1	1.7	-	0.97	-	68.89	1.45

Çizelge 6.8. MA6000+%X NbC süperalaşımlarının 15N yükteki EDS sonuçları.

		15N Yük												
		No	Ni	Cr	Al	W	Ti	Mo	Ta	Zr	C	B	O	Nb
20 °C	%0,6 NbC	1	59.83	10.05	4.02	2.64	0.68	1.05	2.74	-	6.35	0.2	11.98	0.47
		2	5.64	0.95	0.32	-	0	1.62	1.88	-	60.56	-	28.94	0.08
		3	65.41	11.73	4.89	2.62	0.48	1.56	1.35	0.05	3.99	-	7.17	0.73
	%2,4 NbC	1	25.18	4.5	1.27	0.25	1.61	-	11.89	7.1	10.36	-	4.25	33.58
		2	65.83	8.62	5.39	3.6	1.08	1.56	2.19	0.08	4.58	0.39	4.66	2.02
		3	63.04	7.83	5.78	3.03	1.36	1.67	3.77	-	5.24	0.7	5.4	2.18
100 °C	%0,6 NbC	1	41.45	5.66	17.15	1.68	-	0.82	0.57	-	4.75	-	27.47	0.45
		2	67.6	10.13	3.38	3.36	-	1.23	2.01	-	3.65	-	7.95	0.68
		3	48.37	9.94	7.11	2.2	1.81	0.86	0.9	-	5.06	-	23.46	0.3
	%2,4 NbC	1	72.16	9.94	3.58	3.53	-	1.66	2.34	-	3.62	0.35	1.34	1.49
		2	40.38	12.41	1.08	0.28	1.96	0.96	0.4	0.05	5.7	-	36.02	0.77
		3	46.65	9.23	2.12	1	0.79	0.48	1.53	0.01	4.12	-	33.16	0.9
200 °C	%0,6 NbC	1	36.46	23.72	2.07	0.64	3.05	2	1.23	-	-	-	30.2	0.63
		2	28.18	5.75	1.5	0.31	1.37	0.36	1.33	-	3.09	-	57.92	0.2
		3	26.12	7.25	1.71	0.71	2.44	0.36	0.67	-	2.67	-	57.86	0.19
	%2,4 NbC	1	61.88	12.46	2.26	3.23	0.21	1.1	3.32	0.62	4.04	-	5.13	5.74
		2	46.23	9.05	11.72	2.1	0.04	0.75	1.5	0.24	3.25	1.01	22.69	1.42
		3	35.79	9.44	1.86	1.68	0.58	1.05	0.71	-	3.58	-	44.65	0.67
300 °C	%0,6 NbC	1	48.09	2.15	4.8	6.88	7.61	-	-	-	27.88	-	-	2.58
		2	55.97	10.81	2.88	2.25	3.65	1.14	3.97	-	4.14	-	14.03	1.18
		3	25.54	7.31	2.56	-	0.64	-	1.62	-	4.68	-	57.66	-
	%2,4 NbC	1	61.34	15.27	3.78	2.27	0.04	1.99	2.17	-	2.59	-	9.96	0.59
		2	18.15	2.72	0.63	0.91	7.94	-	1.77	0.84	4.11	-	56.66	6.27
		3	7.09	4.2	1.42	-	11.35	2.79	-	5.77	-	-	63.81	3.58
400 °C	%0,6 NbC	1	66.8	12.9	4.8	3.4	0.42	1.5	2.29	-	2.96	-	4.25	0.68
		2	36.3	8.94	2.89	1.48	1.84	0.94	1.62	-	4.2	0.31	40.89	0.6
		3	15.66	24.74	2.07	0.9	3.82	2.45	2.56	-	-	-	47.43	0.37
	%2,4 NbC	1	50.61	8.41	3.23	3.48	1.26	-	1.52	3.72	5.7	-	3.25	18.82
		2	34.31	7.61	2.52	1.6	0.72	0.59	0.6	0.07	3.64	-	47.7	0.65
		3	37.67	10.49	2.25	1.81	0.85	0.64	1.17	-	3.79	-	40.7	0.64

dolayı sıcaklığın artmasıyla aşınma yüzeyindeki oksit miktarının, oyukların ve oyuk derinliğinin (groove) arttığını belirtmişlerdir. Test sıcaklığının dahada yükselmesiyle aşınma yüzeyi tamamen oksit katmanıyla kapanmış olup, delaminasyon alanları da oluşmuştur. Aşınma yüzeyi analizi sonucu yüksek miktarda oksit oluştuğu belirlenmiştir. Oluşan oksit katmanı, malzemeyi (matris) korumaktadır. Bu katman sert ve kırılgan ise koruyuculuğu kısa olmaktadır ve ağırlık kayıplarına neden olur. Aşınma testinin devamında ise kırılarak ortamdan uzaklaşan oksit katmanı yerine tekrar oksitlenme ile oksit katmanı (glaze) oluşur [193].



BÖLÜM 7

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

“Oksit dağılımlı Ni-bazlı MA6000 süperalaşımların oksidasyon ve sıcak aşınma davranışlarının incelenmesi” başlıklı çalışma yapılmıştır. Çalışmada sonunda elde edilen bulgular aşağıdaki gibi özetlenmiştir.

- ❖ Elementel tozlardan MA metodu ile üretilen Y_2O_3 , NbC takviyeli Ni-bazlı MA6000 süperalaşımların toz şekilleri incelendiğinde; toz parçacıklarının boyutlarının takviye faz miktarına bağlı olarak azaldığı ve takviye fazının homojen dağıldığı görülmüştür.
- ❖ Mekanik alaşımlama yöntemiyle elementel tozlardan üretilen süperalaşım tozların şekli, boyutu değişmiştir. Farklı boyut ve şekillerde tozlar elde edilmiştir, takviye fazları (Y_2O_3 , NbC) ise yumuşak Ni matrise hemen hemen homojen dağıldığı belirlenmiştir.
- ❖ Y_2O_3 ve NbC takviyeli Ni-bazlı MA6000 süperalaşımları XRD ve SEM-EDS analizleri ile incelenmiştir. Matris fazda; Ni_3Al , Ni_3Ti , Ni_3Ta , intermetalik $Cr_{23}C_6$ ve MoC karbür fazlar saptanmıştır.
- ❖ Y_2O_3 ve NbC takviyeli Ni-bazlı MA6000 süperalaşımlarda takviye fazlarının miktarının artmasıyla, yoğunluk azalmıştır. Bu azalmanın takviye fazlarının yoğunluklarından ve sert takviye fazlarının sıkıştırılabilirliği düşürmesinden kaynaklı olduğu görülmüştür.
- ❖ Y_2O_3 ve NbC takviyeli Ni-bazlı MA6000 süperalaşımların takviye fazı miktarının artmasıyla sertlik değerleri artmıştır. Bu artış takviye fazlarının sert oluşu ve matriste dağılmasından kaynaklanmaktadır. En yüksek sertlik

MA6000+%2,4 Y₂O₃ ve MA6000+%2,4 NbC takviyeli süperalaşımlarda ölçülmüştür. Ayrıca takviye fazları arasında ise MA6000+%2,4 Y₂O₃ süperalaşımı daha serttir.

- ❖ Y₂O₃ ve NbC takviyeli Ni-bazlı MA6000 süperalaşımlarda takviye miktarının artmasıyla aşınma ağırlık kaybı azalmıştır. En az ağırlık kaybı MA6000+%2,4 Y₂O₃ ve MA6000+%2,4 NbC takviyeli süperalaşımlarda ölçülmüştür. İlave edilen takviye fazları alaşımın aşınma ömrünü uzatmıştır. Uygulanan yükün, kayma mesafesinin ve test sıcaklığının artmasıyla ağırlık kaybı artmıştır. En fazla ağırlık kaybı 400 °C’de gözlenmiştir.
- ❖ Y₂O₃ ve NbC takviyeli Ni-bazlı MA6000 süperalaşımlarda takviye fazı miktarının artmasıyla aşınma oranı azalmıştır. En düşük aşınma oranı MA6000+%2,4 Y₂O₃ ve MA6000+%2,4 NbC takviyeli süperalaşımlarda gözlenmiştir. Takviye fazları malzemeye aşınma direnci kazandırmaktadır. Uygulanan yükün artmasıyla aşınma oranı azalmıştır. Test sıcaklığının ve kayma mesafesinin artmasıyla aşınma oranı artmıştır.
- ❖ Y₂O₃ ve NbC takviyeli Ni-bazlı MA6000 süperalaşımların takviye miktarının artmasıyla sürtünme katsayısı artmıştır. Bu artışın sebebi takviye fazlarının yüzeyi pürüzlü hale getirmesinden kaynaklanmaktadır. Uygulanan yük ve test sıcaklığının artmasıyla sürtünme katsayısı azalmıştır. Kayma mesafesinin artmasıyla sürtünme katsayısı hemen hemen yatay bir seyir izlemiştir.
- ❖ Y₂O₃ ve NbC takviyeli Ni-bazlı MA6000 süperalaşımların aşınma testlerinde ağırlıklı olarak abrasif aşınma gözlenirken delaminasyon tipi aşınma ile karmaşık aşınma türleri görülmüştür.
- ❖ Y₂O₃ ve NbC takviyeli Ni-bazlı MA6000 süperalaşımların aşınma testlerinde test sıcaklığın artmasıyla oksitlenme artmıştır. Bunun yanında yüzeyde oluşan oksit katmanı kalınlığında artmıştır. MA6000+%2,4 Y₂O₃ süperalaşımında yüzeyde oluşan oksit tabakasının kırılması gecikmiştir, Y₂O₃ takviye fazı yüzeyde oluşan oksit katmanının kırılmasını geciktirmektedir.

Sonrasında yapılabilecek çalışmalar için öneriler;

- ❖ Y_2O_3 ve NbC takviyeli Ni-bazlı MA6000 hibrit süperalaşımlar üretilebilir ve yüksek sıcaklık tribolojik özellikleri incelenebilir.
- ❖ MA6000 süperalaşımına farklı takviye elemanları ilave edilerek, mikro yapı, yoğunluk, sertlik ve aşınma davranışları incelenebilir.
- ❖ MA6000 süperalaşımının farklı ortamlarda korozyon özellikleri araştırılabilir.
- ❖ Y_2O_3 ve NbC takviyeleri farklı süperalaşımlara ilave edilerek tribolojik özellikler incelenebilir.

KAYNAKLAR

1. Mujahid, M., Gater, C. A., Martin, J. W., “Microstructural Study of a Mechanically Alloyed ODS Superalloy” , ***Journal of Materials Engineering and Performance***, 7: 524–532 (1998).
2. Dreshfield, R. L., “Defects in Nickel-Base Superalloys” , ***Journal of metals***, 39: 16–21 (1987).
3. Sims, C. T., “A History of Superalloy Metallurgy for Superalloy Metallurgists”, ***Materials Science***, 399–419 (1984).
4. Betteridge, W., Shaw, S. W. K., “Development of superalloys”, ***Materials Science and Technology (United Kingdom)***, 3: 682–694 (1987).
5. Belan, J., “GCP and TCP Phases Presented in Nickel-base Superalloys”, ***Materials Today: Proceedings***, 3: 936–941 (2016).
6. Garimella, L., Liaw, P. K., Klarstrom, D. L., “Fatigue behavior in nickel-based superalloys: A literature review”, ***The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society***, 49(7): 67-71 (1997).
7. Ezugwu, E. O., Bonney, J., Yamane, Y., “An overview of the machinability of aeroengine alloys”, ***Journal of Materials Processing Technology***, 134: 233-253 (2003).
8. WANG, L., SUN, Y., WANG, S. yang, ZHANG, T. an, LÜ, G. zhi, “Leaching mechanism of strategic metals from superalloy scrap under ultrasonic cavitation”, ***Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)***, 33: 304–314 (2023).
9. Chen, Y. T., Chang, Y. J., Murakami, H., Gorsse, S., Yeh, A. C., “Designing high entropy superalloys for elevated temperature application”, ***Scripta Materialia***, 187: 177–182 (2020).
10. Soo, S. L., Hood, R., Aspinwall, D. K., Voice, W. E., Sage, C., “Machinability and surface integrity of RR1000 nickel based superalloy”, ***CIRP Annals - Manufacturing Technology***, 60: 89–92 (2011).
11. Davoodi, B., Eskandari, B., “Tool wear mechanisms and multi-response optimization of tool life and volume of material removed in turning of N-155 iron-nickel-base superalloy using RSM”, ***Measurement: Journal of the International Measurement Confederation***, 68: 286–294 (2015).
12. Kermanpur, A., Varahraam, N., Engilehei, E., Mohammadzadeh, M., Davami,

- P., “Directional solidification of Ni base superalloy IN738LC to improve creep properties”, *Materials Science and Technology*, 16: 579–586 (2000).
13. Özgün, Ö., Özkan Gülsoy, H., Yilmaz, R., Findik, F., “Injection molding of nickel based 625 superalloy: Sintering, heat treatment, microstructure and mechanical properties”, *Journal of Alloys and Compounds*, 546: 192–207 (2013).
 14. He, Y. M., Yang, J. G., Chen, S. J., Li, Z., Gao, Z. L., “Effect of high-temperature aging on microstructure and mechanical properties of Ni-Mo-Cr based superalloy subjected to simulated heat-affected zone thermal cycle”, *Journal of Alloys and Compounds*, 660: 266–275 (2016).
 15. Gowthaman, P. S., Jeyakumar, S., “A review on machining of high temperature aeronautics superalloys using WEDM”, *Materials Today: Proceedings*, 18: 4782–4791 (2019).
 16. Ezugwu, E. O., Wang, Z. M., Machado, A. R., “The machinability of nickel-based alloys: A review”, *Journal of Materials Processing Technology*, 86: 1–16 (1998).
 17. Chen, Y., Yu, H., Chen, Y., Di, H., Xu, W., “The strengthening effects and mechanisms of alloying elements on interfaces for multiphase Ni-based superalloys: A first-principles study”, *Journal of Materials Research and Technology*, 23: 4802–4813 (2023).
 18. Gaytor, H., “High Temperature Alloys for Gas Turbines”, *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*, 47: 14–20 (1975).
 19. Theska, F., Tse, W. F., Schulz, B., Buerstmayr, R., Street, S. R., Lison-Pick, M., Primig, S., “Review of Microstructure–Mechanical Property Relationships in Cast and Wrought Ni-Based Superalloys with Boron, Carbon, and Zirconium Microalloying Additions”, *Advanced Engineering Materials*, 25(8): (2022).
 20. Detroisa, M., Jablonskia, P. D., Antonov, S., Li, S., Ren, Y., Tin, S., Hawk, J. A., “Design and thermomechanical properties of a γ' precipitate-strengthened Ni-based superalloy with high entropy γ matrix”, *Journal of Alloys and Compounds*, (2019).
 21. Seyyed Aghamiri, S. M., Shahverdi, H. R., Ukai, S., Oono, N., Taya, K., Miura, S., Hayashi, S., Okuda, T., “Microstructural characterization of a new mechanically alloyed Ni-base ODS superalloy powder”, *Materials Characterization*, 100: 135–142 (2015).
 22. Girault, B., Schneider, A. S., Frick, C. P., Arzt, E., “Strength effects in micropillars of a dispersion strengthened superalloy”, *Advanced Engineering Materials*, 12: 385–388 (2010).
 23. Aghamiri, S. M. S., Linye, Z., Ukai, S., Oono, N., Shahverdi, H. R., Soltanieh,

- M., “Evaluation of Processing Conditions on the γ' Morphology of an Oxide Dispersion Strengthened Ni-Based Superalloy”, *Advanced Engineering Materials*, 23: 1–9 (2021).
24. Kong, T., Kang, B., Ryu, H. J., Hong, S. H., “Microstructures and enhanced mechanical properties of an oxide dispersion-strengthened Ni-rich high entropy superalloy fabricated by a powder metallurgical process”, *Journal of Alloys and Compounds*, 839: (2020).
 25. Brooks, W., “The stability of the oxide dispersion in ininconel alloy MA6000”, *Acta Metallurgica*, 37: 2551–2558 (1989).
 26. Baloch, M. M., Bhadeshia, H. K. D. H., “Directional recrystallisation in Inconel MA 6000 nickel base oxide dispersion strengthened superalloy”, *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 6: 1236–1246 (1990).
 27. Rajak, D. K., Pagar, D. D., Kumar, R., Pruncu, C. I., “Recent progress of reinforcement materials: A comprehensive overview of composite materials”, *Journal of Materials Research and Technology*, 8: 6354–6374 (2019).
 28. Schutz, J. B., “Properties of composite materials for cryogenic applications”, *Cryogenics*, 38: 3–12 (1998).
 29. Bruno, L., “Mechanical characterization of composite materials by optical techniques: A review”, *Optics and Lasers in Engineering*, 104: 192–203 (2018).
 30. Rajak, D. K., Pagar, D. D., Menezes, P. L., Linul, E., “Fiber-reinforced polymer composites: Manufacturing, properties, and applications,” *Polymers*, 11(10): (2019).
 31. Biswal, T., BadJena, S. K., Pradhan, D., “Synthesis of polymer composite materials and their biomedical applications”, *Materials Today: Proceedings*. vol. 30. pp. 305–315. Elsevier Ltd. (2020).
 32. Bains, P. S., Sidhu, S. S., Payal, H. S., “Fabrication and Machining of Metal Matrix Composites: A Review”, *Materials and Manufacturing Processes*, 31(5): 553-573 (2016).
 33. Lindroos, V. K., Talvitie, M. J., “Recent advances in metal matrix composites”, *Journal of Materials Processing Technology*, 53: 273–284 (1995).
 34. Tressler, R. E., “Recent developments in fibers and interphases for high temperature ceramic matrix composites”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 30: 429–437 (1999).
 35. Kessler, M. R., “Polymer matrix composites: A perspective for a special issue of polymer reviews”, *Polymer Reviews*, 52(3-4): 229-233 (2012).

36. Ramezani Dana, H., Jacquemin, F., Fréour, S., Perronnet, A., Casari, P., Lupi, C., “Numerical and experimental investigation of hygro mechanical states of glass fiber reinforced polyester composites experienced by FBG sensors”, *Composite Structures*, 116(1): 38-47 (2014).
37. Wang, Y., Chen, Z., Yu, S., “Ablation behavior and mechanism analysis of C/SiC composites”, *Journal of Materials Research and Technology*, 5(2): 170-182 (2016).
38. Mussatto, A., Ahad, I. U. I., Mousavian, R. T., Delaure, Y., Brabazon, D., “Advanced production routes for metal matrix composites”, *Engineering Reports*, 3(5): 1-25 (2021).
39. Rajeshkumar, G., Seshadri, S. A., Ramakrishnan, S., Sanjay, M. R., Siengchin, S., Nagaraja, K. C., “A comprehensive review on natural fiber/nano-clay reinforced hybrid polymeric composites: Materials and technologies”, *Polymer Composites*, 42: 3687–3701 (2021).
40. Sharma, A. K., Bhandari, R., Pinca-Bretotean, C., “A systematic overview on fabrication aspects and methods of aluminum metal matrix composites”, *Materials Today: Proceedings*. 45: 4133–4138 (2020).
41. Casati, R., Vedani, M., “Metal matrix composites reinforced by Nano-Particles—A review”, *Metals*, 4(1): 65-83 (2014).
42. Ramanathan, A., Krishnan, P. K., Muraliraja, R., “A review on the production of metal matrix composites through stir casting – Furnace design, properties, challenges, and research opportunities”, *Journal of Manufacturing Processes*, 42: 213-245 (2019).
43. Ervina, E. M. N., Siti, S. N., Abdullah, M. M. A. B., “Fabrication method of aluminum matrix composite (Amcs): A review”, *Key Engineering Materials*, 700: 102–110 (2016).
44. Surappa, M. K., “Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities”, *Sadhana - Academy Proceedings in Engineering Sciences*, 28: 319–334 (2003).
45. Vani, V. V., Chak, S. K., “The effect of process parameters in Aluminum Metal Matrix Composites with Powder Metallurgy”, *Manufacturing Review*, 5: (2018).
46. Beri, N., Maheshwari, S., Sharma, C., Kumar, A., “Technological advancement in electrical discharge machining with powder metallurgy processed electrodes: A review”, *Materials and Manufacturing Processes*, 25: 1186–1197 (2010).
47. Sundaresan, R., Froes, F. H., “Mechanical Alloying”, *Journal of metals*, 39: 22–27 (1987).

48. Shuai, C., He, C., Peng, S., Qi, F., Wang, G., Min, A., Yang, W., Wang, W., “Mechanical Alloying of Immiscible Metallic Systems: Process, Microstructure, and Mechanism”, *Advanced Engineering Materials*, 23(4): 1-15 (2021).
49. Koch, C. C., “Materials synthesis by mechanical alloying”, *Annual Review of Materials Science*, 19: 121–143 (1989).
50. Suryanarayana, C., Al-Aqeeli, N., “Mechanically alloyed nanocomposites”, *Progress in Materials Science*, 58(4): 383-502 (2013).
51. Suryanarayana, C., “Mechanical alloying and milling”, *Progress in Materials Science*, 46: 1–184 (2001).
52. Pollock, T. M., Tin, S., “Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: Chemistry, microstructure, and properties”, *Journal of Propulsion and Power*, 22: 361–374 (2006).
53. Akande, I. G., Oluwole, O. O., Fayomi, O. S. I., Odunlami, O. A., “Overview of mechanical, microstructural, oxidation properties and high-temperature applications of superalloys”, *Materials Today: Proceedings*, 43: 2222–2231 (2021).
54. Fecht, H., Furrer, D., “Processing of nickel-base superalloys for turbine engine disc applications”, *Advanced Engineering Materials*, 2(12): 777-787 (2000).
55. Angel, N. M., Basak, A., “On the fabrication of metallic single crystal turbine blades with a commentary on repair via additive manufacturing”, *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 4(4): 1-28 (2020).
56. Wee, S., Do, J., Kim, K., Lee, C., Seok, C., Choi, B. G., Choi, Y., Kim, W., “Review on mechanical thermal properties of superalloys and thermal barrier coating used in gas turbines”, *Applied Sciences (Switzerland)*, 10(16): (2020).
57. Long, H., Mao, S., Liu, Y., Zhang, Z., Han, X., “Microstructural and compositional design of Ni-based single crystalline superalloys — A review”, *Journal of Alloys and Compounds*, 73: 203-220 (2018).
58. Dhinakaran, V., Ajith, J., Fathima Yasin Fahmidha, A., Jagadeesha, T., Sathish, T., Stalin, B., “Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) process of nickel based superalloys-A review”, *Materials Today: Proceedings*, 21: 920–925 (2020).
59. Yang, L., Ren, X., Ge, C., Yan, Q., “Status and development of powder metallurgy nickel-based disk superalloys”, *International Journal of Materials Research*, 110(10): 901-910 (2019).
60. Murty, B. S., Ranganathan, S., “Novel materials synthesis by mechanical alloying/milling”, *International Materials Reviews*, 43(3): 101-141 (1998).

61. Mohan, M., Subramanian, S., Angelo, P. C., “Yttria dispersion strengthened nickel-based superalloy by mechanical alloying”, *Transactions of the Indian Ceramic Society*, 70: 125–130 (2011).
62. Capdevila, C., Bhadeshia, H. K. D. H., “Manufacturing and microstructural evolution of mechanically alloyed oxide dispersion strengthened superalloys” *Advanced Engineering Materials*, 3(9): 647-656 (2001).
63. Thellaputta, G. R., Chandra, P. S., Rao, C. S. P., “Machinability of Nickel Based Superalloys: A Review”, *Materials Today: Proceedings*, 4: 3712–3721 (2017).
64. Jangali Satish, G., Gaitonde, V. N., Kulkarni, V. N., “Traditional and non-traditional machining of nickel-based superalloys: A brief review”, *Materials Today: Proceedings*, 44: 1448–1454 (2021).
65. Dawood, N. M., Salim, A. M., “A Review on Characterization, Classifications, and Applications of Super Alloys”, *Journal of University of Babylon for Engineering Sciences*, 29: 2021 (2021).
66. Jovanović, M. T., Lukić, B., Mišković, Z., Bobić, I., Cvijović, I., Dimčić, B., “Processing and some applications of nickel, cobalt and titanium-based alloys”, *Metalurgija - Journal of Metallurgy*, 13: 91–106 (2007).
67. İnternet: “Bir jet motorunun kısımları ve kullanılan malzemeler”, <https://www.prescouter.com/2020/06/jet-engines-high-temperature-materials/> (2023).
68. Lee, J. A., “Hydrogen embrittlement of nickel, cobalt and iron-based superalloys”, *Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies*, 2: 624–667 (2012).
69. Penteado, R. B., Rubia Fernanda Oliveira, T. de, Ribeiro, M. V., Silva, M. B., “Application of Taguchi Method in Turning Process of a Superalloy NIMONIC 80A to Improve the Surface Roughness”, *International Journal of Innovative Research in Engineering & Management*, 2: 81–88 (2015).
70. Srivastava, R. R., Kim, M. S., Lee, J. C., Jha, M. K., Kim, B. S., “Resource recycling of superalloys and hydrometallurgical challenges”, *Journal of Materials Science*, 49(14): 4671-4686 (2014).
71. Mahesh, K., Philip, J. T., Joshi, S. N., Kuriachen, B., “Machinability of Inconel 718: A critical review on the impact of cutting temperatures”, *Materials and Manufacturing Processes*, 36(7): 753-791 (2021).
72. Xia, W., Zhao, X., Yue, L., Zhang, Z., “Microstructural evolution and creep mechanisms in Ni-based single crystal superalloys: A review”, *Journal of Alloys and Compounds*, 819: 152954 (2020).

73. Sonar, T., Balasubramanian, V., Malarvizhi, S., Venkateswaran, T., Sivakumar, D., "An overview on welding of Inconel 718 alloy - Effect of welding processes on microstructural evolution and mechanical properties of joints", ***Materials Characterization***, 174: 110997 (2021).
74. Hassan, B., Corney, J., "Grain boundary precipitation in Inconel 718 and ATI 718Plus", ***Materials Science and Technology (United Kingdom)***, 33(16): 1879-1889 (2017).
75. Maurya, A. K., Pandey, C., Chhibber, R., "Dissimilar welding of duplex stainless steel with Ni alloys: A review", ***International Journal of Pressure Vessels and Piping***, 192: 104439 (2021).
76. Merola, M., Affatato, S., "Materials for hip prostheses: A review of wear and loading considerations", ***Materials***, 12(3): (2019).
77. Simić, M., Alil, A., Martinović, S., Vlahović, M., Savić, A., Husović, T. V., "High temperature materials: Properties, demands and applications", ***Hemijaska Industrija***, 74(4): 273-284 (2020).
78. Kaçar, H. U., Atik, E., Meriç, C., "The effect of precipitation-hardening conditions on wear behaviours at 2024 aluminium wrought alloy", ***Journal of Materials Processing Technology***, 142: 762–766 (2003).
79. Rémond, G., Nockolds, C., Phillips, M., Roques-Carnes, C., "Implications of polishing techniques in quantitative x-ray microanalysis", ***Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology***, 107: 639–662 (2002).
80. Rigney, D. A., "sliding wear of metals", ***Annual Review of Materials Science***, 18: 141–163 (1988).
81. Blau, P. J., "Fifty years of research on the wear of metals", ***Tribology International***, 30: 321–331 (1997).
82. Patel, P., Roy, A., Sharifi, N., Stoyanov, P., Chromik, R., Moreau, C., "Tribological Performance of High-Entropy Coatings (hecs): A Review", ***Materials***, 15(10): (2022).
83. Samal, P., Vundavilli, P. R., Meher, A., Mahapatra, M. M., "Recent progress in aluminum metal matrix composites: A review on processing, mechanical and wear properties", ***Journal of Manufacturing Processes***, 59: 131-152 (2020).
84. Ko, P. L., "Metallic wear - a review, with special reference to vibration-induced wear in power plant components", ***Tribology International***, 20: 66–78 (1986).
85. M, R. P., Saravanan, R., Nagaral, M., "Fabrication and Wear Behavior of Particulate Reinforced Metal Matrix Composites-An Overview", ***IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering***, 14: 10–20 (2017).

86. Misra, A., Finnie, I., “A review of the abrasive wear of metals” , ***Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME***, 104: 94–101 (1982).
87. Tsujimoto, A., Barkmeier, W. W., Fischer, N. G., Nojiri, K., Nagura, Y., Takamizawa, T., Latta, M. A., Miazaki, M., “Wear of resin composites: Current insights into underlying mechanisms, evaluation methods and influential factors”, Japanese ***Dental Science Review***, 54(2): 76-87 (2018).
88. Bhushan, B., Davis, R. E., Kolar, H. R., “Metallurgical re-examination of wear modes II: adhesive and abrasive”, ***Thin Solid Films***, 123: 113–126 (1985).
89. Dimaki, A. V, Shilko, E. V, Dudkin, I. V, Psakhie, S. G., Popov, V. L., “Role of Adhesion Stress in Controlling Transition between Plastic, Grinding and Breakaway Regimes of Adhesive Wear”, ***Scientific Reports***, 10: 1–13 (2020).
90. Terwey, J. T., Fourati, M. A., Pape, F., Poll, G., “Energy-based modelling of adhesive wear in the mixed lubrication regime”, ***Lubricants***, 8: (2020).
91. Devaraju, A., “A Critical Review on Different Types of Wear of Materials”, ***International Journal of Mechanical Engineering and Technology***, 6(11): 77–83 (2015).
92. Wang, J., Zhou, X., Thompson, G. E., Hunter, J. A., Yuan, Y., “Delamination of near-surface layer on cold rolled AlFeSi alloy during sheet forming”, ***Materials Characterization***, 99: 109–117 (2015).
93. Chahar, B. S., Pun, A. K., “Erosion wear of ductile materials: a review”, ***Asia Pacific Journals***, (2016).
94. Tarodiya, R., Levy, A., “Surface erosion due to particle-surface interactions - A review”, ***Powder Technology***, 387: 527-559 (2021).
95. Bhadauria, N., Pandey, S., Pandey, P. M., “Wear and enhancement of wear resistance - A review”, ***Materials Today: Proceedings***, 26: 2986–2991 (2019).
96. Affatato, S., Spinelli, M., Zavalloni, M., Mazzega-Fabbro, C., Viceconti, M., “Tribology and total hip joint replacement: Current concepts in mechanical simulation”, ***Medical Engineering and Physics***, 30(10): 1305-1317 (2008).
97. Dwivedi, D. K., “Adhesive wear behaviour of cast aluminium-silicon alloys: Overview”, ***Materials and Design***, 31: 2517–2531 (2010).
98. Abolusoro, O. P., Akinlabi, E. T., “Tribocorrosion Measurements and Behaviour in Aluminium Alloys: An Overview”, ***Journal of Bio- and Tribo-Corrosion***, 6(4): 1-13 (2020).
99. Waterhouse, R. B., “Fretting wear”, ***Wear***, 100: 107–118 (1984).

100. Stott, F. H., “High-temperature sliding wear of metals”, *Tribology International*, 35: 489–495 (2002).
101. Lim, S. C., “Recent developments in wear-mechanism maps”, *Tribology International*, 31: 87–97 (1998).
102. Stott, F. H., “The role of oxidation in the wear of alloys”, *Tribology International*, 31: 61–71 (1998).
103. Dey, A., Pandey, K. M., “Wear behaviour of Mg alloys and their composites-a review”, *International Journal of Materials Research*, 109: 1050–1070 (2018).
104. Suryanarayana, C., “Mechanical Alloying: A Novel Technique to Synthesize Advanced Materials”, *Research official journal of cast*, 2019: 1–17 (2019).
105. Koch, C. C., Whittenberger, J. D., “Mechanical milling/alloying of intermetallics”, *Intermetallics*, 4: 339–355 (1996).
106. Gharsallah, H. I., Sekri, A., Azabou, M., Escoda, L., Suñol, J. J., Khitouni, M., “Structural and Thermal Study of Nanocrystalline Fe-Al-B Alloy Prepared by Mechanical Alloying”, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 46A: 3696–3704 (2015).
107. Kang, S. K., Benn, R. C., “Characterization of INCONEL alloy MA 6000 powder”, *Metallurgical Transactions A*, 18: 747–752 (1987).
108. Chen, Y. L., Jones, A. R., “Reduction of porosity in oxide dispersion-strengthened alloys produced by powder metallurgy”, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 32A: 2077–2085 (2001).
109. C. Vincent, J.F.Silvain, J.M. Heintz, N. C., “Effect of porosity on the thermal conductivity of copper processed by powder metallurgy”, *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 73: 499–504 (2012).
110. Palavar, O., Özyürek, D., Kalyon, A., “Artificial neural network prediction of aging effects on the wear behavior of IN706 superalloy”, *Materials and Design*, 82: 164–172 (2015).
111. Li, S., Wei, Q., Shi, Y., Chua, C. K., Zhu, Z., Zhang, D., “Microstructure Characteristics of Inconel 625 Superalloy Manufactured by Selective Laser Melting”, *Journal of Materials Science and Technology*, 31: 946–952 (2015).
112. Wu, Q., Song, H., Swindeman, R. W., Shingledecker, J. P., Vasudevan, V. K., “Microstructure of long-term aged IN617 Ni-base superalloy”, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 39A: 2569–2585 (2008).

113. Szczotok, A., Rodak, K., “Microstructural studies of carbides in MAR-M247 nickel-based superalloy”, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 35: 012006 (2012).
114. Baker, I., Iliescu, B., Li, J., Frost, H. J., “Experiments and simulations of directionally annealed ODS MA 754”, *Materials Science and Engineering A*, 492: 353–363 (2008).
115. Zhang, L., Chen, X., Li, D., Chen, C., Qu, X., He, X., Li, Z., “A comparative investigation on MIM418 superalloy fabricated using gas- and water-atomized powders”, *Powder Technology*, 286: 798–806 (2015).
116. Wang, X., Zhou, Y., Zhao, Z., Zhang, Z., “Effects of Solutioning on the Dissolution and Coarsening of γ' Precipitates in a Nickel-Based Superalloy”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24: 1492–1504 (2015).
117. Frisk Robin, Andersson Nils, Rogberg Bo, “Cast Structure in Alloy A286, an Iron-Nickel Based Superalloy”, *Metals*, 9: 711 (2019).
118. Nunomura, Y., Kaneno, Y., Tsuda, H., Takasugi, T., “Phase relation and microstructure in multi-phase intermetallic alloys based on Ni₃Al-Ni₃Ti-Ni₃V pseudo-ternary alloy system”, *Intermetallics*, 12: 389–399 (2004).
119. Li, P., Zhang, J., Ma, S., Jin, H., Zhang, Y., Zhang, W., “First-principles investigations on structural, elastic, electronic properties and Debye temperature of orthorhombic Ni₃Ta under pressure”, *Philosophical Magazine*, 98: 1641–1655 (2018).
120. Kosorukova, T., Firstov, G., NoËl, H., Ivanchenko, V., “Crystal structure changes in the Ni₃Ta intermetallic compound”, *Chemistry of Metals and Alloys*, 6: 196–199 (2013).
121. Cheng, L., Yu, X., Zhang, J., Li, W., Zhao, C., Wang, Z., Jin, L., “DFT investigations into surface stability and morphology of δ -MoC catalyst”, *Applied Surface Science*, 497: 143790 (2019).
122. Liu, Y., Jiang, Y., Feng, J., Zhou, R., “Elasticity, electronic properties and hardness of MoC investigated by first principles calculations”, *Physica B: Condensed Matter*, 419: 45–50 (2013).
123. Zhao, K., Lou, L. H., Ma, Y. H., Hu, Z. Q., “Effect of minor niobium addition on microstructure of a nickel-base directionally solidified superalloy”, *Materials Science and Engineering A*, 476: 372–377 (2008).
124. Zhu, G., Zhao, S., Wang, R., Dong, A., Zhang, L., Wu, W., Wang, W., Jiang, S., Pu, Y., “Oxide reinforced Ni base composite prepared by spark plasma sintering”, *MATEC Web of Conferences*, 130: 8–10 (2017).
125. Hajizadeh-Oghaz, M., Razavi, R. S., Barekat, M., Naderi, M., Malekzadeh, S.,

- Rezazadeh, M., "Synthesis and characterization of Y₂O₃ nanoparticles by sol-gel process for transparent ceramics applications", *Journal of Sol-Gel Science and Technology*, 78: 682–691 (2016).
126. Cuppari, M. G. di V., Santos, S. F., "Physical properties of the NbC carbide", *Metals*, 6(10): (2016).
 127. Smith, J. F., Carlson, O. N., De Avillez, R. R., "The niobium-carbon system", *Journal of Nuclear Materials*, 148(1): 1-16 (1987).
 128. Koli, D. K., Agnihotri, G., Purohit, R., "A Review on Properties, Behaviour and Processing Methods for Al- Nano Al₂O₃ Composites", *Procedia Materials Science*, 6: 567–589 (2014).
 129. Dadkhah, M., Saboori, A., Fino, P., "An overview of the recent developments in metal matrix nanocomposites reinforced by graphene", *Materials*, 12(7): (2019).
 130. Chaudhari, A. K., Singh, V. B., "A review of fundamental aspects, characterization and applications of electrodeposited nanocrystalline iron group metals, Ni-Fe alloy and oxide ceramics reinforced nanocomposite coatings", *Journal of Alloys and Compounds*, 751: 194-214 (2018).
 131. Behera, A., Sahoo, A. K., "Wear behaviour of Ni based superalloy: A review", *Materials Today: Proceedings*, 33: 5638–5642 (2020).
 132. Kumar, M., Bose, S. C., "Wear Studies on Incoloy-800 and Prediction of Wear by ANN Model", *International Journal of Engineering Development And Research*, 1: 1–12 (2014).
 133. Xu, Z., Huang, Z., Zhang, J., Xu, X., Li, P., Su, F., Zhu, M., "Tribological behaviors and microstructure evolution of Inconel 718 superalloy at mid-high temperature", *Journal of Materials Research and Technology*, 14: 2174–2184 (2021).
 134. Chen, B., Su, Y., Xie, Z., Tan, C., Feng, J., "Development and characterization of 316L/Inconel625 functionally graded material fabricated by laser direct metal deposition", *Optics and Laser Technology*, 123: (2020).
 135. Li, J., Shen, L., Liu, Z., Liang, H., Li, Y., Han, X., "Microstructure, microhardness, and wear performance of zirconia reinforced pure titanium composites prepared by selective laser melting", *Materials Research Express*, 27: 1–12 (2019).
 136. Brezinová, J., Draganovská, D., Guzanová, A., Balog, P., Viňáš, J., "Influence of the hardfacing welds structure on their wear resistance", *Metals*, 6: (2016).
 137. Simsek, D., Ozyurek, D., "The wear performance at high temperatures of ZrO₂-reinforced aluminum matrix composites produced by mechanochemical

- reaction method”, *Journal of Tribology*, 142: 1–13 (2020).
138. Günen, A., Döleker, K. M., Korkmaz, M. E., Gök, M. S., Erdogan, A., “Characteristics, high temperature wear and oxidation behavior of boride layer grown on nimonic 80A Ni-based superalloy”, *Surface and Coatings Technology*, 409: (2021).
 139. Günen, A., Kalkandelen, M., Gök, M. S., Kanca, E., Kurt, B., Karakaş, M. S., Karahan, İ. H., Çetin, M., “Characteristics and high temperature wear behavior of chrome vanadium carbide composite coatings produced by thermo-reactive diffusion”, *Surface and Coatings Technology*, 402: (2020).
 140. Cui, G., Liu, H., Li, S., Gao, G., Kou, Z., “Design and high-temperature tribological properties of CoCrW with rare earth fluoride composites”, *Journal of Materials Research and Technology*, 9: 2402–2411 (2020).
 141. Nsoesie, S., Liu, R., Jiang, K., Liang, M., “High-temperature Hardness and Wear Resistance of Cobalt-based Tribology Alloys”, *International Journal of Material and Mechanical Engineering*, 2: 48–56 (2013).
 142. Wang, S. Q., Wei, M. X., Wang, F., Zhao, Y. T., “Transition of elevated-temperature wear mechanisms and the oxidative delamination wear in hot-working die steels”, *Tribology International*, 43: 577–584 (2010).
 143. Inman, I. A., Datta, P. S., Du, H. L., Kübel, K. C., Wood, P. D., Mahi, F. T., “High Temperature Tribocorrosion”, *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, 2015: 1-61 (2017).
 144. Rao, R. N., Das, S., “Effect of sliding distance on the wear and friction behavior of as cast and heat-treated Al-SiCp composites”, *Materials and Design*, 32: 3051–3058 (2011).
 145. Wang, J., Jia, Q., Yuan, X., Wang, S., “Experimental study on friction and wear behaviour of amorphous carbon coatings for mechanical seals in cryogenic environment”, *Applied Surface Science*, 258: 9531–9535 (2012).
 146. XIAO, W. han, LU, S. qiang, WANG, Y. chao, SHI, J., “Mechanical and tribological behaviors of graphene/Inconel 718 composites”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 28: 1958–1969 (2018).
 147. Kumar, K. P., Prakash, C. P. S., Mallikarjun, B., Shantharam, A., “A Study on Tensile and Tribological Properties of Aluminum 7075 Metal Matrix with Boron Carbide Reinforced Composite Material by using Computer Interface Tensile and Wear Test”, *2017 International Conference on Innovative Mechanisms for Industry Applications (ICIMIA)*, 739–745 (2017).
 148. Acilar, M., Gul, F., “Effect of the applied load, sliding distance and oxidation on the dry sliding wear behaviour of Al-10Si/SiCp composites produced by vacuum infiltration technique”, *Materials and Design*, 25: 209–217 (2004).

149. Earles, S. W. E., Hayler, M. G., “Wear characteristics of some metals in relation to surface temperature”, ***Wear***, 20: 51–57 (1972).
150. Rahman, M. S., Ding, J., Beheshti, A., Zhang, X., Polycarpou, A. A., “Tribology of incoloy 800HT for nuclear reactors under helium environment at elevated temperatures”, ***Wear***, 436–437: 203022 (2019).
151. Namazu, T., Inoue, S., “Characterization of single crystal silicon and electroplated nickel films by uniaxial tensile test with in situ X-ray diffraction measurement”, ***Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures***, 30: 13–20 (2007).
152. Ahn, D. G., “Hardfacing technologies for improvement of wear characteristics of hot working tools: A review”, ***International Journal of Precision Engineering and Manufacturing***, 14: 1271–1283 (2013).
153. Gurumoorthy, K., Kamaraj, M., Rao, K. P., Rao, A. S., Venugopal, S., “Microstructural aspects of plasma transferred arc surfaced Ni-based hardfacing alloy”, ***Materials Science and Engineering A***, 456: 11–19 (2007).
154. Panagopoulos, C. N., Giannakopoulos, K. I., Saltas, V., “Wear behavior of nickel superalloy, CMSX-186”, ***Materials Letters***, 57: 4611–4616 (2003).
155. Hermann, T., Blanchet, T. A., Panayotou, N. F., “Evolution of wear, roughness, and friction of Alloy 600 superalloy surfaces in water-submersed sliding”, ***Wear***, 268: 126–132 (2010).
156. Yang, X., Li, W., Li, J., Ma, T., Guo, J., “FEM analysis of temperature distribution and experimental study of microstructure evolution in friction interface of GH4169 superalloy”, ***Materials and Design***, 84: 133–143 (2015).
157. Zhang, Y., Pan, Q., Yang, L., Li, R., Dai, J., “Tribological Behavior of IN718 Superalloy Coating Fabricated by Laser Additive Manufacturing”, ***Lasers in Manufacturing and Materials Processing***, 4: 153–167 (2017).
158. Toptan, F., Kerti, I., Rocha, L. A., “Reciprocal dry sliding wear behaviour of B 4C p reinforced aluminium alloy matrix composites”, ***Wear***, 290–291: 74–85 (2012).
159. Radhika, N., Sasikumar, J., Sylesh, J. L., Kishore, R., “Dry reciprocating wear and frictional behaviour of B4C reinforced functionally graded and homogenous aluminium matrix composites”, ***Journal of Materials Research and Technology***, 9: 1578–1592 (2020).
160. Pramanik, A., “Effects of reinforcement on wear resistance of aluminum matrix composites”, ***Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)***, 26: 348–358 (2016).

161. Saraswat, R., Yadav, A., Tyagi, R., “Sliding Wear Behaviour of Al-B4C Cast Composites under Dry Contact”, ***Materials Today: Proceedings***, 5: 16963–16972 (2018).
162. Singla, M., Singh, L., Chawla, V., “Study of Wear Properties of Al-SiC Composites”, ***Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering***, 08: 813–821 (2009).
163. Manikonda, R. D., Kosaraju, S., Raj, K. A., Sateesh, N., “Wear Behavior Analysis of Silica Carbide Based Aluminum Metal Matrix Composites”, ***Materials Today: Proceedings***, 5: 20104–20109. (2018).
164. Yigezu, B. S., Jha, P. K., Mahapatra, M. M., “Effect of sliding distance, applied load, and weight percentage of reinforcement on the abrasive wear properties of in situ synthesized Al-12%Si/TiC composites”, ***Tribology Transactions***, 56: 546–554 (2013).
165. Mnif, R., Baccouch, Z., Elleuch, R., Richard, C., “Investigations of high temperature wear mechanisms for tool steel under open-sliding contact”, ***Journal of Materials Engineering and Performance***, 23: 2864–2870 (2014).
166. Zhu, S., Cheng, J., Qiao, Z., Yang, J., “High temperature solid-lubricating materials: A review”, ***Tribology International***, 133: 206–223 (2019).
167. Ralls, A. M., Daroonparvar, M., John, M., Sikdar, S., Menezes, P. L., “Solid-State Cold Spray Additive Manufacturing of Ni-Based Superalloys: Processing–Microstructure–Property Relationships”, ***Materials***, 16(7): (2023).
168. Baradeswaran, A., Vettivel, S. C., Elaya Perumal, A., Selvakumar, N., Franklin Issac, R., “Experimental investigation on mechanical behaviour, modelling and optimization of wear parameters of B4C and graphite reinforced aluminium hybrid composites”, ***Materials and Design***, 63: 620–632 (2014).
169. Baradeswaran, A., Elaya Perumal, A., “Influence of B4C on the tribological and mechanical properties of Al 7075-B4C composites”, ***Composites Part B: Engineering***, 54: 146–152 (2013).
170. Baradeswaran, A., Elayaperumal, A., Franklin Issac, R., “A statistical analysis of optimization of wear behaviour of Al- Al 2O3 composites using taguchi technique”, ***Procedia Engineering***, 64: 973–982 (2013).
171. Veeresh Kumar, G. B., Rao, C. S. P., Selvaraj, N., “Studies on mechanical and dry sliding wear of Al6061-SiC composites”, ***Composites Part B: Engineering***, 43: 1185–1191 (2012).
172. Vettivel, S. C., Selvakumar, N., Narayanasamy, R., Leema, N., “Numerical modelling, prediction of Cu-W nano powder composite in dry sliding wear condition using response surface methodology”, ***Materials and Design***, 50: 977–996 (2013).

173. Yu, S. Y., Ishii, H., Tohgo, K., Cho, Y. T., Diao, D., “Temperature dependence of sliding wear behavior in SiC whisker or SiC particulate reinforced 6061 aluminum alloy composite”, ***Wear***, 213: 21–28 (1997).
174. Josyula, S. K., Narala, S. K. R., “Experimental investigation on tribological behaviour of Al-TiCp composite under sliding wear conditions”, ***Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology***, 230: 919–929 (2016).
175. Deuis, R. L., Subramanian, C., Yellup, J. M., “Dry sliding wear of aluminium composites - A review”, ***Composites Science and Technology***, 57(4): 415-435 (1997).
176. Mousavi Abarghouie, S. M. R., Seyed Reihani, S. M., “Investigation of friction and wear behaviors of 2024 Al and 2024 Al/SiCp composite at elevated temperatures”, ***Journal of Alloys and Compounds***, 501: 326–332 (2010).
177. Wood, R. J. K., “Tribology of thermal sprayed WC-Co coatings”, ***International Journal of Refractory Metals and Hard Materials***, 28: 82–94 (2010).
178. Raghav, G. R., Balaji, A. N., Selvakumar, N., Muthukrishnan, D., Sajith, E., “Effect of tungsten reinforcement on mechanical, tribological and corrosion behaviour of mechanically alloyed Co-25C Cermet nanocomposites”, ***Materials Research Express***, 6: 0–23 (2018).
179. Banijamali, S. M., Palizdar, Y., Najafi, S., Sheikhan, A., Soltan Ali Nezhad, M., Valizadeh Moghaddam, P., Torkamani, H., “Effect of Ce Addition on the Tribological Behavior of ZK60 Mg-Alloy”, ***Metals and Materials International***, 27: 2732–2742 (2021).
180. Raghav, G. R., Janardhanan, S., Sajith, E., Chandran, V., Sruthi, V., “Mechanical and tribological performance of Al-Fe-SiC-Zr hybrid composites produced through powder metallurgy process”, ***Materials Research Express***, 8: 1–13 (2021).
181. Amanov, A., “Improvement in mechanical properties and fretting wear of Inconel 718 superalloy by ultrasonic nanocrystal surface modification”, ***Wear***, 446–447: (2020).
182. Thirugnanasambantham, K. G., Natarajan, S., “Mechanistic studies on degradation in sliding wear behavior of IN718 and Hastelloy X superalloys at 500 °C”, ***Tribology International***, 101: 324–330 (2016).
183. Lee, Y. H., Kim, I. S., Kang, S. S., Chung, H. D., “A study on wear coefficients and mechanisms of steam generator tube materials”, ***Wear***, 250: 718–725 (2001).
184. Vijaya Bhaskar, K., Sundarrajan, S., Subba Rao, B., Ravindra, K., “Effect of

- reinforcement and wear parameters on dry sliding wear of aluminum composites-A review”, *Materials Today: Proceedings*, 5: 5891–5900. (2018).
185. Wei, M. X., Chen, K. M., Wang, S. Q., Cui, X. H., “Analysis for wear behaviors of oxidative wear”, *Tribology Letters*, 42: 1–7 (2011).
 186. Inman, I. A., Datta, P. S., “Development of a simple ‘temperature versus sliding speed’ wear map for the sliding wear behaviour of dissimilar metallic interfaces II”, *Wear*, 265: 1592–1605 (2008).
 187. De Hosson, J. T. M., Otterloo, L. D. M. van, “Surface engineering with lasers of co-base materials”, *Transactions on Engineering Sciences*, 17: 589–598 (1997).
 188. James, J., Raja Annamalai, A., “Tribological behaviour and wear fashion of processed AA6061/ZrO₂ composite”, *Industrial Lubrication and Tribology*, 70: 1815–1824 (2018).
 189. Chiba, A., Kumagai, K., Nomura, N., Miyakawa, S., “Pin-on-disk wear behavior in a like-on-like configuration in a biological environment of high carbon cast and low carbon forged Co-29Cr-6Mo alloys”, *Acta Materialia*, 55: 1309–1318 (2007).
 190. Varano, R., Bobyn, J. D., Medley, J. B., Yue, S., “The effect of microstructure on the wear of cobalt-based alloys used in metal-on-metal hip implants”, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine*, 220: 145–159 (2006).
 191. Bedolla-Gil, Y., Hernandez-Rodriguez, M. A. L., “Tribological behavior of a heat-treated cobalt-based alloy”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22: 541–547 (2013).
 192. Garza-Montes-de-Oca, N. F., Rainforth, W. M., “Wear mechanisms experienced by a work roll grade high speed steel under different environmental conditions”, *Wear*, 267: 441–448 (2009).
 193. Chen, C. J., Yan, K., Qin, L., Zhang, M., Wang, X., Zou, T., Hu, Z., “Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Additively Manufactured AISI H13 Tool Steel”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(11): 5577–5589 (2017).

ÖZGEÇMİŞ

Şaban ÇELİK Teknik Lise eğitimini tamamladı. Aynı yıl Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Metal Öğretmenliği bölümünü derece ile tamamladı. Aynı yıl Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü'nde Yüksek Lisans eğitime başladı. Yüksek Lisans eğitimini tamamladıktan sonra özel sektörde farklı alanlarda faaliyet gösteren metal sektöründe çalışmaktadır.