

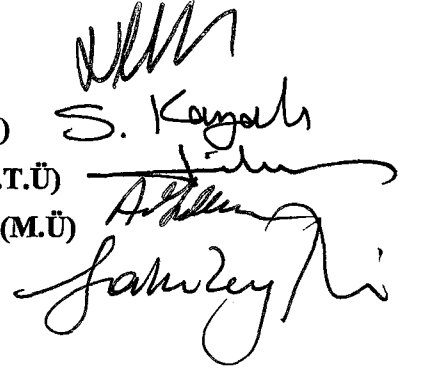
**YÜKSEK KROM VE NİKELLİ ÇELİKLERİN
AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

**DOKTORA TEZİ
Y. Müh. Yavuz SUN
(506982005)**

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 13 Ağustos 2004

Tezin Savunulduğu Tarih : 24 Kasım 2004

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU
Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. E. Sabri KAYALI (İ.T.Ü)
Prof. Dr. Mehmet DEMİRKOL (İ.T.Ü)
Prof. Dr. A. Nihat GÜLLÜOĞLU (M.Ü)
Doç. Dr. Sakin ZEYTİN (Sa.Ü)



KASIM 2004

ÖNSÖZ

Tez çalışmasının her aşamasında fikir ve önerilerinden faydalandığım sayın hocam Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU'na sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam sırasında yardımlarını gördüğüm sayın Prof. Dr. E. Sabri KAYALI'ya, sayın Yrd. Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI'ya, Karabük Meslek Yüksekokulu ve Teknik Eğitim Fakültesi'nin akademik ve teknik personeline, taramalı elektron mikroskobu incelemelerinde yardımcı olan sayın Emrah ÖZDOĞRU'ya, karakterizasyon çalışmalarının yapılmasında yardımcı olan sayın Prof. Dr. Mustafa ÜRGEN'e, sayın Mızrap CANIBEYAZ'a ve mekanik metalurji laboratuvarlarında çalışan araştırma görevlisi arkadaşlarıma çok teşekkür ederim.

Ayrıca çalışmalarımın tüm aşamasında sabrını ve desteğini eksik etmeyen sevgili eşim İlknur SUN'a sonsuz teşekkür ederim.

Agustos 2004

Met. Yük. Müh. Yavuz SUN

İÇİNDEKİLER

KISALTMALAR	vi
TABLO LİSTESİ	vii
ŞEKİL LİSTESİ	ix
ÖZET	xvii
SUMMARY	xix
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. YÜKSEK KROM VE NİKELLİ DÖKME ÇELİKLERİN METALURJİK YAPILARI VE MİKROYAPININ GELİŞİMİ	3
2.1. Giriş	3
2.2. Matris	3
2.3. Karbürler	7
2.3.1. $M_{23}C_6$ Tipi Karbürler	9
2.3.2. MC Tipi Karbürler	10
2.3.3. M_6C Tipi Karbürler	10
2.3.4. M_7C_3 Tipi Karbürler	11
2.4. İntermetalik Faz Çökeltileri	11
2.4.1. Sigma Fazı	11
2.4.2. Chi Fazı (χ)	13
2.4.3. Laves Fazı (η)	14
2.4.4. Diğer İntermetalik Fazlar	14
3. YÜKSEK KROM VE NİKELLİ DÖKME ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI	15
3.1. Giriş	15

3.2. Demir-Krom Alaşımları	17
3.3. Demir-Krom-Nikel Alaşımları	18
3.4. Demir-Nikel-Krom Alaşımları	23
4. YÜKSEK KROM VE NİKELLİ DÖKME ÇELİKLERİN AŞINMA DAVRANIŞLARI	25
4.1. Giriş	25
4.2. Kuru Ortam Aşınma Davranışı	25
4.3. Korozi Ortam Aşınma Davranışı	28
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	32
5.1. Deneysel Malzemeler	32
5.2. Isıl İşlem	32
5.3. Karakterizasyon Çalışmaları	33
5.3.1. Mikroyapı Karakterizasyonu	33
5.3.2. Mekanik Özellik Karakterizasyonu	33
5.4. Korozyon Deneyleri	34
5.5. Aşınma Deneyleri	34
5.5.1. Metal-Metal Aşınma Deneyi	35
5.5.2. Metal-Abrasif Aşınma Deneyi	35
5.5.3. İleri-Geri Aşınma Deneyi	36
6. DENEYSEL SONUÇLAR	38
6.1. Isıl İşlem	38
6.2. Karakterizasyon Çalışmaları	38
6.2.1. Mikroyapı Karakterizasyonu	38
6.2.2. Mekanik Özellik Karakterizasyonu	40
6.3. Korozyon Özellikleri	41
6.4. Kuru Ortam Aşınma Deney Sonuçları	44

6.4.1. Metal-Metal Aşınma Deney Sonuçları	44
6.4.2. Metal-Abrasif Aşınma Deney Sonuçları	47
6.4.3. İleri-Geri Aşınma Deneyleri	50
6.5. Korozif ortam aşınma deneyleri	52
7. DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ	56
7.1. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi	56
7.2. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Korozyon Özelliklerine Etkisi	57
7.3. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Kuru Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi	65
7.3.1. Metal-Metal Aşınma Özelliklerine Etkisi	65
7.3.2. Metal-Abrasif Aşınma Özelliklerine Etkisi	71
7.3.3. İleri Geri Aşınma Özelliklerine Etkisi	77
7.4. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Korozif Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi	83
8. GENEL SONUÇLAR	98
KAYNAKLAR	101
EKLER	106
ÖZGEÇMİŞ	153

KISALTMALAR

YMK : Yüzey merkezli kübik

HMK : Hacim merkezli kübik

XRD : X-ışınları difraksiyonu

SEM : Taramalı elektron mikroskobu

RAD : Rölatif aşınma direnci

RKD : Rölatif korozyon direnci

RKAD: Rölatif koroziif aşınma direnci



TABLO LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1 Yüksek Cr ve Ni'li çeliklerde görülebilecek karbürlerin kompozisyonları ve kristal yapıları.....	8
Tablo 3.1. Yüksek krom ve nikelli dökme çelik alaşımlarının kompozisyonları ve bazı mekanik özellikleri.....	16
Tablo 5.1. İncelenen alaşımlarının kimyasal bileşimleri.....	32
Tablo 6.1. İncelenen çeliklerin çözeltiye alma sıcaklığı, yaşlandırma sıcaklığı ve yaşlandırma süresi sonuçlarına bağlı olarak elde edilen mikrosertlik (HV 0,1) değerleri.....	39
Tablo 6.2. İncelenen alaşımların oda sıcaklığındaki sertlik ve darbe enerjisi sonuçları.....	41
Tablo 6.3. İncelenen alaşımların H ₂ SO ₄ çözeltisi yapılan korozyon deney sonuçları.....	42
Tablo 6.4. İncelenen alaşımların FeCl ₃ çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deney sonuçları.....	43
Tablo 6.5. Metal-metal aşınma deneylerine tabi tutulan numunelere ait ağırlık kaybı değerleri.....	44
Tablo 6.6. Metal-metal aşınma deneyine tabi tutulan A1 ve A4 alaşımlarının aşınma yüzey altı sertlik sonuçları (HV _{0.025}).....	46
Tablo 6.7. Metal-abrasif aşınma deneylerine tabi tutulan numunelere ait ağırlık kaybı değerleri (Kayma mesafesi 5.5 m).....	47
Tablo 6.8. Metal-abrasif aşınma deneyine tabi tutulan A1 ve A4 alaşımlarının aşınma yüzey altı sertlik sonuçları (HV _{0.025}).....	49
Tablo 6.9. Kuru ortam ileri-geri aşınma deney sonuçları.....	50
Tablo 6.10. Kuru ortam koşullarında farklı kayma hızlarında yapılan ileri-geri aşınma deneylerinde elde edilen kararlı durum sürtünme katsayısı değerleri.....	51
Tablo 6.11. Kuru ortam koşullarında farklı hızlarda yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin içinden ölçülen sertlik değerleri.....	52

Tablo 6.12. Farklı çözeltilerde yapılan ileri-geri aşınma deneylerinde tespit edilen aşınma iz alanı değerleri.....	54
Tablo 6.13. Farklı çözeltilerde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonucu tespit edilen kararlı durum sürtünme katsayısı değerleri.....	55



ŞEKİL LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 2.1. Fe-Cr-Ni üçlü faz diyagramı.....	4
Şekil 2.2. Modifiye edilmiş Schaeffler diyagramı	4
Şekil 2.3. WRC 1992 diyagramı. A bölgesi ostenit, AF bölgesi ostenit ve bir miktar ferrit (özellikle yüksek Ni _{eq}), FA bölgesi ferrit ve bir miktar ostenit (özellikle yüksek Cr _{eq}) ve F bölgesi de ferriti göstermektedir.....	5
Şekil 2.4 (a)Fe-Cr ve (b)Fe-Ni ikili diyagramı.....	6
Şekil 2.5 Ni esaslı bir çelikte gözlenen MC ve M ₂₃ C ₆ tipi karbürler.....	9
Şekil 2.6 AISI 316 çeliğinde 700°C’de yaşlandırma sonucu tane sınırlarında sigma fazının görünümü.....	12
Şekil 3.1. % Cr ve % Mo içeren HA alaşımının döküm yapısı.....	17
Şekil 3.2. %28 Cr ve %10 Ni içeren HE alaşımının mikroyapısı.....	19
Şekil 3.3. % 21 Cr ve % 9 Ni içeren HF alaşımının 870°C ısıtılma işlemi sonrası mikroyapısı.....	20
Şekil 3.4. % 26 Cr ve %12 Ni bileşiminde HH alaşımının 760°C de ısıtılma işlemi sonrası mikroyapısı.....	21
Şekil 3.5. % 26 Cr ve % 20 Ni bileşimine sahip HK alaşımının 760°C de ısıtılma işlemi sonrası mikroyapısı.....	22
Şekil 3.6. % 25 Ni ve % 20 Cr içeren HN alaşımının döküm mikroyapısı.....	23
Şekil 3.7. % 35 Ni ve % 17 Cr içeren HT alaşımının döküm mikroyapısı...	24
Şekil 4.1. Ni-Cr-Mo çeliklerinin aşınma miktarının (a) yük ve (b) kayma hızı ile değişimi.....	27
Şekil 4.2. 1 M H ₂ SO ₄ çözeltisi içerisinde yüke bağlı olarak korozyon aşınma miktarı; (□)1300°C’de çözeltiye alınmış (◇) 550°C’de yaşlandırılmış (o) 850°C’de yaşlandırılmış.....	29
Şekil 4.3. 1 mol/l H ₂ SO ₄ çözeltisi içerisinde (1) Duplex , (2) Ferritik ve (3) Ostenitik çeliklerin yüke bağlı olarak korozyon aşınma hızının değişimi.....	30

Şekil 4.4.	Şekerli su (6 g fosforik Asit, 140 g sakaroz, 400 ppm sodyum klorid, % 1 silikon, 840 cm ³ su ve 3 g sitrik asit içermektedir) içinde yapılan aşınma deneylerine göre döküm hali çeliklerin Cr/C oranının aşınma miktarına etkisi.....	31
Şekil 5.1.	Metal-metal aşınma deney cihazının şematik gösterimi.....	35
Şekil 5.2.	Metal-abrasif aşınma deney cihazının şematik gösterimi.....	36
Şekil 5.3.	İleri-geri aşınma deney cihazının şematik görünümü.....	37
Şekil 7.1.	İncelenen alaşımların Ni _{es} değerine bağlı olarak (a) sertlik ve (b) darbe enerjisi sonuçları	57
Şekil.7.2.	Döküm halindeki alaşımların (a) % 1, (b) % 3.5, (c) % 7 ve (d) % 10 H ₂ SO ₄ çözeltisi içerisindeki ağırlık kaybı değerlerinin deney süresi ile değişimi.....	59
Şekil.7.3.	Yaşlandırılmış alaşımların (a) % 1, (b) % 3.5, (c) % 7 ve (d) % 10 H ₂ SO ₄ çözeltisi içerisindeki ağırlık kaybı değerlerinin deney süresi ile değişimi.....	60
Şekil 7.4.	(a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların H ₂ SO ₄ çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozyon Direnci (RKD _{H2SO4}) değerlerinin Ni _{es} değeri ile değişimi.....	60
Şekil 7.5.	Döküm halindeki alaşımların (a) % 1, (b) % 3.5, (c) % 7 ve (d) %10 FeCl ₃ çözeltisi içerisindeki ağırlık kaybı değerlerinin deney süresi ile değişimi.....	62
Şekil 7.6.	Yaşlandırılmış alaşımların (a) % 1, (b) % 3.5, (c) % 7 ve (d) % 10 FeCl ₃ çözeltisi içerisindeki ağırlık kaybı değerlerinin deney süresi ile değişimi.....	63
Şekil 7.7.	(a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların FeCl ₃ çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası belirlenen Rölatif Korozyon Direnci (RKD _{FeCl3}) değerlerinin Ni _{es} değeri ile değişimi.....	63
Şekil 7.8.	(a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların metal-metal aşınma deneyi sonrası elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin deney yükü ile değişimi.....	66
Şekil 7.9.	Metal-metal aşınma deneyleri sonrası incelenen alaşımlara ait aşınma mekanizması haritası.....	67
Şekil 7.10.	(a) 13.3 N ve (b) 40 N yük altında yapılan metal-metal aşınma deneyleri sonrası A1 alaşımının aşınmış yüzeyden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.....	68

Şekil 7.11. (a) 13.3 N ve (b) 40 N yük altında yapılan metal-metal aşınma deneyleri sonrası A4 alaşımının aşınmış yüzeyden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.....	68
Şekil 7.12. (a) 6.7 N, (b) 13.3 N, (c) 26.7 N ve (d) 40 N'da yapılan metal-metal aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_M) $Ni_{eş}$ değeri ile değişimi.....	69
Şekil 7.13. (a) 6.7 N, (b) 13.3 N, (c) 26.7 N ve (d) 40 N'da yapılan metal-metal aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_M) sertlik ile değişimi.....	70
Şekil 7.14. (a) 6.7 N, (b) 13.3 N, (c) 26.7 N ve (d) 40 N'da yapılan metal-metal aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_M) darbe enerjisi ile değişimi.....	71
Şekil 7.15. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin deney sıcaklığı ile değişimi.....	72
Şekil 7.16. (a) oda sıcaklığı, (b) 150°C, (c) 300°C, (d) 450°C ve (e) 600°C'de yapılan metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_A) $Ni_{eş}$ değeri ile değişimi.....	75
Şekil 7.17. (a) Oda sıcaklığı ve (b) 600°C sıcaklık altında yapılan metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası A1 alaşımının aşınmış yüzeyden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.....	76
Şekil 7.18. (a) Oda sıcaklığı ve (b) 600°C sıcaklık altında yapılan metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası A4 alaşımının aşınmış yüzeyden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.....	76
Şekil 7.19. Oda sıcaklığında yapılan metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_A) (a) sertlik ve (b) darbe enerjisi ile değişimi.....	77
Şekil 7.20. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen aşınma iz alanlarının kayma hızı ile değişimi.....	78
Şekil.7.21. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_{IG}) $Ni_{eş}$ değeri ile değişimi.....	79
Şekil 7.22. (a) A1, (b) A2, (c) A3 ve (d) A4 alaşımlarının kararlı durum sürtünme katsayısının kayma hızı ile değişimi.....	79
Şekil 7.23. (a) 26 mm/s, (b) 55 mm/s ve (c) 87 mm/s kayma hızlarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_{IG}) sertlik ile değişimi.....	81

Şekil 7.24. (a) 26 mm/s, (b) 55 mm/s ve (c) 87 mm/s kayma hızlarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_{IG}) darbe enerjisi ile değişimi.....	82
Şekil 7.25. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen izin aşınmış yüzey sertliğinin $Ni_{eş}$ değeri ile değişimi.....	83
Şekil 7.26. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların NaCl çözeltisi içerisinde ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen aşınma iz alanının NaCl konsantrasyonu ile değişimi.....	84
Şekil 7.27. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozyon Aşınma Direncinin ($RKAD_{NaCl}$) $Ni_{eş}$ değeri ile değişimi.....	85
Şekil 7.28. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozyon Aşınma Direncinin ($RKAD_{NaCl}$) sertlik ile değişimi.....	85
Şekil 7.29. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozyon Aşınma Direncinin ($RKAD_{NaCl}$) darbe enerjisi ile değişimi.....	86
Şekil 7.30. (a) A1, (b) A2, (c) A3 ve (d) A4 alaşımlarının NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin çözelti konsantrasyonu ile değişimi.....	87
Şekil 7.31. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen aşınma iz alanının H_2SO_4 konsantrasyonu ile değişimi.....	88
Şekil 7.32. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde Rölatif Korozyon Aşınma Değerinin ($RKAD_{H_2SO_4}$) $Ni_{eş}$ değeri ile değişimi.....	88
Şekil 7.33. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde Rölatif Korozyon Aşınma Değerinin ($RKAD_{H_2SO_4}$) sertlik ile değişimi.....	89
Şekil 7.34. (a) Döküm hali ve (b) yaşlandırılmış alaşımların H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde Rölatif Korozyon Aşınma Değerinin ($RKAD_{H_2SO_4}$) darbe enerjisi ile değişimi.....	89

Şekil 7.35. (a) A1, (b) A2, (c) A3 ve (d) A4 alaşımlarının H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin H_2SO_4 konsantrasyonu ile değişimi.....	91
Şekil 7.36. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların $FeCl_3$ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen aşınma iz alanının $FeCl_3$ konsantrasyonu ile değişimi.....	92
Şekil 7.37. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların $FeCl_3$ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozyon Aşınma Direncinin ($RKAD_{FeCl_3}$) Ni_{cs} değeri ile değişimi.....	93
Şekil 7.38. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların $FeCl_3$ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozyon Aşınma Direncinin ($RKAD_{FeCl_3}$) sertlik ile değişimi.....	94
Şekil 7.39. (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların $FeCl_3$ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozyon Aşınma Direncinin ($RKAD_{FeCl_3}$) darbe enerjisi ile değişimi.....	94
Şekil 7.40. (a) A1, (b) A2, (c) A3 ve (d) A4 alaşımlarının $FeCl_3$ çözeltisi içerisinde ileri-geri aşınma deneylerinden elde edilen kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin çözelti konsantrasyonu ile değişimi.....	95
Şekil A.1. İncelenen alaşımlarının mikroyapıları. (Dağlama reaktif oksalik asit).....	108
Şekil A.2. İncelenen alaşımların XRD paternleri (1-ferrit, 2-ostenit, 3- $M_{23}C_6$ ve 4- σ fazı).....	109
Şekil A.3. Yaşlandırılmış (a) A1, (b) A2, (c) A3 ve (d) A4 alaşımlarının sodyum siyanürle dağlanmış optik mikroskop görüntüleri.....	110
Şekil B.1. İncelenen alaşımların darbe deney numunelerinin kırılma yüzeylerine ait optik mikroskop görüntüleri.....	112
Şekil B.2. İncelenen alaşımların darbe deney numunelerinin kırılma yüzeylerine ait SEM görüntüleri.....	113
Şekil C.1. % 1 H_2SO_4 çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görüntüleri.....	115
Şekil C.2. % 10 H_2SO_4 çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görüntüleri.....	116

Şekil C.3.	% 1 FeCl ₃ çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	117
Şekil C.4.	% 10 FeCl ₃ çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görüntümleri.....	118
Şekil D.1.	Metal-metal aşınma deneyleri sonrası aşınma yüzeyine ait optik mikroskop görüntümleri.....	120
Şekil D.2.	13.3 N deney yükünde metal-metal aşınma deneyine tabi tutulan numunelere ait aşınmış yüzeylerinin SEM görüntümleri ve EDS analizleri.....	121
Şekil D.3.	40 N deney yükünde metal-metal aşınma deneyine tabi tutulan numunelere ait aşınmış yüzeylerinin SEM görüntümleri ve EDS analizleri.....	122
Şekil D.4.	Metal-metal aşınma deneylerine tabi tutulan numunelere ait aşınma yüzey altı optik mikroskop görüntümleri.....	123
Şekil E.1	Metal-abrasif aşınma deneylerine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeyine ait optik mikroskop görüntümleri.....	125
Şekil E.2.	Metal-abrasif aşınma deneylerine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeyine ait SEM görüntümleri.....	126
Şekil E.3.	Metal-abrasif aşınma deneylerine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzey altına ait optik mikroskop görüntümleri.....	127
Şekil F.1.	Kuru ortam koşullarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görüntümleri.....	129
Şekil F.2.	Kuru ortam koşullarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntümleri.....	130
Şekil F.3.	Kuru ortam koşullarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM görüntümleri.....	131
Şekil F.4.	Kuru ortam koşullarında 87 mm/s kayma hızında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası Al ₂ O ₃ topta oluşan izin optik mikroskop görüntümleri.....	132
Şekil F.5.	Döküm halindeki alaşımlarının kuru ortam koşullarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	133

Şekil F.6.	Yaşlandırılmış alaşımlarının kuru ortam koşullarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	134
Şekil G.1.	Saf su içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görüntümleri.....	136
Şekil G.2.	NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görüntümleri.....	137
Şekil G.3.	H ₂ SO ₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görüntümleri.....	138
Şekil G.4.	FeCl ₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görüntümleri.....	139
Şekil G.5.	Saf su içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntümleri	140
Şekil G.6.	NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında döküm halindeki alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntümleri	141
Şekil G.7.	NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında yaşlandırılmış alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntümleri	142
Şekil G.8.	H ₂ SO ₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında döküm halindeki alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntümleri.....	143
Şekil G.9.	H ₂ SO ₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında yaşlandırılmış alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntümleri.....	144
Şekil G.10.	FeCl ₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında döküm halindeki alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntümleri	145
Şekil G.11.	FeCl ₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında döküm halindeki alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntümleri	146
Şekil G.12.	Saf su içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM görüntümleri.....	147

Şekil G.13. % 10 NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM görüntümleri.....	147
Şekil G.14. % 10 H ₂ SO ₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM görüntümleri.....	148
Şekil G.15. % 10 FeCl ₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM görüntümleri.....	148
Şekil G.16. Saf su içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	149
Şekil G.17. % 10 NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	150
Şekil G.18. % 10 H ₂ SO ₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	151
Şekil G.19. % 10 FeCl ₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.....	152

YÜKSEK KROM VE NİKELLİ ÇELİKLERİN AŞINMA DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

ÖZET

Bu çalışmada, % 0.4 mertebesinde C içeren, yüksek Cr ve Ni'li (sırasıyla % 18-27 ve % 5-20) çeliklerin mekanik ve korozyon özellikleri ile aşınma direncine bileşimin (Ni içeriği) ve ısıtıl işlemin (yaşlandırma ısıtıl işlemi) etkisi incelenmiştir. İncelenen çeliklerin yaşlandırma işlemi, birbirini takip eden iki adımda uygulanmıştır. Birinci adımda, çelikler 1200°C'de 6 saat tutulmuş ve ardından su verilmiştir. İkinci adımda 750°C'de 18 saat yaşlandırılmış ve havada soğutulmuştur. Bu çalışma kapsamında, söz konusu çeliklerin mikroyapısal karakterizasyonu, mekanik deneyleri, korozyon deneyleri, kuru ortam ve koroziv ortam aşınma deneyleri yapılmıştır.

Mikroyapısal karakterizasyon, mikroyapı incelemeleri ve x-ışını difraksiyonu analizleri ile gerçekleştirilmiştir. Mekanik özellikler, sertlik ölçümü ve oda sıcaklığında darbe deneyleri ile belirlenmiştir. Korozyon deneyleri, konsantrasyonu % 1-10 arasında değişen NaCl, H₂SO₄ ve FeCl₃ çözeltileri içerisinde belirli boyutlardaki numuneler daldırarak yapılmış ve sonuçlar numunelerin ağırlık kayıpları ölçülerek değerlendirilmiştir.

İncelenen çeliklerin aşınma davranışları, metal-metal, metal-abrasif ve ileri-geri aşınma deneyleri ile belirlenmiştir. Metal-metal aşınma deneyleri M2 kalite takım çeliğinden yapılmış disk üzerinde numunelere 6.7 N ile 40 N arasında değişen 4 farklı yük uygulayarak normal atmosferik koşullarda gerçekleştirilmiştir. Metal-abrasif aşınma deneyleri oda sıcaklığı ile 600°C arasındaki çeşitli sıcaklıklarda 40 N yük altında 125 µm boyuta sahip abrasiv Al₂O₃ taneleri üzerinde yapılmıştır. Metal-metal ve metal-abrasif aşınma deneylerinde 4 mm çapında numuneler kullanılmış ve deney sonuçları ağırlık kaybına göre değerlendirilmiştir. İleri-geri aşınma deneyleri, ASTM G 133 standardına göre dizayn edilmiş aşınma test cihazında, normal atmosferik koşullarda ve konsantrasyonu % 0-10 arasında değişen 3 farklı çözeltide (NaCl, H₂SO₄ ve FeCl₃) gerçekleştirilmiştir. Normal atmosferik koşullarda yapılan aşınma deneyleri süresince 10 mm çapında Al₂O₃ bilya ile numuneler üzerine 9 N yük uygulanmış olup, deneyler 3 farklı hızda (26 mm/s, 55 mm/s ve 87 mm/s) yapılmıştır. Koroziv aşınma deneyleri, 3 N yük altında ve 26 mm/s kayma hızında gerçekleştirilmiştir. Deney sonrasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izleri profilometre cihazında belirlenmiş ve aşınma miktarı mm² cinsinden aşınma iz alanı (alan kaybı) olarak değerlendirilmiştir.

Mikroyapısal çalışmalar, incelenen çelikler arasında en düşük Ni_{eq} değerine sahip olan çeliğin (% 14.9) ferritik, diğerlerinin (Ni_{eq} % 19.8-31.5) ise ostenitik matrise sahip olduğunu ortaya çıkarmıştır. Gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış çeliklerde mikroyapıda bulunan baskın karbür Cr₂₃C₆ olarak belirlenmiştir.

Yaşlandırma ısı işlemleri ile % 23.6 ve % 31.5 Ni_{es} değerine sahip ostenitik matrisli çeliklerin mikroyapısında sigma fazı çökelmiştir.

Gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış durumda çeliklerin sertliği, Ni_{es} değerinin artması ile azalmıştır. Yaşlandırma ısı işlemleri sertliği olumlu yönde etkilemiştir. En yüksek darbe enerjisi, Cr içeriği en düşük (% 20.3) olan, % 19.8 Ni_{es} değerine sahip çelikte elde edilmiştir. Çeliğin tokluğu yaşlandırma ısı işlemleri ile azalmıştır.

İncelenen çeliklerin NaCl çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri, en düşük Cr içeriğine sahip (% 19.8 Ni_{es}) çelik hariç tutulacak olursa, diğer çeliklerde ölçülebilir ağırlık kaybı meydana gelmediğini ortaya çıkarmıştır. H₂SO₄ ve FeCl₃ çözeltilerinde incelenen çeliklerin korozyon dirençleri çözelti konsantrasyonunun artması ile azalmıştır. Döküm halindeki çeliklerin Ni_{es} değeri artarken, düşük H₂SO₄ ve FeCl₃ (% 1-3.5) çözeltileri içerisinde korozyon direnci azalmış, yaşlandırılmış çeliklerin ise tüm konsantrasyonlarında korozyon direnci artmıştır. Düşük Ni_{es} değerine (% 14.9) sahip çeliklerin korozyon direnci uygulanan yaşlandırma ısı işlemleri ile azalırken, % 23.58 ve % 31.5 Ni_{es} değerine sahip çeliklerin korozyon direnci yaşlandırma ısı işlemleri ile artmıştır.

Metal-metal aşınma deneylerinde, deney basıncının çeliğin sertliğine bölünmesiyle hesaplanan normalize basınç, 8×10^{-3} 'den küçük olduğu durumlarda oksitlenmeli aşınma, büyük olduğu durumlarda şiddetli aşınma etkin mekanizmadır. Oksitlenmeli aşınma koşullarında aşınma direnci Ni_{es} değeri ve tokluğunun azalması ve sertliğin artması ile artmıştır. Şiddetli aşınma koşullarında aşınma direnci kimyasal bileşim (Ni_{es} değeri) ve mekanik özelliklerden (sertlik ve darbe enerjisi) bağımsızdır.

Metal-abrasif aşınma deneylerinde deney sıcaklığının artması ile aşınma direnci azalmıştır. Ostenitik matrise sahip yaşlandırılmış çelikler yüksek sıcaklıklarda döküm halindeki çeliklerden daha düşük aşınma direnci sergilemiştir. Döküm halindeki çeliklerin yüksek sıcaklık abrasif aşınma direnci belirli Ni_{es} değerine kadar artmakta (% 23.6), daha yüksek Ni_{es} değerinde ise sabit kalmaktadır. Yaşlandırılmış çeliklerde ise Ni_{es} değerinin artması ile aşınma direnci azalmaktadır.

Normal atmosferik koşullarda döküm halindeki çeliklerde ileri-geri aşınma direnci, Ni_{es} değerinin ve kayma hızının artması ile artarken yaşlandırılmış çeliklerin aşınma direnci gerek kayma hızından ve gerekse Ni_{es} değerinden bağımsızdır.

NaCl, H₂SO₄ ve FeCl₃ çözeltileri içerisinde yapılan korozif aşınma deneylerinde Ni_{es} değerinin ve çözelti konsantrasyonunun artması ile aşınma direnci azalmıştır. Yaşlandırılmış çelikler döküm haline nazaran daha yüksek korozif aşınma direnci göstermiştir. NaCl ve H₂SO₄ çözeltileri içerisinde yaşlandırma işleminin olumlu etkisi daha belirgindir.

INVESTIGATION OF WEAR BEHAVIOUR OF HIGH CHROMIUM AND NICKEL STEELS

SUMMARY

In this thesis, the effect of composition (Ni content) and heat treatment (aging) on the mechanical and corrosion properties and wear resistance of high Cr (18-27 %) and Ni (5-20 %) steels containing 0.4 % C were investigated. Aging procedure was consisted of two sequential steps. In the first step steels were water quenched after holding at 1200°C for 6 h. In the second step, they were aged at 750°C for 18 h and cooled in air. As-cast and aged steels were then subjected to microstructural characterization tests, mechanical tests, corrosion tests and wear tests.

Microstructural characterizations of the steels were made by microscopic examinations and x-ray diffraction analysis. Room temperature mechanical properties of the steels were determined by hardness measurements and charpy impact tests. Corrosion tests were performed by suspending the samples into the solutions of 1-10 % NaCl, 1-10 % H₂SO₄ and 1-10 % FeCl₃. The results of the corrosion tests were evaluated according to weight loss method.

The sliding wear behavior of the investigated steels were examined by the metal-metal, metal-abrasive and reciprocating wear tests. Metal-metal wear tests were performed in normal atmospheric conditions (room temperature and 40-50 % humidity) on an unlubricated M2 quality tool steel (65 HRC) under four different test loads varied in between 6.7-40 N. Metal-abrasive wear tests were conducted at various temperature (25-600°C) by rubbing the samples on 125 µm abrasive Al₂O₃ grains under the test load of 40 N. Results of the metal-metal and metal-abrasive wear tests were evaluated according to the weight loss of the samples having 4 mm tip diameter. Reciprocating wear tests were conducted on a wear tester designed according to ASTM G 133 standard. Tests were made in normal atmospheric conditions and in corrosive solutions (0-10 % NaCl, 0-10 % H₂SO₄ and 0-10 % FeCl₃) under test loads of 9 N and 3 N, respectively, by rubbing a 10mm diameter Al₂O₃ ball on the surfaces of the samples. In normal atmospheric conditions wear tests were carried out at three different sliding velocities (26 mm/s, 55 mm/s and 87 mm/s). In corrosive solutions sliding velocity was 26 mm/s. After the wear tests wear tracks developed on the surfaces of the samples were examined by a profilometer and the results of the tests were quantified in units of mm² according to wear track area measurements.

Among the investigated steels, the matrix of the steel having Ni_{eq} value of 14.9 % was ferritic, while the matrix of others (Ni_{eq} values of 19.8 %-31.5 %) was austenitic. In both as-cast and aged conditions, the dominant carbide present in the

microstructures was Cr_{23}C_6 . Sigma (σ) phase appeared after aging in the microstructures of steels having 23.6 % and 31.5 % Ni_{eq} values.

Hardness survey of the as-cast and aged steels revealed decrease of hardness with increasing Ni_{eq} value. Aging improved the hardness. Maximum impact resistance (toughness) was obtained from the steel having 19.8 % Ni_{eq} value whose Cr content was the lowest (18 %). For a given Ni_{eq} value, toughness decreased upon aging in steels containing 25-27 % Cr

During corrosion tests of the examined steels in NaCl solution, no measurable weight loss was evident, with the exception of the steel containing the lowest Cr. Corrosion resistance of the investigated steels in the H_2SO_4 and FeCl_3 solutions decreased with increasing concentration of the solution. In low concentrations (1 % and 3.5 %) corrosion resistance of the as-cast steels decreased with increasing Ni_{eq} value and that of the aged steels increased with increasing Ni content in the entire concentrations. Corrosion resistance of the steels having 14.9 % and 19.8 % Ni_{eq} values decreased upon aging while that of the steels containing 23.6 % and 31.5 % Ni_{eq} increased with aging.

In the metal-metal wear tests, wear progressed by the oxidative mechanism when the normalized pressure value, which was defined by as the ratio of test pressure to the hardness of the material, was lower than 8×10^{-3} . At normalized pressure values higher than 8×10^{-3} the dominant mechanism was severe wear. In oxidative wear condition, wear resistance increased with decreasing Ni_{eq} value and toughness. Increasing hardness enhanced wear resistance. Under severe wear conditions chemical composition (Ni_{eq}) and mechanical properties (hardness and toughness) did not effect the wear resistance.

The metal-abrasive wear resistance of the investigated steels decreased with increasing test temperature. At a given temperature, wear resistance of the aged steels having austenitic matrix was lower than that of the as-cast steels. Wear resistance of the as-cast steels increased up to a certain Ni_{eq} value (23.6 %) and subsequently remained constant. Wear resistance of the aged steels decreased gradually with increasing Ni_{eq} value.

The increase of Ni content of the steels or sliding velocity of the reciprocating wear tester improved the wear resistance of the as-cast steels in the normal atmospheric conditions. However, the contributions of the composition and sliding velocity to the wear resistance were negligible for the aged steels.

Corrosion wear tests performed in the NaCl, H_2SO_4 and FeCl_3 solutions revealed that corrosive wear resistance of the examined steels decreased with increasing Ni_{eq} value and concentration of the solution. Aged steels exhibited better corrosive wear resistance than as-cast steels. The effect of aging on the corrosive wear resistance was more evident in NaCl and H_2SO_4 solutions when compared to FeCl_3 solution.

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Yüksek Cr ve Ni'li dökme çelikler; (a) yüksek sıcaklık, korozyon ve aşınma direnci, (b) eğilme, kırılma ve termal yorulma direnci ve (c) yüksek sürünme mukavemeti gerektiren mühendislik uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çeliklerin ticari kullanım alanlarına örnek olarak; ısıtılma fırınları, gaz türbinleri, uçak motorları, askeri ekipmanlar, petrol rafineri fırınları, petrokimyasal ekipmanlar, kimyasal proses ekipmanları, cam ve sentetik plastik üretim ekipmanları verilebilir.

Yüksek Cr ve Ni'li dökme çeliklerde % 15-30 arasında Cr, % 5-25 arasında Ni mevcuttur. Ana alaşım elementlerinden olan Cr, çeliğin korozyon direncini Ni ise yüksek sıcaklık direncini geliştirmektedir. Bu çeliklerin mikroyapısı, matris, karbür ve intermetaliklerden ibarettir. Çeliğin bileşime bağlı olarak matris, ostenitik ve/veya ferritik olabilir. Bileşimde bulunan Ni ostenitin, Cr ise ferritin kararlılığını artıran elementlerdir. Mikroyapıda bulunan karbürler, Cr'ca zengin olup, genellikle $M_{23}C_6$ tipindedir. Intermetalik olarak ise genellikle sigma (σ) fazı mikroyapıda bulunur.

Yüksek Cr ve Ni'li çelikler konusunda yapılan araştırmalar, çoğunlukla bu çeliklerin korozyon ve yüksek sıcaklık dirençleri ile sürünme mukavemetlerini kapsamaktadır. Literatürde, özellikle %20'den daha fazla Cr içeren dökme çeliklerin aşınma ve korozyon aşınma davranışları ile ilgili sınırlı sayıda çalışma mevcuttur. Aşınma ve korozyon aşınma çalışmaları, genellikle paslanmaz çelikler ve düşük alaşımlı Cr-Ni çelikleri ile ilgili olarak yapılmıştır.

Bu tez çalışmasında, Cr içeriği % 20-27 ve Ni içeriği % 5-20 arasında değişen, % 0.4 C'lu dökme çeliklerin farklı yöntemlerle aşınma direncine bileşimin (Ni içeriği) ve mikroyapının etkisi incelenmiştir. Bu amaçla çelikler, döküm halinde ve yaşlandırma işlemi sonrasında aşınma deneylerine tabi tutulmuşlardır. Aşınma deneyleri metal-metal, metal-abrazif ve ileri-geri aşınma deney cihazları ile kuru ortam

koşullarında ve korozyon çözeltileri içinde yapılmıştır. Kuru ortam koşullarında yapılan aşınma deneyleri oda sıcaklığı ile 600°C sıcaklık aralığında gerçekleştirilmiştir. Korozyon aşınma deneyleri ise konsantrasyonu % 0-10 arasında değişen NaCl, H₂SO₄ ve FeCl₃ çözeltileri içinde oda sıcaklığında yapılmıştır. Çalışma sonucunda “Aşınma direnci – Bileşim - Mikroyapı – Mekanik Özellik” ilişkileri kurulmuştur.



2. YÜKSEK KROM VE NİKELLİ DÖKME ÇELİKLERDE MİKROYAPININ GELİŞİMİ

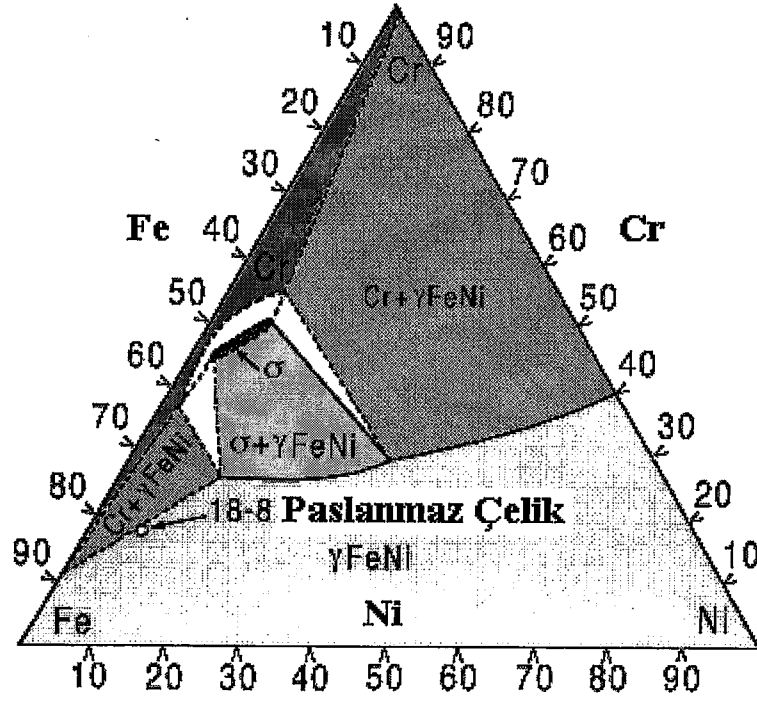
2.1. Giriş

Fe-Cr-Ni dökme çelikleri, en az üç temel alaşım elementi içerdiğinden, bu çeliklerin mikroyapısında bulunan fazlar, üçlü faz diyagramlarından çıkartılabilir (Şekil 2.1). Ancak faz diyagramları, sadece denge koşullarını temsil etmekte olup, mikroyapı hakkında sınırlı bilgiler vermektedir. Bu nedenle Fe-Cr-Ni çeliklerinin oda sıcaklığındaki mikroyapı bileşenlerini belirlemede Schaeffler diyagramından (Şekil 2.2) faydalanılır. Orijinal Schaeffler diyagramının eksenlerinde sadece Ni ve Cr bulunmasına rağmen, modifiye edilmiş Schaeffler diyagramının eksenlerinde, diğer elementlerin etkisini de kapsayan nikel ve krom eşdeğerleri (sırasıyla $Ni_{eş}$ ve $Cr_{eş}$) bulunur [1,2]. Günümüzde, özellikle paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesindeki mikroyapıyı belirlemede Schaeffler diyagramı yerine WRC 1992 diyagramı olarak bilinen ve eksenlerinde $Ni_{eş}$ ve $Cr_{eş}$ değerleri bulunan Şekil 2.3.'deki diyagram kullanılmaya başlanmıştır. Paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesindeki mikroyapıyı belirlemede WRC 1992 diyagramı, Schaeffler diyagramına göre daha hassas ve hata oranı daha düşüktür [3].

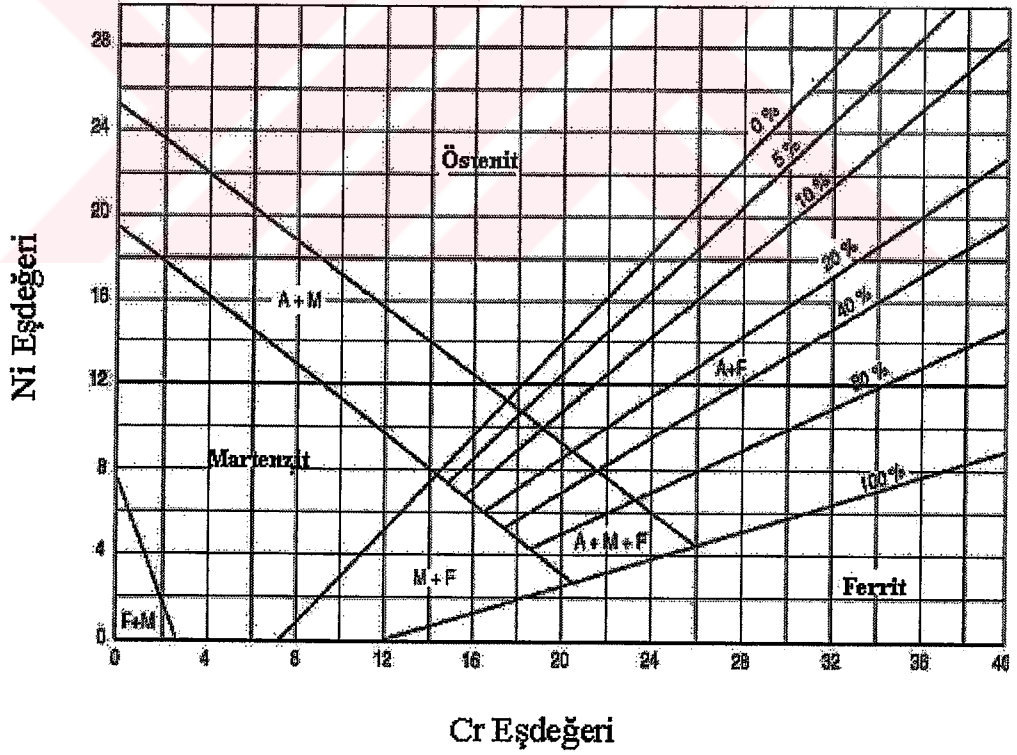
Fe-Cr-Ni dökme çeliklerin mikroyapısında matris ve karbür fazlarının yanı sıra intermetaliklerde yer almakta olup, mikroyapı bileşenleri aşağıda tanıtılmıştır.

2.2. Matris

Yüksek Cr ve Ni'li dökme çeliklerin matris yapısı bileşime bağlı olarak, ostenitik ve/veya ferritiktir. Ana alaşım elementi olan Cr, Şekil 2.4a'daki ikili Fe-Cr faz diyagramında da görüldüğü gibi ferrit sahasını genişletirken, Ni ise Fe-Ni faz diyagramındaki (Şekil 2.4b) ostenit sahasını genişletmektedir. Bunların yanı sıra, Zr,



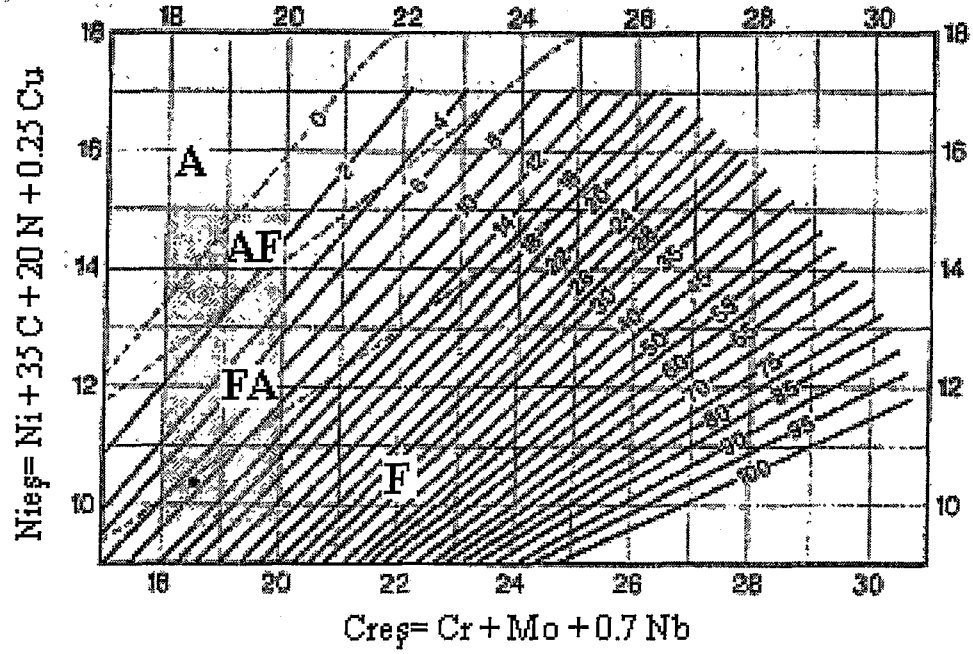
Şekil 2.1 Fe-Cr-Ni üçlü faz diyagramı [1].



Şekil 2.2 Modifiye edilmiş Schaeffler diyagramı: [2]

$$Ni_{cs} = \%Ni + 30.\%C + 0.5.\%Mn + 11.5.\%N$$

$$Cr_{cs} = \%Cr + \%Mo + 1.5.\%Si + 2.\%Nb + 3. \%Ti$$



Şekil 2.3 WRC 1992 diyagramı. A bölgesi ostenit, AF bölgesi ostenit ve bir miktar ferrit (özellikle yüksek Ni_{eq}), FA bölgesi ferrit ve bir miktar ostenit (özellikle yüksek Cr_{eq}) ve F bölgesi de ferriti göstermektedir [3].

Ti, Sn, P, V, Nb, W, Mo, Al ve Si gibi alaşım elementleri ferritik matrisi, C, N, Mn, Cu ve Zn gibi alaşım elementleri ise ostenitik matrisi kararlı hale getirmektedir

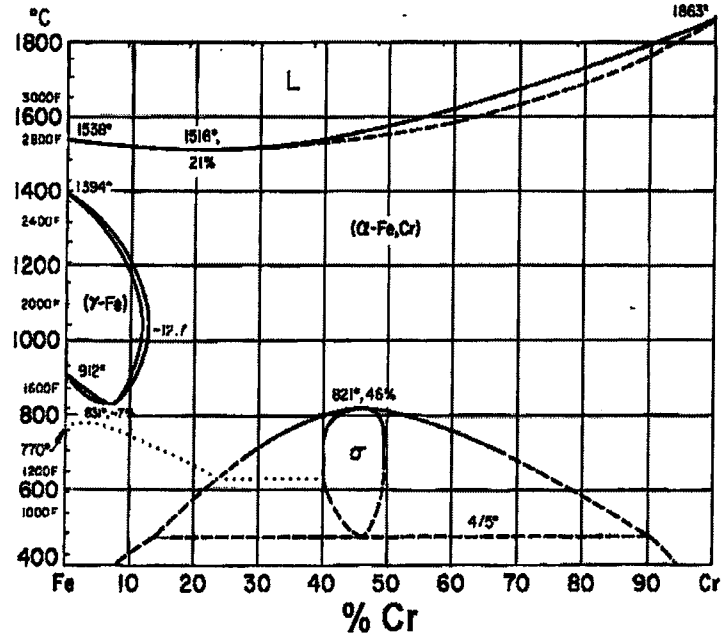
Matrisin ostenitik ve/veya ferritik olduğu çeliğin Cr_{eq} değerinin Ni_{eq} değerine bölünmesiyle elde edilen değerden tahmin edilebilir;

$Cr_{eq} / Ni_{eq} = 1.0 - 1.3$ ise, matris tümüyle ostenitik

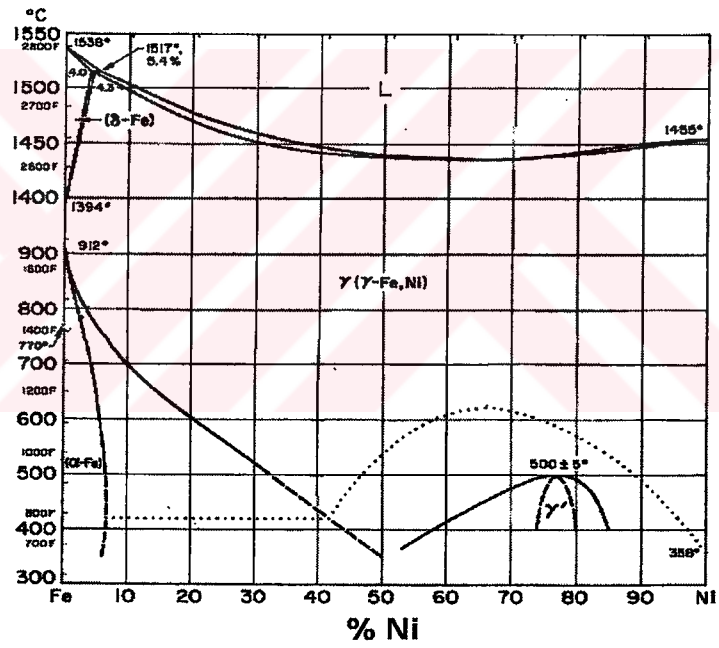
$Cr_{eq} / Ni_{eq} = 1.3 - 1.6$ ise, matris ostenitik ve az bir miktar ferritik

$Cr_{eq} / Ni_{eq} = > 1.8$ ise, matris hemen hemen ferritik ve az miktar dönüşmemiş osteniktir [4].

Ferritik matrisli çelikler düşük soğuk şekillendirme kabiliyetine sahip olup, yüksek sıcaklık mukavemeti düşüktür ve kırılganlığa karşı hassastır. Nispeten yüksek servis sıcaklıklarında tokluk daha yüksektir. Sıcak şekillendirme veya yüksek sıcaklıklarda tavlama işlemleri sırasında meydana gelen tane büyümesine karşı çok duyarlı olan ferritik matrisli çeliklerde tane büyümesine olan eğilim şekillendirme işlemi sırasında problemler yaratır. Bu çelikler nötr ve oksitleyici ortamlarda kükürte karşı iyi direnç gösterirken, redükleyici ve karbürleyici ortamlarda hasara uğramaktadır.



(a)



(b)

Şekil 2.4 (a) Fe-Cr ve (b) Fe-Ni ikili diyagramı [5].

Yüksek kalite gerektiren uygulamalarda, bileşiminde % 15-30 arasında Cr ve %5-25 arasında Ni bulunan ostenitik matrisli çelikler kullanılmaktadır. Ostenitik matrisli çelikler soğuk ve sıcak şekillendirme işlemlerine uygun olup, yüksek sıcaklık dayanımları ferritik matrisli çeliklerden daha fazladır. Soğuk işlem koşullarında yapılan deformasyon etkisi ile matris kısmen martensite dönüşebilir. Bu çelikler aynı zamanda daha yüksek ısıl genleşme katsayısına, daha düşük ısıl iletkenliğe ve de

daha yüksek oksidasyon ve korozyon direncine sahiptirler. Kükürt bileşiklerine karşı oldukça hassas olmalarına rağmen C ve N difüzyonuna karşı iyi bir dirence sahiptirler ve artan Ni içeriği ile birlikte bu özellik gelişir. Geniş sıcaklık aralıklarında mikroyapının yüksek kararlılığı ve mekanik yüklemeler altında yüksek dayanım göstermeleri % 30'dan fazla Ni içeren çeliklerin genel karakteristiğidir. Ostenitik matrisli çeliklerde C ve N gibi küçük arayer atomlarının bulunması ile oluşan küçük çökeltiler sürünme direncini artırır. Ancak, N ve C içeriğinin belirli bir değerin üzerinde olması halinde, oda sıcaklığındaki tokluk ve sürünme direnci azalmaktadır. Bu nedenle yüksek sıcaklıklarda kullanılan ostenitik çeliklerde N içeriği % 0.15'ten az olmalıdır. Bileşimde % 2-4 aralığında Mo bulunması çeliğin oyuklanma korozyon direncini geliştirir, ancak katı eriyik sertleşme etkisini düşürür. %6 Mo'li çelikler süper ostenitik çelikler olarak da bilinmektedir. Bu çeliklerde maksimum Si içeriği % 1'dir. Si içeriği % 5 civarında olduğunda çeliğin nitrik asit içindeki korozyon direnci gelişir [1-10].

2.3. Karbürler

Ostenitik matris içinde karbürlerin homojen olarak dağılması çeliğin yüksek sıcaklık mukavemetini arttırmaktadır. Bu nedenle demir esaslı ısıya dayanıklı alaşımların C içeriği yüksektir. Bazı karbürler, C içeriği % 0.20'nin üzerinde olan çeliklerin mikroyapılarında oluşmaktadır. Soğuk işlem ile şekillenen ostenitik çeliklerde genellikle % 0.25 civarında C bulunurken döküm yöntemiyle şekillenen ostenitik çeliklerde C miktarı % 0.75 değerine kadar çıkmaktadır.

Yüksek Cr ve Ni'li çeliklerin döküm yapısında önemli segregasyonlar gelişir. Hem döküm şartlarında hem de ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklardan yapılan hızlı soğutmada karbonun çoğu aşırı doymuş katı eriyik içinde kalır. Ardından yapılan yeniden ısıtma işlemi (yaşlandırma) ile karbürler çökeler. Yeniden ısıtma sıcaklığı düşük ise, reaksiyon yavaş ve çökelen karbürler daha incedir. Bu karbürler sürünme mukavemetini artırır ve sünekliği azaltır

Yüksek Cr ve Ni'li dökme çeliklerin mikroyapıları belirli sıcaklıklara kadar yapılan yeniden ısıtma işlemi ile değiştirilebilmektedir. Çökelmiş karbür içeren çeliklere 980°C ila 1200°C arasında uygulanan yeniden ısıtma işlemi, matriste bulunan

karbürleri büyütür ki bu durum sürtünme mukavemetini azaltır ve sünekliği artırır. 1100°C'nin üzerindeki sıcaklıklar, çoğu karbürlerin çözünmesi veya küreselleşmesi sebebiyle mukavemetin düşmesine neden olur. 1100°C'nin üzerindeki servis şartları için W içeren Fe-Ni-Cr çelikleri geliştirilmiş olup, tungsten karbürler aynı sıcaklıktaki krom karbürlerden daha kararlıdır. 760°C gibi düşük sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemi karbürlerin mikroyapıda üniform olarak dağılmasına ve böylece yüksek bir mukavemet seviyesinin elde edilmesine sebep olmaktadır.

Süneklik genellikle çeliğin mukavemetinin artması ile azalır. Sertleştirme işlemi sırasında karbürlerin tane sınırında çökmesi önlenabilirse sertlikle beraber süneklik de geliştirilebilir. Tane sınırlarına çökelen karbür ağları gevreklemeye neden olmaktadır ve genellikle yüksek karbon içeren veya yüksek sıcaklıktan yavaşça soğutulan çeliklerde oluşur.

Fe-Cr-Ni dökme çeliklerinde oluşabilecek karbürler; MC, $M_{23}C_6$, M_6C ve M_7C_3 tipi karbürlerdir. Tablo 2.1'de söz konusu karbürlerin kristallografik özellikleri verilmiştir. Çökme yerine bağlı olarak, bu karbürlerin etkileri farklıdır; (a) tane sınırlarında çökelen karbürler, tane sınırı mukavemetini artırıp tane sınırlarının kaymasını geciktirir, (b) matris içine çökelen karbürler matris mukavemetini geliştirir. Yüksek Cr ve Ni'li çeliklerde $M_{23}C_6$ tipi karbür çöktirileri yaygın olarak görülmektedir. Ti, Nb ve V gibi alaşım elementleri MC tipi, Mo ise M_6C tipi karbürlerin çökmesini teşvik etmektedir [11-14].

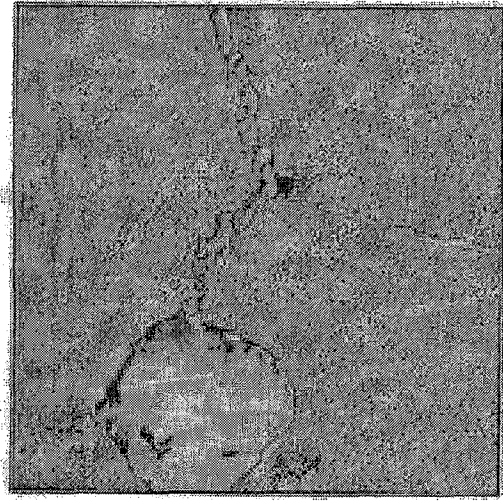
Tablo 2.1 Yüksek Cr ve Ni'li çeliklerde görülebilecek karbürlerin kompozisyonları ve kristal yapıları [1].

Karbür	Kristal Yapı	Atom/hücre	Latis Parametresi	İçerdiği Metalik Elementler	Görüldüğü Malzemeler
$M_{23}C_6$	YMK	116	$a=1.057-1.068$	Cr,Fe,Mo,Ni	Tüm Paslanmaz Çelikler
MC	YMK	8	$a=0.4131-0.4698$	Ti,Nb,V,Zr	AISI321, AISI347
M_6C	YMK	112	$a=1.085-1.128$	Fe,Mo,Cr	AISI316, AISI316L
M_7C_3	Pseodo HSP	40	$a=0.6926-0.6963$, $c=0.4541-0.4511$	Cr,Fe,	HH40, HK40, HP40

2.3.1. $M_{23}C_6$ Tipi Karbürler

$M_{23}C_6$ tipi karbürler, 1933 yılında Westgren tarafından doğru kompozisyonunun ($Cr_{23}C_6$) bulunmasına kadar Cr_4C olarak bilinmiştir. Bu karbürler yüzey merkezli kübik yapıdadır ve Fe, Cr, Ni, Mo alaşım elementlerinin bulunması durumunda gözlenen karbür tipidir. Geçirimli Elektron Mikroskobu (TEM) ile elde edilen karakteristik difraksiyon paternlerinden belirlenen latis parametresi ostenitin üç katıdır. Mo içeriği latis parametresini artırırken Fe içeriği azaltmaktadır. Karbürlerdeki Ni içeriği normalde % 5 ten daha azdır ve nikelin latis parametresine etkisinden bahsedilmemiştir. Goldschmit'e göre $Cr_{23}C_6$ tipi karbür teorik olarak % 35 in üzerinde metalik elementleri çözebilir. Philibert ve arkadaşları % 18 Cr, % 8 Ni içeren çeliklerde $750^{\circ}C$ 'de kısa süreli ısıtılma sonrası oluşan karbürün yapısında % 45'in üzerinde Fe bulmuşlardır. Aynı sıcaklıkta 24 saatlik ısıtılma sonrası Fe içeriği % 24'e düşmüştür. Da Casa ve arkadaşları da, benzer sonuçlar rapor etmişlerdir [1,12-16].

$M_{23}C_6$ tipi karbürlerin oluşacağı en uygun yerler tane sınırları, uyumlu ve uyumsuz ikiz sınırları ve tane içindeki dislokasyonlardır. Şekil 2.5'de görüldüğü gibi bu karbürler disk şeklinde ve düzenli geometrik formlarda gözlenmelerine rağmen düzensiz, süreksiz ve bloksal partiküller şeklinde de olabilirler.



Şekil 2.5 Ni esaslı bir çelikte gözlenen MC ve $M_{23}C_6$ tipi karbürler [12].

$M_{23}C_6$ tipi karbürler, orta ve yüksek Cr içeriğine sahip çeliklerde, düşük ısıtım işlem sıcaklıklarında ve servis koşullarında (700-950°C), hem MC tipi karbürlerin çözünmesiyle ve hem de matris içerisinde bulunan serbest karbonun katkısıyla çökelmektedir. Yüksek çözeltiye alma sıcaklıkları çökelmeyi hızlandırır. Ayrıca soğuk işlem ve çözeltiye alma sonrası yapılan yaşlandırma ısıtım işlemleri de çökelti oluşumunu hızlandırır ve tane içinde uygun yerler oluşturur. $M_{23}C_6$ tipi karbürleri çözmek çok zordur ve uzun süre gerektirir.

$M_{23}C_6$ tipi karbürler, taneler arası korozyon duyarlılığı göz önüne alındığında istenilmezler. Ayrıca çeliğin sünekliğini ve tokluğunu düşürürler. Bununla birlikte, taneler arasında bulunan $M_{23}C_6$ tipi karbürler tane sınırlarının kaymasını daha zor hale getirir ve böylece sürünme direncini artırır.

2.3.2. MC Tipi Karbürler

MC tipi karbürler düşük karbon seviyelerinde, bileşimde Ti, Nb, V gibi elementlerin bulunması durumunda gözlenir ve kararlılığı yüksek karbürlerdir. MC tipi karbürlerin kararlılığını arttırmak için ilave edilen elementlerin amacı, $M_{23}C_6$ tipi karbürlerin oluşmasını engellemektir.

MC tipi karbürler yüzey merkezli kübik kristal yapısına sahiptir ve genellikle döküm sonrası soğuma esnasında oluşurlar. Mikroyapı içinde hem taneler arası hem de taneler boyunca, daha çok dendritler arasında heterojen bir şekilde dağılmışlardır. MC tipi karbürlerin matris ile çok az veya ihmal edilebilir düzeyde bir oryantasyon ilişkisi vardır. MC tipi karbürler, ısıtım işlem veya servis koşullarında oluşacak reaksiyonlarında ana karbon kaynağıdır.

2.3.3. M_6C Tipi Karbürler

M_6C tipi karbürler kompleks yüzey merkezli kübik kristal yapıya sahiptir. Bu karbürler yapıda Mo ve/veya W miktarının % 6-8 den yüksek olduğu durumlarda ve 815-980°C'lik sıcaklık aralığında oluşurlar. Tipik formülleri M_6C (M=Fe,Cr,Mo,W,Nb ve V) şeklindedir.

M_6C tipi karbürler birden fazla metalik element içerirler. En az üç tip atomun varlığı gerekir ve genellikle A_3B_3C A_4B_2C şeklinde gösterilir. Azot ilavesi M_6C tipi karbürlerin oluşumunu desteklerken $M_{23}C_6$ tipi karbürlerin oluşumunu zorlaştırır. Çünkü M_6C tipi karbürler $M_{23}C_6$ tipi karbürlerden daha fazla azot çözerler. Azot atomları latis içerisinde karbon atomları ile yer değiştirerek latis parametresini azaltır ve bu faz kararlıdır. Goldshmidt'in ortaya çıkardığı, Weis ve Sticler'in desteklediği gibi; yaşlandırma boyunca $M_{23}C_6$ tipi karbürler Mo absorbe ederler ve $M_{23}C_6$ tipi karbürdeki Mo sınırı aşılar. Böylece $M_{23}C_6$ — M_6C dönüşümü mümkün olur. Literatürde bu çeliklerdeki M_6C tipi karbürlerle ilgili olarak çok az bilgi bulunmaktadır. Çünkü Fe-Cr-Ni çeliklerinde M_6C tipi karbürler yoktur veya ihmal edilebilecek kadar azdır.

2.3.4. M_7C_3 Tipi Karbürler

M_7C_3 tipi karbürler sıkı paket hegzagonal kristal yapısına sahiptir. M_7C_3 ($M=Cr, Fe$) tipi karbürler yalnızca yüksek C/Cr oranlarına sahip çeliklerde gözlenir. Örneğin çeliğe uygulanan karbürizasyon işlemi boyunca yüzeyde M_7C_3 tipi karbürler oluşmaktadır. Karbürizasyon boyunca yüzeyden merkeze C bileşimi düştüğü için $M_{23}C_6$ / M_7C_3 oranı yükselir. M_7C_3 tipi karbürler, aynı zamanda yüksek Cr'li beyaz dökme demirlerin geleneksel ticari uygulamaları için son derece önemlidir. Çünkü yüksek abrasif aşınma direnci sağlamaktadırlar [1,12-16].

2.4. İntermetalikler

Fe-Cr-Ni çeliklerinde yaygın olarak oluşan intermetalik fazlar şunlardır; (a) Sigma fazı, σ , (b) Chi fazı, χ , ve (c) Laves fazı, η . Bunlar dışında G fazı, R fazı ve mu (μ) fazı gibi diğer intermetalik fazlar da literatürde belirtilmiştir.

2.4.1. Sigma Fazı

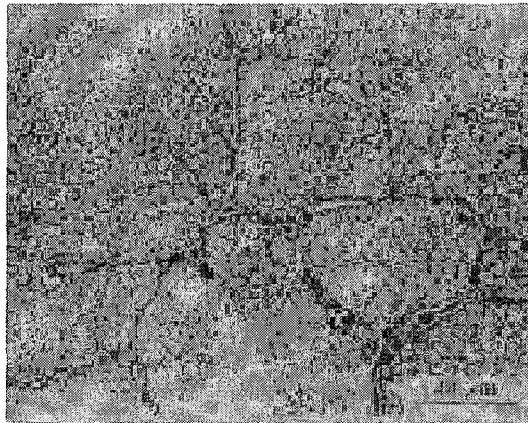
1927 de Bain ve Griffiths, Fe-Cr-Ni sisteminde sigma fazını bulmuşlar ve çok gevrek olduğundan "B bileşeni" olarak adlandırmışlardır. 1936 da Jett ve Foate, bu faza, sigma fazı adını koymuşlardır. 1951 de Bergman ve Shoemaker Fe-Cr sistemlerinde

sigma fazının kristallografik yapısını belirlemişler ve bu konuda çalışma yapmışlardır.

Sigma fazı; Fe-Cr, Fe-Mo, Fe-V, Fe-Mn gibi ikili, Fe-Cr-Ni, ve Fe-Cr-Mo gibi üçlü ve hatta Fe-Cr-Ni-Mo gibi dörtlü sistemlerde görülmüştür. Ostenitik çeliklerde sigma fazı çökeltileri 550-900°C sıcaklıklar arasında oluşmaktadır. Tipik bir sigma fazının kompozisyonu % 55 Fe, % 29 Cr, % 11 Mo ve % 5 Ni'dir ve yaklaşık olarak $(Fe, Ni)_3 (Cr, Mo)_2$ şeklinde gösterilebilir. Genellikle sigma çökeltileri tane sınırlarında özellikle üç bölümlü tane sınırı kavşaklarında ve uyumsuz ikiz sınırlarında görülmüştür (Şekil 2.6).

Sigma fazının çökmesi, çok yavaş bir kinetiğe sahiptir ve çökeltilerin oluşması çok uzun zaman almaktadır. Bunun üç nedeni vardır;

- a- Karbon ve azot, sigma fazında çözünmez (dolayısıyla sigma fazı normalde karbür ve nitrit çökeltileri oluşuktan sonra görülebilir),
- b- Ostenitten çok farklı ve kompleks kristal yapısı sebebiyle sigma fazının çekirdeklenmesi zordur,
- c- Sigma fazı yer alan elementlerce çok zengindir ve böylece çok uzun difüzyon süresine ihtiyaç vardır.



Şekil 2.6 AISI 316 çeliğinde 700 °C de yaşlandırma sonucu tane sınırlarında sigma fazının görünümü [1].

Soğuk işlem uygulanmış alaşımların yeniden kristalleşme tavlamasına tabi tutulması sigma fazı çökmesini hızlandırır. Çözeltiye alma sıcaklığının yükselmesi ve ısıtma işlemi boyunca delta ferritin oluşması sigma fazı çökeltilerinin oluşumu geciktirir. Bu durumda sigma fazının oluşumu yaşlandırma ısıtma işlemi ile de hızlandırılabilir [1,17,18].

2.4.2. Chi Fazı (χ)

Chi fazı ilk olarak Cr-Ni-Mo çeliklerinde Andrews tarafından bulunmuştur. Daha sonra Kasper, chi fazını $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ bileşimi ile tanımlamış ve kristal yapısı ile ilgili detaylı çalışmalar yapmıştır. Hughes ve Lievelyn, chi fazının Fe-Cr-Ni-Ti sisteminde de bulunduğunu tespit etmişlerdir. Okafor ve Carlson, chi fazının $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ ile $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_3\text{Ti}_7$ arasında gelişen geniş bir bileşime sahip olduğunu ve latis parametresinin düzenli bir şekilde arttığını göstermişlerdir. Genelde chi fazı elektron/atom oranı 6.3 ile 7.8 arasında olduğunda oluşmaktadır. Chi fazının çökeltme alanı sigma fazına göre oldukça sınırlıdır (600-900°C) ve Mo bileşimine bağlıdır

Chi fazının çökmesi M_6C karbürlerine benzer şekilde Mo ve/veya Ti varlığında meydana gelmektedir. Chi fazının kimyasal bileşimi sigma fazına benzerdir ancak sigma fazının aksine chi fazında C çözünebilmektedir. Chi fazının bu özelliği dolayısıyla geçmişte M_{18}C tipi karbürler şeklinde tanımlanmıştır. Chi fazı başlıca tane sınırları, uyumlu ve uyumsuz ikiz sınırları ve matris içerisindeki dislokasyonlarda çökeltmektedir.

Karbon çözebilme kabiliyeti ve kolay çekirdeklenmesi dolayısıyla sigma fazının oluşumundan önce Chi fazı meydana gelir. Çözeltiye alma sıcaklığının yükselmesi ile chi fazının çekirdeklenme hızının etkilenmediği gözlenmiştir. Ancak çeliğe uygulanan soğuk işlem chi fazının çekirdeklenmesini hızlandırır. Chi fazı ile ilgili yapılan çalışmalar sigma fazından daha azdır. Bununla birlikte chi fazının çeliğin özelliklerine zararlı olabileceğini de göz önünde tutulmalıdır [1].

2.4.3. Laves Fazı (η)

C14 ($MgZn_2$), C15 (Cu_2Mg) ve C36 ($MgNi_2$) olmak üzere üç çeşit laves fazı vardır. Ostenitik çeliklerde genellikle sıkı paket hegzagonal yapıya sahip $MgZn_2$ tipi laves fazı oluşur. Fe'de Zn gibi laves fazı oluşturmaktadır. Bu fazlar ilk olarak F. Laves tarafından bulunmuştur.

%2-3 Mo içeren ostenitik çeliklerde Fe_2Mo tipi laves fazı gözlenmiştir. Nb içeren ostenitik çeliklerin yaşlanması sırasında Fe_2Nb çökeltileri, ardı sıra önce tane sınırlarında, sonra uyumlu ve uyumsuz ikiz sınırlarında ve son olarak da tane içerisinde oluşmaktadır. Tane sınırı çökeltileri kaba, pürüzlü ve yuvarlak şekiller alabilir. Bunun aksine uyumlu ikiz sınırlarında hemen hemen sürekli çökelti filmleri kabalaşmaya karşı direnç gösterir [1].

2.4.4. Diğer İntermetalik Fazlar

Ostenitik çeliklerde G, R ve (μ) fazları σ , χ ve η fazlarına göre daha az karşılaşılan intermetalik fazlardır.

G fazı, $Ni_{16}Ti_6Si_7$, $Ni_{16}Nb_6Si_7$ veya $(Ni,Fe,Cr)_{16}(Nb,Ti)_6Si_6$ şeklinde meydana gelebilir. Kompleks bir yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir. G fazı; Fe - % 20 Cr - % 25 Ni - Nb gibi tümüyle ostenitik ve düşük karbonlu çeliklerde yüksek sıcaklıklarda yaşlandırma sırasında tane sınırlarında ve tane içinde çöker.

R fazı temelde Mo-Fe-Cr içerir ve kompleks bir sıkı paket hegzagonal yapıya sahiptir. R fazı, Fe - % 22Cr - % 8Ni - % 3Mo içeren dubleks paslanmaz çeliklerde ve Fe - % 3Mn - % 24Cr - % 22Ni - % 7.3Mo - % 0.5N kompozisyonuna sahip ostenitik çeliklerde gözlenmektedir.

Mu fazı (μ) Fe-Cr-Mo ve Fe-Cr-W üçlü sistemlerinde bulunmaktadır. Ancak çoğu ostenitik çeliklerin Mo ve/veya W içeriği mu (μ) fazını oluşturabilecek seviyede değildir. Mu fazının kimyasal bileşimi Fe-Mo ve Fe-W sistemlerinde sırasıyla Fe_7Mo_6 ve Fe_7W_6 şeklinde gösterilebilir [1].

3. YÜKSEK KROM VE NİKELLİ DÖKME ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI

3.1. Giriş

Yüksek Cr ve Ni'li dökme çelikler; (a) yüksek sıcaklık, korozyon ve aşınma direnci, (b) eğilme, kırılma ve termal yorulma direnci ve (c) sürünme mukavemeti gerektiren mühendislik uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu alaşımların ticari uygulamaları; ısıtım fırınları, gaz türbinleri, uçak motorları, askeri ekipmanlar, petrol rafineri fırınları, petrokimyasal ekipmanlar, kimyasal proses ekipmanları, cam ve sentetik plastik üretim ekipmanları şeklinde verilebilir.

Yüksek Cr ve Ni'li çeliklerin seçiminde önerilen yöntem, öncelikle çeliğin kullanılacağı servis koşullarında istenilen özelliğe sahip olup olmadığının belirlenmesidir. Örneğin yüksek sıcaklıkta kullanılacak bir çeliğin ısıya karşı dayanıklı olması ve kullanıldığı sıcaklıkta uzun süre mukavemetini kaybetmemesi gerekir. Malzeme seçiminde göz önünde bulundurulması gereken diğer bir faktör ise, çeliğin kullanıldığı sıcaklıkta kırılma eğiliminin en az olmasıdır. Ayrıca çeliklerden, kullanım süresince özelliklerini uzun süre koruması beklenir.

Yüksek Cr ve Ni'li çeliklerde korozyon ve oksidasyon direncini arttıran en önemli element Cr'dir. Bileşimde bulunan Cr, oksijenle birlikte yüzeyde oldukça yoğun ve kararlı bir krom-oksit tabakası oluşturur. Belirli bir sıcaklıkta yeterli oksidasyon ve korozyon direncini sağlamak için bileşimde yeterli miktarda Cr'nin bulunması gerekmektedir. Bileşimde bulunan Si, Al ve Ti gibi diğer elementler, Cr'nin etkinliğini artırırlar. Oksit tabakasının yüzeye bağlanma özellikleri ise Se ilavesi ile geliştirilir. Çeliğin yüzeyinde koruyucu oksit tabakası oluşmaması durumunda çelikte yüksek sıcaklıkta çevresel etkilerle oksidasyon başlar. Oksidasyonun kontrol altına alınamaması durumunda sürekli metal kaybı oluşur ve sonunda korozyona uğrayan çelik kullanılamaz duruma gelir. Bileşimde bulunan Ni ise, ostenitin kararlılığını

arttırmakta ve matriste daha fazla karbon çözünmesine neden olmaktadır. Bu da mikroyapıda karbür çökmesini azaltmaktadır [11,19-21].

Yüksek Cr ve Ni'li dökme çelikler içerdikleri Cr ve Ni miktarına göre, Fe-Cr, Fe-Cr-Ni ve Fe-Ni-Cr alaşımları şeklinde sınıflandırılabilir. Bu alaşımların kimyasal bileşimleri ve oda sıcaklığındaki tipik mekanik özellikleri Tablo 3.1'de görülmektedir.

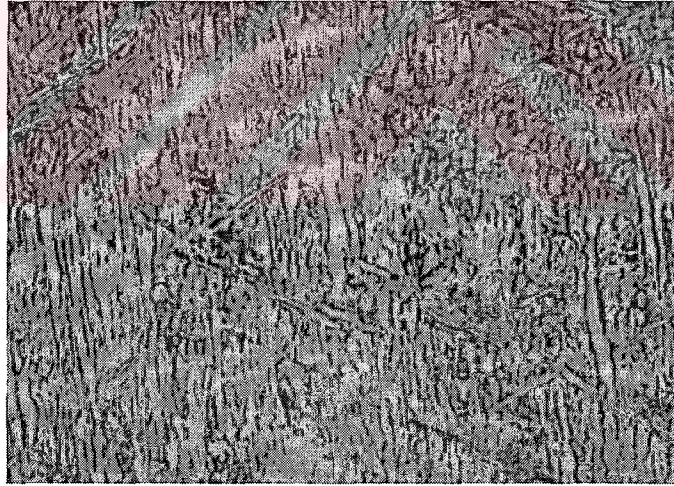
Tablo 3.1 Yüksek Cr ve Ni'li dökme çeliklerin kompozisyonları ve bazı mekanik özellikleri [11].

ACI Std.	Nomial Bileşim				Çekme Muk. (MPa)		Akma Muk.(MPa)		Sertlik(HB)	
	% C	% Cr	%Ni	%Si	Döküm	Yaşlandırılmış	Döküm	Yaşlandırılmış	Döküm	Yaşlandırılmış
Fe-Cr Çelikleri										
HA	0,2	8-10	---	1,0	-----	-----	-----	-----	-----	-----
HC	0,5	26-30	4	2,0	760	790	515	550	223	-----
HD	0,5	26-30	4-7	2,0	585	-----	330	-----	190	-----
Fe-Cr-Ni Çelikleri										
HE	0,2-0,5	26-30	8-11	2,0	620	655	310	380	200	270
HF	0,2-0,4	19-23	9-12	2,0	635	690	310	345	165	190
HH	0,2-0,5	24-28	11-14	2,0	550	635	275	310	180	200
HI	0,2-0,5	26-30	14-18	2,0	550	620	310	450	180	200
HK	0,2-0,5	24-28	18-22	2,0	515	585	345	345	170	190
HL	0,2-0,6	28-32	18-22	2,0	565	-----	360	-----	192	-----
Fe-Ni-Cr Çelikleri										
HN	0,2-0,6	19-23	23-27	2,0	470	-----	260	-----	160	-----
HP	0,3-0,7	24-28	33-37	2,0	490	-----	275	-----	170	-----
HT	0,3-0,7	13-17	33-37	2,5	485	515	275	310	180	200

3.2. Demir-Krom Alaşımları

Demir-krom alaşımları "sade Cr" alaşımları olarak da bilinmektedirler: Bu alaşımlar % 9-28 arası Cr içerirler ve bileşimlerinde çok az oranda Ni vardır veya hiç yoktur. Fe-Cr alaşımlarının bazı grupları aşağıda incelenmiştir.

HA alaşımları (%9 Cr-%1 Mo): HA alaşımlarının bileşiminde bulunan Cr, 650°C'de iyi oksidasyon direnci sağlar. Bileşimde bulunan Mo ise alaşımın mukavemetini arttırır. Cr içeriği arttırdığında (% 12-14 Cr) bu alaşım cam endüstrisinde de kullanılabilir. HA alaşımları, karbürlerin de yer aldığı ferritik matrisli mikroyapıya sahiptir. Bu alaşımların sertleşmesi 815°C'den havada soğutma ile gerçekleşebilir. Normalize edilmiş ve temperlenmiş durumlarda yeterli tokluğa sahiptirler. 9Cr –1Mo bileşimine sahip HA alaşımının mikroyapısı örnek olarak şekil 3.1'de verilmiştir. Bu alaşımda matris ignesel görünümlü ferritik olup, küresel karbürler yapıda dağınık bir şekilde bulunmaktadır. HA alaşımlarının genel uygulama alanları; pervane kanatları, fırın merdanesi, petrol rafineri endüstrisinde rafineri teçhizatları ve silindir yatağı şeklinde sıralanabilir.



x200

şekil 3.1 % 9 Cr ve % 1 Mo içeren HA alaşımının döküm yapısı [22].

HC alaşımları (%28 Cr): HC alaşımları ferritik matrise sahiptir. 1100°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda kükürt gazlarına ve oksidasyona dirençlidir. Bu alaşımının kullanıldığı mühendislik uygulamalarında mukavemet çok önemli değildir. Sünekliği ve tokluk oda sıcaklığında düşüktür. Bileşimindeki Ni miktarının düşük olması nedeniyle yüksek sıcaklıklardaki sürtünme mukavemeti de çok düşüktür. % 2'den

fazla Ni içeren HC alaşımlarında süneklik, darbe ve sürünme direnci daha yüksektir. HC alaşımlarının uygulama alanları; tuğla fırın parçaları, boru birleştirme halkaları, fırın ızgara çubukları, gaz çıkış taşıyıcıları, karıştırıcı bıçaklar ve tuz potaları şeklinde sıralanabilir [11].

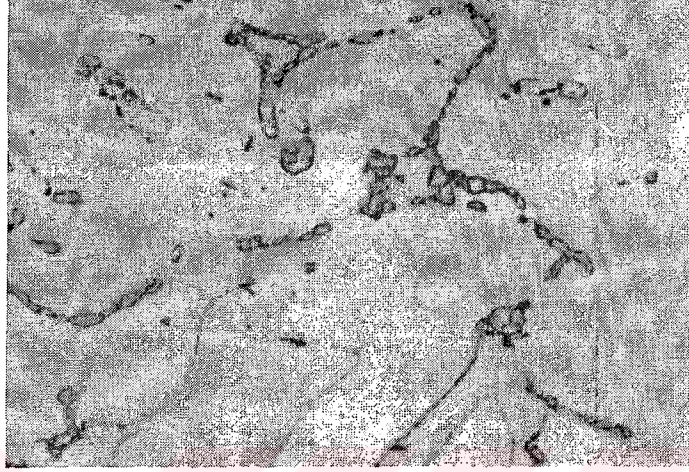
HD alaşımları (%28 Cr-%5 Ni): HD alaşımlarının matrisi ferrit ve ostenit olmak üzere iki fazdan ibarettir. Genel özellikler bakımından HC alaşımlarına çok benzerdir. Ancak bileşiminde Ni'nin bulunması nedeniyle yüksek sıcaklıklarda daha yüksek mukavemete sahiptir. Bu alaşımlar ısıtma işlemleriyle sertleştirilemez. Ancak 700-900°C sıcaklıklarda uzun süre tutulursa sigma fazının oluşumundan dolayı oda sıcaklığında yüksek sertlik gösterebilirler. 980°C veya daha yüksek sıcaklıklarda ısıtma ve sonra 650°C'nin altına hızlıca soğutma ile sertlik azaltılabilir. HD alaşımlarının uygulama alanları; pirinç kaplama fırın parçaları, kırma ekipmanları, fırın üfleyicileri, gaz brülör parçaları, pota tutucular, döküm ağızları şeklinde sıralanabilir.

3.3. Demir-Krom-Nikel Alaşımları

Fe-Cr-Ni alaşımları % 13 Cr ve % 7 Ni'den daha fazla miktarda Cr-Ni içeren alaşımlardır (Cr daima Ni'den daha fazladır). Genellikle ostenitik matrise sahip olan bu alaşımlar, ferritik matrise sahip Fe-Cr alaşımlarına benzer şekilde oksitleyici ve redükleyici ortamlarda kullanılabilirler. Ancak Fe-Cr alaşımlarına göre mukavemeti ve sünekliği daha yüksektir. Bu nedenle daha yüksek yüklere ve sıcaklıklara dayanıklıdır. Bu alaşımlar yüksek kükürt içeriğine sahip oksitleyici ve redükleyici gazların bulunduğu ortamlarda da kullanılırlar. Fe-Cr-Ni alaşımlarının bazı grupları aşağıda tanıtılmıştır.

HE Alaşımları (28Cr-10Ni): HE alaşımları yüksek Cr içeriğinden dolayı yüksek sıcaklıklarda mükemmel korozyon direncine sahiptir. Bu alaşımlar, HF alaşımlarına göre daha yüksek sıcaklıklarda kullanılabilir ve 1100°C sıcaklıkta kullanım için uygundur. Fe-Cr alaşımlarına göre oda sıcaklığında daha yüksek mukavemet ve sünekliğe sahiptir. HE alaşımlarının mikroyapısı "ostenit+ferritik"tir. Bunun yanı sıra mikroyapıda karbürler de bulunur. Bu alaşımlar ısıtma işlemiyle sertleştirilemezler. Ancak yüksek sıcaklıkta uzun süre bekletilirse sigma fazının oluşmasından dolayı sertlik ve gevreklikte artış olabilir. Sünekliği yeniden kazandırmak için 1100°C'den

su vermek gerekir.% 28 Cr ve % 10 Ni içeren HE alaşımlarının mikroyapısı örnek olarak Şekil 3.2’de verilmiştir. Bu alaşımda, koyu gri bölgeler karbürleri, beyaz adacıklar ferriti ve açık gri bölgeler osteniti göstermektedir. HE alaşımlarının uygulama alanları; fırın kapı iskeletleri, fırın jeneratör parçaları, tüp destekleyiciler, tavlama tepsileri, karıştırıcı kol ve bıçakları, fırın ağızları şeklinde sıralanabilir [11].

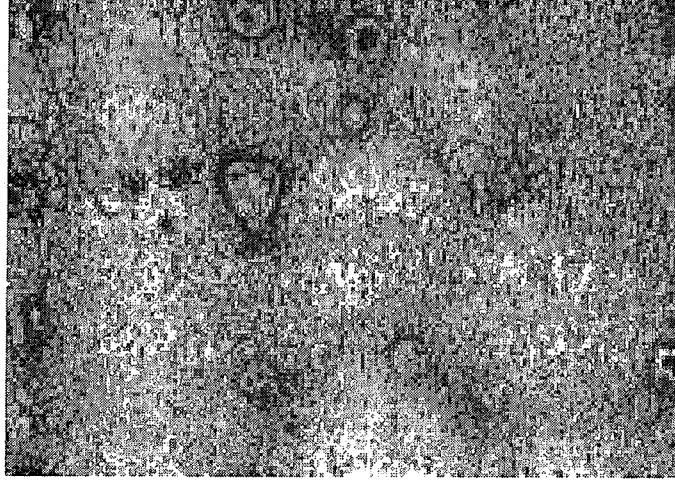


x400

Şekil 3.2 % 28 Cr ve % 10 Ni içeren HE alaşımlarının mikroyapısı [22].

HF Alaşımları (20 Cr-10Ni): 18-8 paslanmaz çeliğin döküm versiyonu olup, korozyon direncinin önemli olduğu uygulamalarda geniş bir kullanım alanına sahiptir. HF alaşımları 870°C’nin üzerindeki sıcaklıklar için uygundur. Bu alaşım yüksek sıcaklıkta oksidasyon direncinin gerekli olduğu koşullarda kullanıldığında, C içeriği çok önemli değildir. HF bileşimine ilave edilen Mo, W, Nb ve Ti gibi elementler yüksek sıcaklık mukavemetini artırır. Döküm halindeki HF alaşımı, ötektik karbür ve kısmen lamelli karbür veya karbonitrür içeren ostenitik matrikse sahiptir. Uygun olmayan bileşimlerde HF alaşımında ferritik matris oluşabilir. 750-815°C’ye uzun süre maruz bırakıldıklarında sigma fazının oluşumundan dolayı gevrekleşebilirler. Mikroyapıda karbürlerin homojen çökmesi oda sıcaklığındaki mukavemeti artırırken, alaşımın kullanım sıcaklığını da artırır. %21 Cr ve %9 Ni içeren bir HF alaşımlarının mikroyapısı örnek olarak Şekil 3.3’de verilmiştir. Bu alaşımda matris ostenitik olup, karbürler göbekli morfolojidedir. Göbekli karbürlerin çevresinde ötektik karbürler de bulunmaktadır. HF alaşımları; 650-870°C arasında yüksek mukavemet ve korozyon direnci gerektiren koşullar için uygundur. Petrol rafinerileri ve ısıtım fırınlarında yaygın bir kullanımı vardır. Ayrıca; ark ocağı

elektrot kolları, tavlama kutuları ve tablaları, brulör uçları, parlatma merdaneleri, taşıyıcı bant ve zincirleri, fırın rayları, aşınma plakaları ve ısıtma kutuları diğer uygulama alanlarıdır.



x250

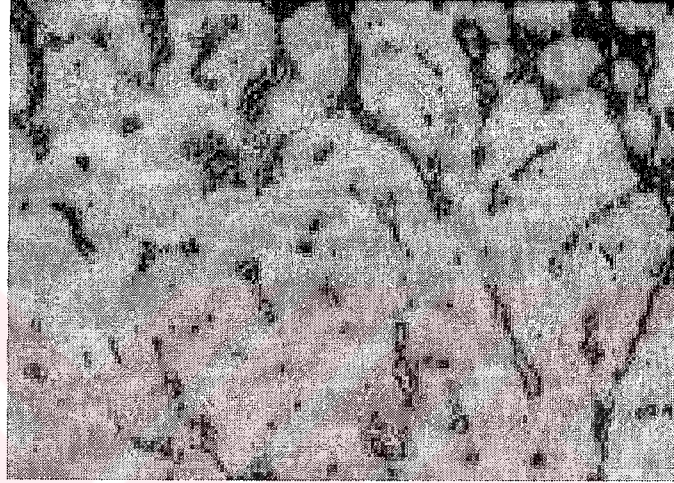
Şekil 3.3 % 21Cr ve % 9Ni içeren HF alaşımlarının, 8700°C’de uygulanan ısıtma işlemi sonrası mikroyapısı [22]

HH Alaşımları (26 Cr-12 Ni): HH alaşımları, yüksek sıcaklık dirençli demir esaslı döküm alaşımlarının toplam üretiminin üçte birini kapsamaktadır. Bu alaşımlar, 1100°C’nin üzerindeki sıcaklıklarda iyi oksidasyon direnci ve nispeten yüksek mukavemet kombinasyonu sebebiyle yaygın olarak kullanılmaktadır.

HH alaşımları için bileşim çok önemlidir. HH alaşımlarının Ni ve Cr içeriği, 900°C’deki Fe-Cr-Ni üçlü faz diyagramının “ferrit + ostenit”, “ostenit” ve “ostenit + sigma” faz bölgelerini içine alan kısımları belirlemektedir. HH alaşımında matrisin ferritik olması, çeliğin sünekliğini geliştirir fakat yüksek sıcaklıktaki mukavemetini düşürür. HH alaşımları 650-870°C arasında ısıtıldığında süneklikteki azalma, karbürlerin çökmesi ve sigmanın oluşmasına bağlıdır. Yüksek sıcaklıkta maksimum mukavemeti sağlamak için HH alaşımının matrisinin tümüyle ostenitik olması gereklidir. Tümüyle ostenitik yapıdaki HH alaşımları yüksek sıcaklıklarda, benzer bileşimdeki kısmen ferritik matrisli alaşımlardan daha yüksek mukavemete sahiptir.

% 26 Cr ve % 12 Ni bileşimine sahip bir HH alaşımının mikroyapısı örnek olarak Şekil 3.4’de verilmiştir. Bu mikroyapıda da göbekli karbürler mevcuttur. Göbekli

karbürün çevresinde bulunan lamelli yapı ötektik karbürü oluşturur. % 10 sodyum siyanür ile dağlama yapılırsa mikroyapıda bir miktar sigma fazı görülebilir. HH alaşımlarının kullanım alanları olarak; tavlama tepsileri, brülör nozülleri, karbürizasyon kutuları, gaz yoğunlaştırıcı tüp destekleyiciler, tamponlar, egzoz boruları, baca gazı boruları, uçak motorları, askeri ekipmanlar, normalleştirme diskleri, ocak karıştırma kolları ve bıçakları, ısı yayan tüpler ve destekleyicileri, refrakter destekleyiciler, merdane ocakları, tüp çengelleri v.b. gibi uygulamalar gösterilebilir [11].



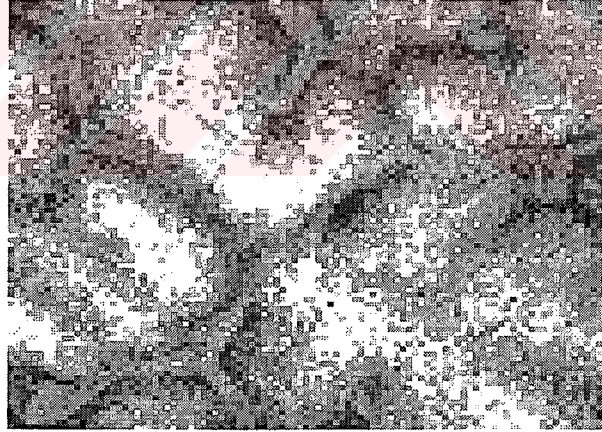
x100

Şekil 3.4 % 26Cr ve % 12 Ni içeren HH alaşımının, 760°C’de uygulanan ısıtım işlem sonrası mikroyapısı [22].

HI Alaşımları (28Cr-15Ni): Bu alaşımlar HH alaşımlarına benzer olup, daha yüksek oranda Cr ve Ni içerir. Cr içeriğinin fazla olması HH alaşımına göre daha yüksek oksidasyon direnci sağlarken Ni içeriği, yüksek sıcaklıkta iyi mukavemet kazandırmaktadır. Yüksek sıcaklık mukavemeti ve korozyon direnci bu alaşımlara 1175°C sıcaklıklarda yaygın bir kullanım alanı sağlamaktadır. HI alaşımları özellikle karbür içeren ostenitik matrise sahiptirler. Mikroyapıda bir miktar ferritin bulunması önemli ölçüde bileşime bağlıdır. 760-870°C sıcaklıklarda kullanılabilmesi, mikroyapıda homojen olarak dağılmış çökeltilerin bulunmasının sonucu olup, bu mikroyapı oda sıcaklığı mukavemetini yükseltip sünekliği azaltmaktadır. Ancak 1100°C’nin üzerindeki kullanımda karbürler çözeltide kalır ve oda sıcaklığındaki süneklik değerinde bir azalma meydana gelmez. HI alaşımının 1177°C’deki sıcaklıklarda iç vakumlu damıtma işlemlerinde geniş bir kullanım alanı vardır.

Ayrıca, taşıyıcı bantlar, fırın rayları, fırın saçları, tüp çengelleri ve kurşun potalar diğer kullanım alanlarıdır

HK alaşımları (26Cr-20Ni): HK alaşımları genel özellikler bakımından tümüyle ostenitik matrise sahip HH alaşımlarına benzerdir. Oksitleyici ortamlara direnci HC, HE ve HI alaşımlarına göre daha düşüktür. HK alaşımlarının, daha yüksek Cr içeriği nedeniyle sıcak gazların sebep olduğu korozyon direnci yüksektir. Bu alaşımların yüksek Ni içeriği, 1040°C'nin üzerindeki sıcaklıklara dayanımını sağlar. Bu nedenle HK döküm alaşımları yüksek sıcaklıklarda mukavemet gerektiren parçalarda kullanılabilir. HK alaşımları iri karbürler (yuvarlak veya ağ şeklinde) içeren ostenitik matrise sahiptir. Bu da sürtünme mukavemetini geliştirir. % 26 Cr ve % 20 Ni bileşimine sahip HK alaşımının mikroyapısı Şekil 3.5'de verilmiştir. Buradan görüldüğü gibi; yine göbekli karbür yapısı daha az belirgin olmasına rağmen mevcuttur. Dendrit sınırları boyunca ötektik karbürler çökelmiştir. Kullanılan dağlayıcı ile ortaya çıkmamasına rağmen yapıda bir miktar sigma fazı da bulunmaktadır. Bu alaşımların genel uygulama alanları; taşıyıcı silindirler, fırın kapı kemerleri, ısıtım işlem tepsileri, baca taşıyıcıları şeklinde sıralanabilir.



x250

Şekil 3.5 % 26Cr ve % 20 Ni içeren HK alaşımının, 760°C de uygulanan ısıtım işlem sonrası mikroyapısı [22].

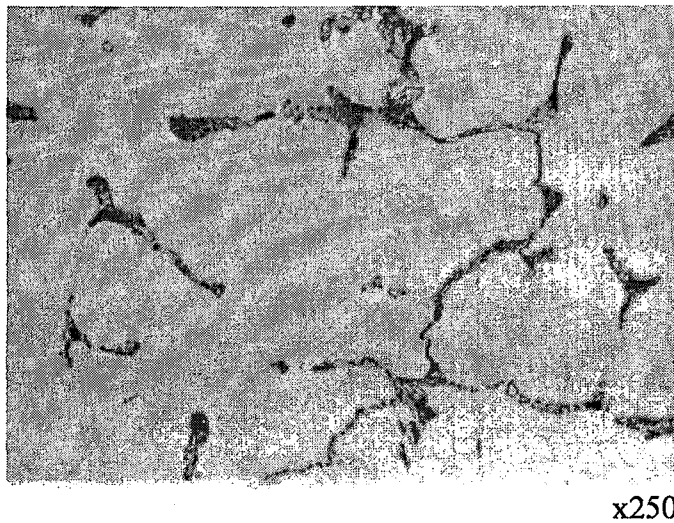
HL alaşımları (30 Cr- 20 Ni): Bu alaşımlar özellikler bakımından HK alaşımlarına benzer olup, yüksek Cr içeriğinden dolayı önemli miktarda S içeren sıcak gazların sebep olduğu korozyon direnci yüksektir. Hem HK alaşımları hem de HL alaşımları

yüksek sıcaklıkta mukavemet gerektiren uygulamalar için tercih edilirler. Bu alaşımların mikroyapısı HK alaşımları ile aynıdır ve benzer yerlerde kullanılabilir.

3.4.Demir-Nikel-Krom Alaşımları

% 25 Ni ve % 10 Cr'dan daha fazla Ni-Cr içeriğine sahip alaşımlardır. Bu alaşımlar ostenitik matrise sahiptir ve belirli sınırlar içinde S içeren oksitleyici atmosferlerde kullanılır. Fe-Ni-Cr alaşımları Fe-Cr-Ni alaşımlarının aksine hızlı bir şekilde karbürize olmazlar, gevrek hale gelmezler ve nitrürleyici atmosferlerde N almazlar. Bu özellikler Ni içeriğinin artması ile ilgilidir ve karbürleyici ve nitrürleyici atmosferlerde kullanılmaları Ni içeriklerinin artması ile artar.

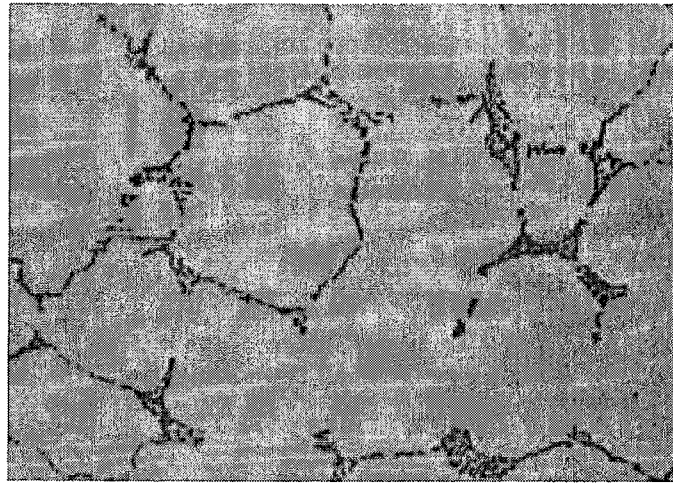
HN alaşımları (25 Ni – 20 Cr): Yüksek sıcaklıklarda istenen düzeyde korozyon direnci sağlayacak seviyede Cr içeriğine sahiptir. Bu alaşımların mekanik özellikleri HT alaşımlarına benzer. Ancak HT alaşımlarına göre daha yüksek sünekliğe sahiptir. Bu alaşımlar 950-1100°C sıcaklıklarda mukavemetini koruyabilirler. HN alaşımları ostenitik matrise sahiptir ve yaşlandırma ile mikroyapıda daha ince karbürlerin çökmesi sağlanabilir. % 25 Ni ve % 20 Cr bileşimine sahip bir HN alaşımının mikroyapısı Şekil 3.6'da verilmiştir. Bu alaşım, lameller şeklinde ötektik karbürlerin bulunduğu ostenitik matrise sahiptir. HN alaşımlarının genel kullanım alanları; fırın parçaları, zincirler, ışık yayan tüpler ve tüp destekleyiciler, alev makinesi ağzı ve tablalar şeklinde sıralanabilir.



Şekil 3.6 % 25 Ni ve % 20 Cr içeren HN alaşımının döküm mikroyapısı [22].

HP alaşımları (35Ni – 26Cr): HP alaşımları HN ve HT alaşımlarına benzer fakat onlardan daha fazla alaşım elementi içerir. Bu alaşımların Cr ve Ni içeriğinin yüksek olması yüksek sıcaklıkta oksitleyici ve karbürleyici atmosferlere olan direncini arttırmıştır. HP alaşımları tüm sıcaklıklarda ostenitik matrise sahiptir ve sigma fazının oluşumuna duyarlı değildir. Ostenitik matriste, iri birincil karbrlein yanı sıra yüksek sıcaklıklarda uzun süre tutulursa ince ikincil karbürlerde oluşabilir. Genel kullanım alanlar; ısıl işlem fırınlarında ışın yayan tüpler ve rafineri tüpleri şeklinde sıralanabilir.

HT alaşımları (35 Ni – 17 Cr): HT alaşımları yüksek Ni içeriği nedeniyle hızlı soğutma ve ısıtmada meydana gelen termal şoklara karşı dayanıklıdır. Ayrıca yüksek sıcaklıkta oksidasyon ve karbrizasyona karşı yüksek direnç gösterir. Bunlara ilave olarak yüksek sıcaklıkta iyi mukavemete sahiptir. Bu nedenle ısı dirençli uygulamalarda geniş bir kullanım alanı vardır. HT alaşımları iri karbürler içeren ostenitik matrise sahiptir. Bileşimde C miktarının artması alaşımın yüksek sıcaklık sünekliğini azaltır. Si içeriği % 1.6 üzerine çıktığında karbrleşmeye karşı direnci artarken, yüksek sıcaklık mukavemeti azalır. % 35 Ni ve % 17 Cr bileşimine sahip bir HT alaşımının mikroyapısı örnek olarak şekil 3.7’de verilmiştir. Bu alaşım, dendrit sınırlarında oluşan ötektik karbürlerin bulunduğu ostenitik matrise sahiptir. HT alaşımlarının genel kullanım alanları; hava kanalları, tavlama tepsileri, siyanür kapları, pervane kanatları, yakıt üfleme ağızları, tuz kapları ve tüm yüksek sıcaklık uygulamaları şeklinde sıralanabilir [11].



x250

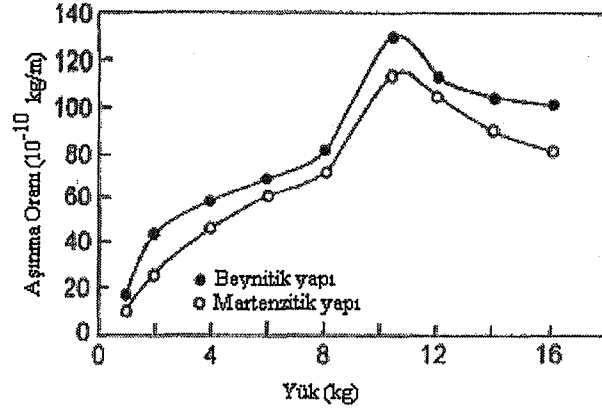
şekil 3.7 % 35 Ni ve % 17 Cr içeren HT alaşımının döküm mikroyapısı [22].

Stott ve Wood [38], Fe-Cr alaşımlarının metal-metal aşınma davranışını incelemişler ve aşındırılan malzeme yüzeyinde oksit tabakasının oluşumu ile aşınma direncinin arttığını saptamışlardır. Bu araştırmacılar aşınan yüzeyde Fe_2O_3 oksidinin yanında krom ilavesine bağlı olarak Cr_2O_3 ve $(Fe,Cr)_2O_3$ kompakt oksitlerinin de oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca Sullivan ve arkadaşları [39], oksitlenmeli aşınma üzerinde, oksit filminin kalınlığı, kontak kayma mesafesi ve altlık sertliği gibi faktörlerin de etkili olduğunu ileri sürmüşlerdir.

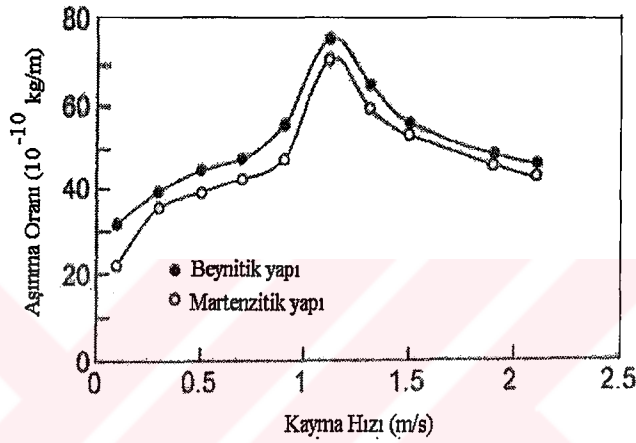
Pathak ve Mohan [40], farklı mikroyapılara sahip Ni-Cr-Mo çelikleri ile farklı yüklerde ve farklı hızlarda metal-metal aşınma deneyleri yapmışlar, beynitik ve martenzitik mikroyapıdaki çeliklerin aşınma miktarının kritik bir yük ve kayma hızına kadar arttığını (Şekil 4.1.'de 12 kg ve 1.2 m/s), daha yüksek yük ve hızlarda ise azaldığını belirlemişlerdir. İncelenen tüm koşullarda martenzitik mikroyapıya sahip çelik, beynitik matrisli çeliğe kıyasla daha yüksek aşınma direnci sergilemiştir. Aşınma yüzeyinde, kritik yükten düşük yüklerde (2-4 kg) kırmızı-kahverenginde (Fe_2O_3) oksit tabakası, kritik yükten yüksek yüklerde siyah renkli oksit tabakası (Fe_3O_4) gözlenmiştir.

Khusid ve arkadaşları [41], Cr miktarı % 6-17 arasında değişen çelikleri yüzeyini karbürizasyon işlemine tabi tuttukten sonra metal-metal ve metal-abrasif aşınma davranışını incelemişler ve aşınma direncinin karbürizasyon uygulaması ile geliştiğini rapor etmişlerdir. Karbürize edilmemiş çeliklerde aşınma kaybı çeliğin kompozisyonuna bağlıdır. C ve Cr miktarı yüksek olan çelikler daha yüksek aşınma direnci sergilemiştir. Karbürize edilmiş çeliklerde metal-metal aşınma direnci kayma hızının artırılması ile artmış, yükün artırılması ile azalmıştır.

% 0.5-3 Nb ilave edilmiş % 18 Cr içeren ferritik çelikleri inceleyen Aksoy ve arkadaşlarına göre [42] en yüksek abrasif aşınma direnci % 0.5 Nb içeren 1100°C'de homojenleştirilmiş çelikte elde edilmiştir. % 1.5'dan daha fazla Nb içeren çeliklerin homojenleştirilmesi ile, mikroyapıda bulunan sigma fazının çözünmesine bağlı olarak aşınma direncinin olumlu yönde etkilendiği belirtilmiştir.



(a)



(b)

Şekil 4.1 Ni-Cr-Mo çeliklerinin aşınma miktarının (a) yük ve (b) kayma hızı ile değişimi [40].

Simmons ve arkadaşları [43] ise ostenitik paslanmaz çeliklerde Cr_2N çökmesiyle aşınma direncinin arttığını ileri sürmüşlerdir.

Fe-Cr ferritik döküm çelikleri ile yapılan bir çalışmada ise [44] çeliklerin abrasif aşınma direnci üzerinde Cr'un kritik bir etkisinin olmadığı ancak Si'nin etkili olduğu belirlenmiştir Si içeriğinin artışına bağlı olarak C içeriğindeki artış aşınmayı arttırmaktadır.

Bileşimi % 25 Cr-% 0.5 Ni ve % 40 Cr- % 8 Ni'li dökme demirlerin yüksek sıcaklık abrasif aşınma davranışlarını inceleyen Hua-Nan ve arkadaşlarına [45] göre, yüksek sıcaklık sertliği daha yüksek olan % 40 Cr-% 8 Ni'li alaşım diğerinden daha yüksek aşınma direncine de sahiptir.

Dogan ve arkadaşları [46], TiC ile takviye edilmiş yüksek Cr'lu dökme çeliklerin abrasif aşınma direncinin, ince ve düşük sertlikteki abrasif partiküller üzerinde yüksek olduğunu bulmuşlardır. Kaba ve sert abrasif partiküller üzerinde yapılan aşınma deneyleri, bu alaşımların matrislerinin hızlı aşınması ve TiC partiküllerinin kırılması nedeniyle abrasif aşınma direncinin düşük olduğunu göstermiştir.

4.3. Korozi Ortam Aşınma Davranışı

Ostenitik paslanmaz çeliklerin tribolojik davranışlarını incelemek amacıyla yapılan aşınma deneylerinde [47], kuru ortam koşullarına nazaran % 22 NaCl çözeltisinde daha az aşınma kaybı gözlenmiş ve bu sonuç NaCl çözeltisinde oluşan korozyon ürünlerinin yağlayıcı etki yapmasına dayandırılmıştır.

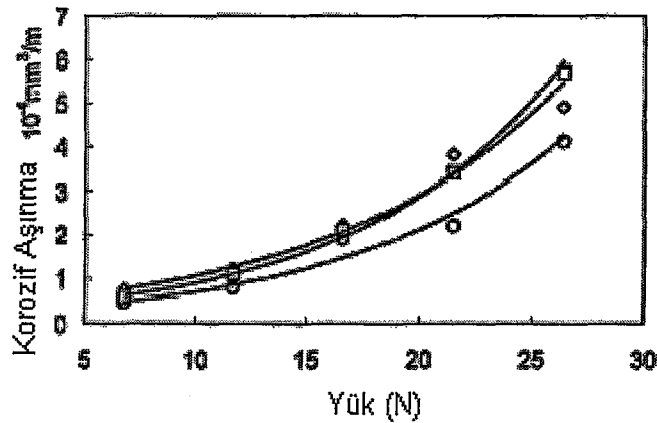
Chung-Wen Wu [48], % 18 Cr ve % 8 Ni içeren paslanmaz çeliklerin NaCl çözeltisi içerisindeki korozi aşınma davranışını incelemiştir. Aşınma deneyleri pin-on-disk tipi aşınma deney cihazında, farklı NaCl çözeltilerinde ve farklı yüklerde gerçekleştirilmiştir. Ortamdaki Cl^- iyonlarının ve/veya uygulanan yükün artması ile numunelerin polarizasyon direnci azalmış ve korozi aşınma miktarı artmıştır. Yükün artması, daha geniş metal yüzeyinin ortam ile temas etmesine ve daha fazla aktif bölgenin ortaya çıkmasına yol açmıştır. Bu da korozi aşınmayı arttırmıştır.

Buna benzer bir başka çalışmada [49], karbon çeliklerinin ve ostenitik paslanmaz çeliklerin NaCl çözeltisi içerisindeki korozi aşınma davranışları belirlenmiştir. Aşınma deneyleri konsantrasyonu % 0.1-25 arasında değişen NaCl çözeltisinde, pin-on-disk tipi aşınma deney cihazında gerçekleştirilmiştir. Karbon çeliklerinin ve 316 tip paslanmaz çeliklerin korozi aşınma oranı sırasıyla % 3 NaCl ve % 0.1 NaCl çözeltilerinde maksimuma ulaşmıştır. Karbon çeliğinin korozi aşınma miktarı paslanmaz çeliğe göre daha düşüktür. Paslanmaz çeliklerin korozyon direnci karbon çeliklerine göre çok daha yüksektir. Paslanmaz çeliklerin korozyon direnci karbon çeliklerine göre çok daha yüksek iken, yük altında farklı davranış sergilemiştir. Aşınma izi içerisinde yapılan x-ışınları analizi karbon çeliklerinde Fe_3O_4 ve $FeOOH$ filmin varlığını ortaya çıkarmıştır, ancak paslanmaz çeliklerde korozi aşınma sırasında yüzey filmi tespit edilememiştir.

% 18 Cr ve % 9 Ni içeren paslanmaz çeliklerin 0.5 mol H_2SO_4 ve % 69 H_3PO_4 çözeltileri içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneylerinde, ortama Cl^- ilavesiyle korozif aşınma direncinin azaldığı görülmüştür [50].

Jiang ve arkadaşları [51], Cr içeriği % 17-28, Ni içeriği % 9-31 ve Mo içeriği % 3-6 arasında değişen çeliklerin % 20 H_2SO_4 çözeltisindeki korozyon ve korozif aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Korozyon deneyleri sonucu yüzeydeki pasif filmin kararlılığını artıran Cr, Ni ve Mo miktarının artması ile korozyon miktarı düşmüştür. Korozif aşınmada ise mekanik etkiyle yüzeydeki pasif film sürekli olarak uzaklaşmaktadır. Dolayısıyla korozif aşınmada çizme etkisiyle kalkan pasif filmin yeniden oluşma süresi önemli hale gelmektedir. Korozif aşınma deneyleri sonrası bileşimdeki Cr ve Ni miktarının artması ile korozif aşınma direnci artmaktadır. Bileşime Mo ilavesi ile korozif aşınma direnci daha mükemmel hale gelmiştir.

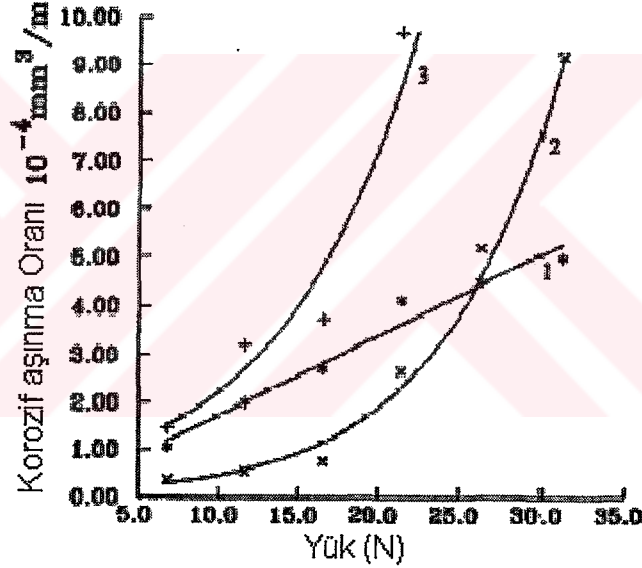
Xin-Chun Lu ve arkadaşları [52], % 0.06 C'lu % 25Cr ve % 6Ni çeliklerin 1mol H_2SO_4 çözeltisi içerisinde korozif aşınma davranışlarını incelemişler ve $1300^\circ C$ 'den su verilmiş ve $850^\circ C$ 'de yaşlandırılan çeliğin mikroyapısında oluşan σ fazının korozif aşınma direncini geliştirdiğini belirtmişlerdir. σ fazı, karbür ve nitrürlere nazaran daha zayıf katot olarak davrandığından korozif ortamlara daha dayanıklı olduğu ileri sürülmüştür. $1300^\circ C$ 'de su verilen ve $1300^\circ C$ 'den su verilip $550^\circ C$ 'de yaşlandırılan alaşımlar ise aynı deney koşullarında daha fazla aşınmışlardır (Şekil 4.2).



Şekil 4.2 1M H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yüke bağlı olarak korozif aşınma miktarı; (□) $1300^\circ C$ 'de çözeltiye alınmış (◇) $550^\circ C$ 'de yaşlandırılmış (○) $850^\circ C$ 'de yaşlandırılmış [52].

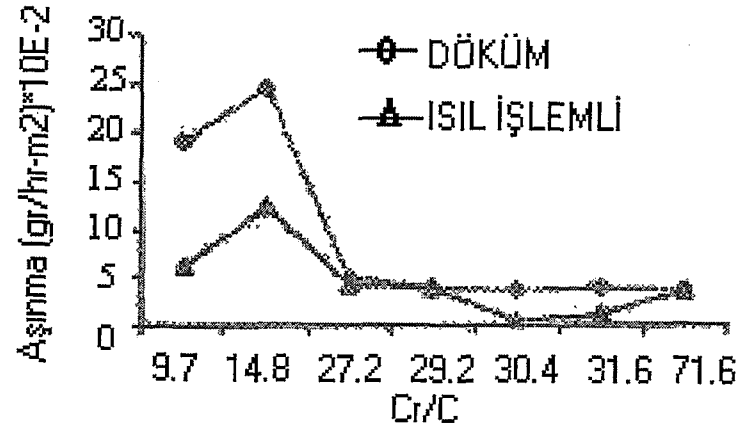
Zhang ve arkadaşları [53]; Cr içeriği % 17-30 ve Ni içeriği % 14-25 arasında değişen yüksek alaşımlı çeliklerin, % 10 H₂SO₄ çözeltisi içerisindeki korozyon aşınma direnci üzerinde mikroyapıda çökelen σ fazının belirli miktara kadar faydalı olduğunu belirtmişlerdir.

Cr ve Ni içeren paslanmaz çeliklerin 1-18M H₂SO₄ çözeltisi içindeki korozyon aşınma direncine, mikroyapıda oluşan karbür ve intermetalik fazların yanı sıra matris yapısı da etki etmektedir [31]. Aşınma deneyi sırasında ostenitik matrisli çeliğin (% 18 Cr- % 9 Ni), düşük yüklerde temas yüzeyinde gerçekleşen martenzitik dönüşümün neden olduğu sertleşme ve gevreklik, korozyon aşınma hızının artmasına neden olurken, ferritik matrise sahip paslanmaz çelikler (% 29 Cr), yüzey gevrekliği daha az olduğundan daha düşük korozyon aşınma miktarı (Şekil 4.3) sergilemiştir [31].



Şekil 4.3 1mol/l H₂SO₄ çözeltisi içerisinde (1) Duplex, (2) Ferritik ve (3) Ostenitik çeliklerin yüke bağlı olarak korozyon aşınma hızının değişimi [31].

Zumelzu ve arkadaşları [27]; Cr içeriği % 11-19 ve Ni içeriği % 1-9 arasında değişen çeliklerin aşınma özelliklerini şekerli su (sugar juice) adı verilen endüstriyel bir ortamda incelemişlerdir. Şekil 4.4'de görüldüğü gibi çeliklerin aşınma miktarı belirli bir Cr/C oranına kadar artmış olup, daha yüksek Cr/C oranında azalmıştır. Cr/C oranı 27'nin üzerine çıkması durumunda aşınma miktarı değişmemiştir. Cr/C oranı 27'den düşük olan çeliklerde, mikroyapıda krom karbür oluşumu matrisin Cr içeriğini azaltmakta ve bu da çeliğin korozyon aşınma direncinin azalmasına neden olmaktadır.



Şekil 4.4 Şekerli su (6g fosforik Asit, 140 g sakaroz, 400ppm sodyum klorid, %1 silikon, 840cm³ su ve 3g sitrik asit içermektedir) içinde yapılan aşınma deneylerine göre döküm hali çeliklerin Cr/C oranının aşınma miktarına etkisi [27].

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Deneyisel Malzemeler

Bu çalışmada kullanılan Fe-Cr-Ni dökme çeliklerin kimyasal bileşimleri Tablo 5.1’de verilmiştir. Şekil 2.1’de verilen Schaffler diyagramından $Cr_{eş}$ ve $Ni_{eş}$ değerleri hesaplanmış ve sırası ile % 20-29 ve % 15-32 olarak bulunmuştur. İncelenen çelikler, artan $Ni_{eş}$ değerlerine göre A1’den A4’e doğru 4 farklı grupta kodlanmıştır.

Tablo 5.1 İncelenen alaşımlarının kimyasal bileşimleri.

Alaşım	C %	Ni %	Cr %	Si %	Mn %	Mo %	V %	Cu %	W %	$Cr_{eş}$	$Ni_{eş}$
A1	0.33	4.65	27.45	1.21	0.74	0.15	0.06	0.12	0.06	29.4	14.9
A2	0.36	8.65	18.37	1.14	0.73	0.17	0.05	0.15	0.07	20.3	19.8
A3	0.36	12.37	24.63	1.08	0.73	0.17	0.06	0.14	0.08	26.4	23.6
A4	0.38	19.75	24.54	0.92	0.68	0.15	0.05	0.13	0.09	26.1	31.5

Bu çalışmada kullanılan çelikler optimum ısı işlem (yaşlandırma) koşulları belirlendikten sonra, döküm halinde ve yaşlandırmış olarak mikroyapı ve mekanik özellik karakterizasyon deneylerine tabi tutulmuştur. İncelenen çeliklerin aşınma davranışları, metal-metal, metal-abrasif ve ileri-geri aşınma deneyleriyle normal atmosferik koşullarda, yüksek sıcaklıklarda ve çeşitli korozyif ortamlarda incelenmiştir.

5.2. Isıl İşlem

Bu çalışmada incelenen çelikler döküm halinde temin edilmiş olup, sertliklerini arttırmak amacıyla farklı koşullarda ısı işleme tabi tutulmuştur. Uygulanan ısı işlem çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma kademelerinden oluşmaktadır. Çözeltiye alma işlemi, Heraus marka K1700/1 model PID kontrollü elektrikli direnç fırınında 1050-1200°C aralığında 6 saat süreyle uygulanmıştır. Çözeltiye alma işlemi sonunda fırından çıkarılan numuneler hızlı bir şekilde buzlu suda soğutulmuştur. Yaşlandırma

ıslıl işlemi 650-800°C aralığında 4 farklı sıcaklıkta ve 6-24 saat aralığında yapılmıştır. Yaşlandırma ıslıl işlemleri Nabertherm L3/C6 model PID kontrollu elektrikli direnç fırınında gerçekleştirilmiştir. Yaşlandırma ıslıl işlemi sonunda numuneler havada soğutulmuştur.

5.3. Karakterizasyon alışmaları

İncelenen Fe-Cr-Ni elikleri döküm halinde ve yaşlandırıldıktan sonra aşağıda açıklandığı gibi mikroyapı ve mekanik özellik karakterizasyon çalışmalarına tabi tutulmuştur.

5.3.1. Mikroyapı Karakterizasyonu

Mikroyapı karakterizasyonu, metalografik inceleme ve X-ışınları difraksiyon (XRD) alışmaları ile gerçekleştirilmiştir. Bakalite alınan numuneler standart yöntemlerle zımparalandıktan sonra sırası ile 1 µm Al₂O₃ solusyonu ve 0.5 µm elmas pasta ile parlatılmıştır. Parlatılan numuneler iki farklı dağlama çözeltisinde (oxalik asit ve sodyum siyanür) 1.5 volt altında 15 saniye süreyle elektrolitik olarak dağlanmıştır. Mikroyapısal incelemeler, bilgisayar donanımlı Nikon Epiphot 200 tipi optik ışık mikroskobu kullanılarak yapılmıştır. XRD alışmaları, Cu-Kα radyasyonu kullanan Philips PW1710 model XRD cihazı ile 20 mA akımda 50 kv jeneratör gerilimi altında 10°-90° açı aralığında ve 0.02°/s değerinde bir tarama hızı ile gerçekleştirilmiştir.

5.3.2. Mekanik Özellik Karakterizasyonu

Mekanik özellik karakterizasyonu, sertlik ve darbe deneyleriyle yapılmıştır. Sertlik ölçümleri metalografik olarak hazırlanmış numuneler üzerinde Vickers batıcı ucu ile Shimadzu Model mikrosertlik cihazında 1000 gr yük altında Vickers sertlik değeri (HV) cinsinden gerçekleştirilmiştir. Sertlik değerleri, en az 10 ölçümün ortalaması alınarak tespit edilmiştir.

Darbe deneyleri, Mohr Federhaff marka PSW 30/15 model Charpy tipi darbe deney cihazı ile oda sıcaklığında yapılmıştır. Darbe deneyi için 10x10x50 mm boyutlarında hazırlanan standart numunelere V çentik açılarak Charpy darbe deneyine tabi tutulmuştur. Numunelerin darbe enerjisi her bir döküm ve ısıtım işlem durumları için en az beş numuneden alınan sonuçların ortalaması ile belirlenmiştir. Darbe deneylerinden sonra kırılma yüzeyleri optik mikroskopta ve Jeol JSM 840 tipi SEM’de incelenmiştir.

5.4. Korozyon Deneyleri

Korozyon deneyleri, yüzeyleri 1000 mesh SiC zımpara ile temizlenen numuneler, oda sıcaklığında, konsantrasyonu % 1-10 arasında değişen üç farklı çözeltiye (NaCl, FeCl₃ ve H₂SO₄) daldırılarak yapılmıştır. Çözelti hacmi, içindeki numunelerin 1cm²’si için 5 ml olacak şekilde ayarlanmıştır. Korozyon deneyleri sırasında belirli zaman aralıklarında çözeltiden çıkarılan numuneler, sırasıyla damıtılmış su ve alkol içinde ultrasonik olarak temizlendikten sonra 0.1 mg hassasiyete sahip elektronik terazide tartılmıştır. Deney sonuçları, numunelerin birim yüzey alanı başına düşen ağırlık kaybına göre gr/mm² biriminde değerlendirilmiştir.

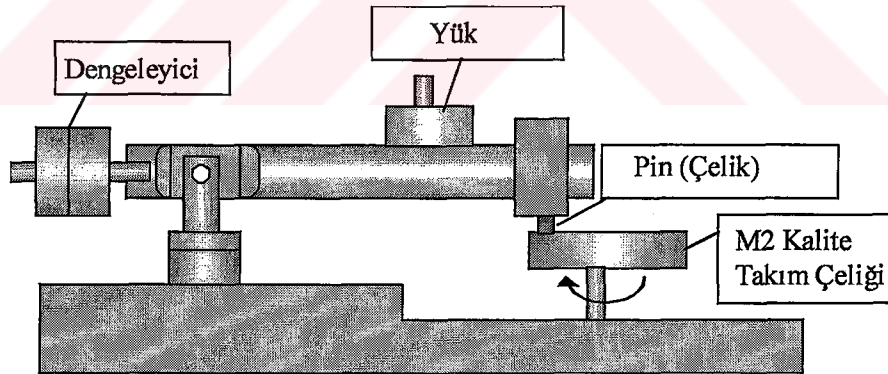
5.5. Aşınma Deneyleri

İncelenen çeliklerin döküm ve ısıtım işlem uygulanmış durumdaki aşınma davranışları metal-metal, metal-abrasif ve ileri-geri aşınma deney cihazında incelenmiştir. Metal-metal ve metal-abrasif aşınma deneyleri için 30 mm yüksekliğinde ve 4 mm çapındaki pinler, ileri-geri aşınma deneyi için 10x20x5 mm ebatlarında plakalar kullanılmıştır. Deney sonuçları, metal-metal ve metal-abrasif aşınma deneylerinde ağırlık kaybı, ileri-geri aşınma deneyinde ise alan kaybı metoduna göre incelenmiştir. İleri-geri aşınma deneyinde alan kaybı, numune yüzeyinde oluşan aşınma izinin 2 boyutlu profil alındıktan sonra aşınma iz alanı ölçülerek mm² biriminde hesaplanmıştır. Metal-metal ve metal-abrasif aşınma deneylerinde ağırlık kayıpları deney öncesi ve deney sonrasında 0.1 mg hassasiyete sahip elektronik terazi ile numune ağırlıkları ölçülerek belirlenmiştir.

Aşınma deneyleri sonrasında aşınan yüzeyler, optik mikroskop ve EDS donanımlı taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir. Çalışmalarda Jeol JSM T330 ve JSM 840 tipi SEM cihazları kullanılmıştır. Metal-metal ve metal-abresiv aşınma deneylerinde kullanılan numunelerin, aşınma yüzeyine dik kesitleri standart metallografik yöntemlerle hazırlandıktan sonra mikroyapısal incelemeye tabi tutulmuştur. Ayrıca söz konusu kesitlerde 25 g yük ile vickers ucu kullanılarak sertlik ölçümleri yapılmıştır. İleri-geri aşınma deneyleri sonrası ise, sertlik ölçümleri 1000 g yük ve vickers ucu kullanılarak aşınma izlerinin içinde gerçekleştirilmiştir.

5.5.1. Metal-Metal Aşınma Deneyleri

Metal-metal aşınma deneyleri, normal atmosferik koşullarda (oda sıcaklığı ve %40-50 bağıl nem) Şekil 5.1’de şematik olarak gösterilen disk üzeri pin tipi aşınma cihazında sabit hızda dönen 65 HRC sertliğinde AISI M2 kalite yüksek hız takım çeliğinden imal edilmiş disk üzerinde yapılmıştır. Aşınma deney numunelerine 6.7N’den 40N’a kadar 4 farklı yük uygulanmıştır. Deneyler, 0.2 m/s sabit kayma hızında ve toplam 6000m kayma mesafesinde gerçekleştirilmiştir.

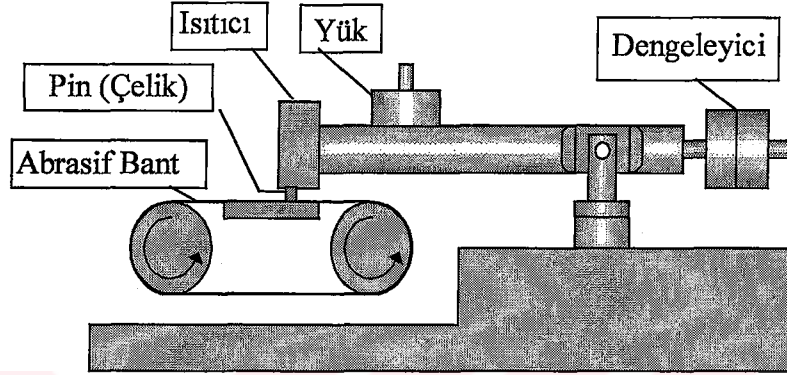


Şekil 5.1 Metal-metal aşınma deney cihazının şematik gösterimi [71].

5.5.2. Metal-Abrasif Aşınma Deneyleri

Metal-abrasif aşınma deneyleri, Şekil 5.2’de şematik olarak gösterilen metal-abrasif aşınma deney cihazını kullanarak, SIA marka 120 mesh (125 μ m) Al_2O_3 zımpara

bandı üzerinde, 40 N yük uygulanarak yapılmıştır. Abrasif bandın kayma hızı 0.2 m/s ve numunelerin zımpara üzerinde toplam kayma mesafesi 5.5 m'dir. Deney süresince, aşındırıcı bandın üzerinde sürtünen numunelerin, her zaman yeni aşındırıcı taneler üzerinden geçmesi için numuneyi tutan kol, aşındırıcı banda dik olarak hareket ettirilmiştir.



Şekil 5.2 Metal-abrasif aşınma deney cihazının şematik gösterimi [69].

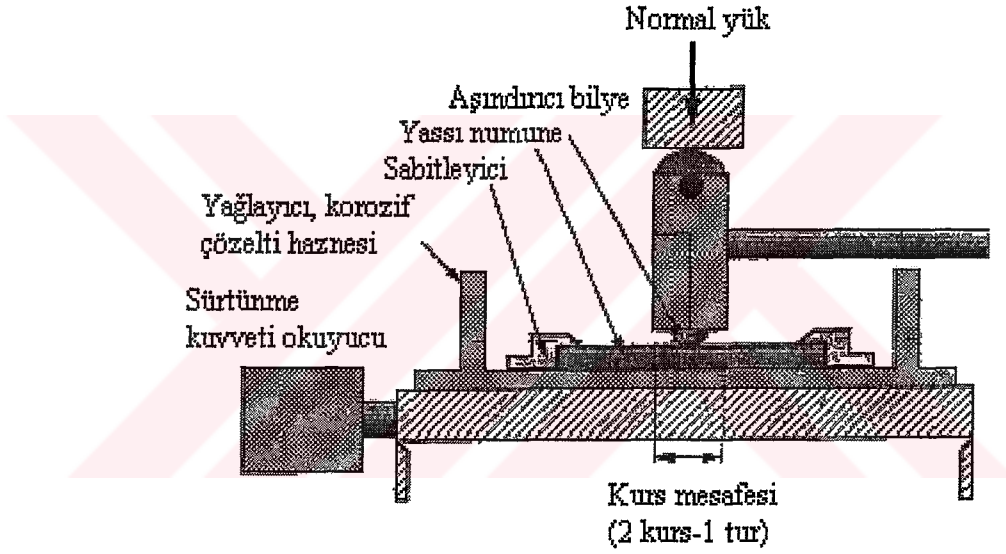
Abrasif aşınma deneyleri oda sıcaklığı ile 600°C'ye kadar ki farklı sıcaklıklarda yapılmıştır. Yüksek sıcaklıkta aşınma deneyleri, deney düzeneğinde mevcut ısıtıcı ünitesine numuneler takılarak ısıtıldıktan sonra gerçekleştirilmiştir. Numunenin zımparaya temas eden yüzeyinin sıcaklığı bir termokupol ile ölçülmüş ve deney sıcaklığına ulaştığı anda aşınma deneyine başlanmıştır.

5.5.3. İleri-Geri Aşınma Deneyleri

İleri-geri aşınma deneyi, levha üzerinde bilye temas geometrisine sahip, ASTM G133 standardında tanımlanan ileri-geri aşınma deney cihazında (Şekil 5.3) gerçekleştirilmiştir. İleri-geri aşınma deneyleri, numune yüzeyine 10 mm çapında Al_2O_3 bilyenin sürtünmesi ile yapılmış olup, hareket uzunluğu ve toplam kayma mesafesi sırasıyla 12 mm ve 240 m'dir. İleri-geri aşınma deneyleri sırasında sürtünme kuvveti bir bilgisayar yardımı ile sürekli kaydedilmiştir. Aşınma deneyi sonrasında numune yüzeyleri üzerinde gelişen aşınma izleri yüzey profilometresi (Perthometer S8P) ile analiz edilmiştir. Yüzey izlerinin ölçümü Facodyn T9 model

optik uçla, 1.750 mm uzunluğunda, 250 µm yüksekliğinde ve 1 mm genişliğinde bir alandan 4 adet tarama ile gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 bilyada meydana gelen aşınma optik mikroskopta incelenmiştir.

Aşınma deneyleri kuru ortamda (normal atmosferik koşullarda) ve pleksiglastan yapılmış bir kap içine konan çeşitli konsantrasyonlardaki farklı korozif ortamlarda gerçekleştirilmiştir. Korozif ortam olarak saf su ve korozyon deneylerinin de yapıldığı (% 1-10 NaCl, % 1-10 $FeCl_3$ ve % 1-10 H_2SO_4) çözeltiler kullanılmıştır. Kuru ortam aşınma deneyleri, 930 g yük altında, 26 mm/s, 55 mm/s ve 87 mm/s olmak üzere üç farklı kayma hızında yapılmıştır. Korozyonlu aşınma deneyleri, 26 mm/s kayma hızında 275 g yük altında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.3 İleri-geri aşınma deney cihazının şematik görünümü [72].

6. DENEYSEL SONUÇLAR

6.1. Isıl İşlem

Yüksek Cr ve Ni içeriğine sahip olan ve kimyasal bileşimleri Tablo 5.1’de verilen dökme çeliklere uygulanan çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıt işlemleri sonrası yapılan sertlik ölçümlerinden elde edilen sonuçlar Tablo 6.1’de gösterilmiştir. En yüksek sertlik değerleri 1200°C’de 6 saat çözeltiye alma ve 750°C’de 18 saat yaşlandırma koşulunda elde edilmiştir.

Bundan sonraki deneyler, döküm ve 1200°C’de 6 saat çözeltiye alınıp ardından 750°C’de 18 saat yaşlandırılan numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir.

6.2.Karakterizasyon Çalışmaları

6.2.1.Mikroyapı Karakterizasyonu

Döküm halinde ve yaşlandırılmış Fe-Cr-Ni alaşımların oksalik asit ile dağlanmış durumdaki optik mikroskop görüntüleri Şekil A.1’de verilmiştir. Gerek döküm hali gerekse yaşlandırılmış koşulda mikroyapıda gri ve/veya beyaz renkli matrisin yanında genellikle tane sınırlarına çökelmiş olan siyah renkli, göbekli ve/veya ötektik karbürler mevcuttur. İncelenen alaşımların döküm yapısında bulunan siyah renkli karbürler yaşlandırma ısıt işlemi ile bir miktar azalmıştır. Bununla birlikte yaşlandırma ısıt işlemi sonucu, % 14.9 Ni_{eq} değerine sahip A1 alaşımının mikroyapısında bulunan ötektik karbürler göbekli karbür görünümüne dönüşmüştür.

Tablo 6.1 İncelenen çeliklerin çözeltiye alma sıcaklığı, yaşlandırma sıcaklığı ve yaşlandırma süresine bağlı olarak elde edilen ortalama sertlik (HV_{0.1}) değerleri

Çözeltiye alma sıcaklığı ve süresi	Yaşlandırma sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma süresi (Saat)	Sertlik (HV ₁)			
			A1	A2	A3	A4
Orijinal Sertlik			285	213	223	209
1050°C	750	6	269	227	229	217
1100°C			282	224	212	208
1150°C			266	234	236	233
1200°C	650	6	282	217	229	225
	750	6	271	254	260	253
		12	299	250	272	262
		18	294	255	280	268
		24	292	250	278	266
	850	6	259	247	253	243

Döküm hali ve yaşlandırılmış durumda incelenen alaşımların XRD paternleri Şekil A.2’de verilmiştir. XRD analiz sonuçları, düşük $\text{Ni}_{\text{eş}}$ değerine sahip A1 alaşımının matrisinin ferritik ve yüksek $\text{Ni}_{\text{eş}}$ değerine sahip alaşımların (A2, A3 ve A4) matrislerinin ostenitik olduğunu göstermiştir. Ayrıca XRD analizleriyle, mikroyapıda bulunan baskın karbürün Cr’ca zengin M_{23}C_6 tipi olduğu belirlenmiştir. Benzer bileşimdeki çeliklerin mikroyapısında, siyah renkli göbekli ve onu çevreleyen ötektik formda oluşan karbürün M_{23}C_6 olduğu literatürde de belirtilmektedir [5,7,18,28,29,50]. İlave olarak, yaşlanma ısı işlemi sonrasında % 23.6 ve % 31.5 $\text{Ni}_{\text{eş}}$ değeri içeren A3 ve A4 alaşımlarına ait XRD paterni üzerinde σ fazı pikleri gözlenmiştir. σ fazı oksalik asitle dağlanmış Şekil A.1’deki mikroyapılarda görülememiştir. Şekil A.3, yaşlandırılmış alaşımların sodyum siyanürle dağlanmış mikroyapılarını göstermektedir. Şekil A.3c ve Şekil A.3d’de A3 ve A4 alaşımlarının mikroyapısında mevcut olan σ fazı açıkça görülmektedir.

6.2.2.Mekanik Özellik Karakterizasyonu

İncelenen alaşımların döküm hali ve yaşlandırılmış koşullar için 1000g yük altında ölçülen Vickers sertlik (HV_1) değerleri ve oda sıcaklığında V-çentik darbe deneyleri ile belirlenen darbe enerjileri Tablo 6.2’de verilmiştir. % 14.9 $\text{Ni}_{\text{eş}}$ değerine sahip ferritik matrisli A1 alaşımı, % 31.5 $\text{Ni}_{\text{eş}}$ değerine sahip ostenitik matrisli A4 alaşımından daha serttir. Ayrıca alaşımların sertliği yaşlandırma ısı işlemi ile artmıştır.

Tablo 6.2’den görüldüğü gibi en yüksek darbe enerjisi A2 alaşımında, en düşük darbe enerjisi ise A1 alaşımında elde edilmiştir. Çeliklere uygulanan yaşlandırma ısı işlemi, darbe enerjisini düşürmüştür. Ancak darbe enerjisindeki düşüş yüksek $\text{Ni}_{\text{eş}}$ değerine sahip A3 ve A4 alaşımlarında daha belirgindir.

Darbe deney numunelerinin kırık yüzey optik mikroskop görüntüleri Şekil B.1’de ve SEM görünümüleri ise Şekil B.2’de verilmiştir. Optik mikroskop çalışmaları, % 14.9 $\text{Ni}_{\text{eş}}$ değerine sahip A1 alaşımının diğer alaşımlara kıyasla daha düzgün bir kırık yüzeye sahip olduğunu göstermiştir (Şekil B1). $\text{Ni}_{\text{eş}}$ değerinin % 20’nin üzerine

artması, kırılma yüzeyine, karakteristik sünek kırılma görünümü kazandırmıştır (Şekil B2).

Tablo 6.2 İncelenen alaşımların oda sıcaklığındaki sertlik ve darbe enerjisi sonuçları

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Sertlik (HV ₁)	Darbe enerjisi (J)
Döküm	A1	278 ± 10	4,0 ± 0,1
	A2	220 ± 8	26,5 ± 0,3
	A3	225 ± 9	9,6 ± 0,1
	A4	210 ± 11	8,2 ± 0,1
Yaşlandırılmış	A1	292 ± 10	3,5 ± 0,1
	A2	245 ± 9	25,0 ± 0,5
	A3	274 ± 9	8,24 ± 0,1
	A4	262 ± 11	6,5 ± 0,1

6.3. Korozyon Özellikleri

% 1-10 NaCl çözeltisi içerisinde 165 saat tutulan çeliklerde ölçülebilir ağırlık kaybı olmamıştır. Bunun üzerine % 10 NaCl çözeltisinde deneye devam edilmiş ve 1200 saat sonunda sadece A2 alaşımında ağırlık kaybı gözlenmiştir. Söz konusu A2 alaşımının döküm halindeki ağırlık kaybı $5,1 \times 10^{-6}$ gr/mm² ve yaşlandırılmış durumdaki ağırlık kaybı $18,3 \times 10^{-6}$ gr/mm² olarak ölçülmüştür. Yaşlandırılan A2 alaşımı döküm haline nazaran daha fazla korozyona uğramıştır.

H₂SO₄ ve FeCl₃ çözeltileri içerisinde yapılan korozyon deney sonuçları Tablo 6.3 ve Tablo 6.4'de verilmiştir. Her iki çözeltide de incelenen alaşımların Ni_{eq} değerinin artması ile korozyon deneyleri sırasında birim alan başına ağırlık kaybı değerleri azalmıştır. A3 ve A4 alaşımlarının döküm hali ve yaşlandırılmış durumdaki ağırlık kaybı değerleri karşılaştırıldığında, yaşlandırma ısıl işlemi ile ağırlık kaybının azaldığı görülebilir. Yaşlandırma ısıl işlemi ile A1 ve A2 alaşımlarının H₂SO₄ çözeltisi içerisindeki ağırlık kaybı artmıştır.

Tablo 6.3 İncelenen alaşımların H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deney sonuçları

Isıl işlem durumu	Alaşım	Çözeltideki H ₂ SO ₄ (%)	Ağırlık Kaybı (×10 ⁻⁶ gr/mm ²)						
			Deney Süresi (saat)						
			3	9	21	45	69	117	165
Döküm	A1	1	0,0	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6	2,6
		3,5	2,4	4,8	7,2	7,2	7,2	7,2	7,2
		7	12,0	19,1	19,1	19,1	21,5	24,0	24,0
		10	12,6	23,0	35,0	52,0	67,0	87,0	116,0
	A2	1	0,0	2,5	5,0	17,6	25,2	35,3	55,4
		3,5	2,5	7,6	15,2	30,4	50,6	81,0	111,0
		7	15,9	22,8	45,6	86,6	137	196	216,0
		10	16,8	30,0	58,0	99,7	151,0	240,0	399,0
	A3	1	0,0	0,0	2,8	11,3	11,3	19,7	28,2
		3,5	2,5	2,5	5,1	7,7	10,2	15,3	30,4
		7	4,9	7,3	12,1	19,4	26,7	38,8	48,5
		10	7,0	11,5	18,5	31,0	42,6	55,1	70,2
	A4	1	0,0	0,0	2,4	4,8	4,8	1,2	14,4
		3,5	0,0	2,2	2,2	4,3	8,6	15,0	21,5
		7	2,7	5,4	8,0	10,7	16,1	21,4	26,8
		10	3,5	5,9	8,6	13,3	23,6	31,6	38,5
Yaşlandırılmış	A1	1	0,0	0,0	2,6	5,2	5,2	5,2	5,2
		3,5	2,4	4,9	7,3	7,3	7,3	7,3	7,3
		7	20,0	28,6	28,6	28,6	28,6	33,8	33,8
		10	30,0	60,0	60,0	89,0	128,0	169,0	189,0
	A2	1	2,52	10,1	25,2	73,0	106,0	159,0	222,0
		3,5	9,5	31,0	57,1	155,0	262,0	531,0	762,0
		7	22,8	66,2	135,0	322,0	550,0	966,0	1438,0
		10	25,0	70,6	141,0	335,3	582,0	985,0	1499,0
	A3	1	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	2,8
		3,5	0,0	0,0	2,4	2,4	2,8	3,0	3,4
		7	2,4	7,2	9,6	9,6	9,6	12,0	12,0
		10	2,5	7,93	12,3	24,6	46,8	54,2	59,1
	A4	1	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
		3,5	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
		7	0,0	5,2	10,4	10,4	10,4	10,4	10,4
		10	0,0	5,2	10,6	23,4	28,6	28,6	28,6

Tablo 6.4 İncelenen alaşımların FeCl_3 çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deney sonuçları.

Isıl işlem durumu	Alaşım	Çözeltideki FeCl_3 (%)	Ağırlık Kaybı ($\times 10^{-6}$ gr/mm ²)						
			Deney Süresi (saat)						
			3	9	21	45	69	117	165
Döküm	A1	1	2,9	2,9	3,7	4,2	5,8	8,7	14,6
		3,5	3,4	9,6	14,5	21,2	29,9	37,6	49,2
		7	14,4	25,9	68,0	110,0	148,0	216,0	304,0
		10	18,0	50,0	100,0	229,0	309,0	414,0	489,0
	A2	1	3,0	6,0	9,0	12,0	15,0	21,0	32,8
		3,5	7,1	16,5	28,9	47,2	73,3	106,0	149,0
		7	15,2	55,8	127,0	223,0	307,0	439,0	538,0
		10	22,0	63,7	122,0	277,0	357,0	465,0	568,0
	A3	1	0,0	0,0	2,6	5,3	7,9	13,2	23,8
		3,5	4,5	9,1	15,9	36,4	56,8	89,6	127,0
		7	10,1	46,6	110,0	198,0	264,0	372,0	487,0
		10	20,6	59,3	116,0	271,0	358,0	438,0	541,0
	A4	1	0,0	2,5	2,5	4,9	7,3	12,2	19,5
		3,5	4,0	8,1	18,3	32,6	51,0	75,4	102,0
		7	13,3	45,1	98,1	189,0	256,0	360,0	454,0
		10	15,9	45,1	98,1	220,0	292,0	401,0	464,0
Yaşlandırılmış	A1	1	0,0	0,0	2,4	4,8	7,2	9,6	9,6
		3,5	2,5	5,1	10,2	15,2	20,3	30,5	43,1
		7	9,0	20,9	53,7	68,7	83,6	107,0	140,0
		10	11,8	32,6	62,3	151,3	195,8	293,7	341,2
	A2	1	2,6	5,2	10,3	18,1	31,0	56,8	95,6
		3,5	20,9	44,1	78,9	151,0	216,0	357,0	501,0
		7	41,3	136,0	306,0	617,0	820,0	1300,0	1689,0
		10	79,0	202,5	389,7	969,2	1448,7	1876,9	Kırıldı
	A3	1	0,0	0,0	2,6	2,6	2,6	5,2	7,8
		3,5	0,0	2,43	2,8	7,3	12,1	19,4	26,7
		7	5,1	12,8	28,2	46,2	59,0	87,2	110,0
		10	10,7	18,7	40,2	107,2	136,7	198,2	241,2
	A4	1	0,0	0,0	2,6	2,6	5,0	5,0	7,6
		3,5	2,6	2,6	5,2	7,7	12,9	20,6	25,7
		7	7,7	15,5	43,8	59,3	79,9	103,0	126,0
		10	10,3	23,2	38,6	87,6	126,0	188,0	216,4

İncelenen alaşımların % 1-10 H₂SO₄ ve % 1-10 FeCl₃ çözeltileri içerisinde korozyon deneyleri sonrası yüzeylerinin optik mikroskop görünümüleri Şekil C.1-C.4'de gösterilmektedir. H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sırasında yüzeyde oyuk ve çatlaklar meydana gelmiştir. Özellikle en çok korozyona uğrayan A2 alaşımında oyuk miktarı oldukça fazla olup, yüzeyde derin çatlaklar mevcuttur. % 1 FeCl₃ çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası yüzey daha düz iken yüksek konsantrasyonlarda (% 10 FeCl₃) yüzeyde çatlaklar gözlenmiştir. En fazla korozyona uğrayan A2 alaşımında bu çatlaklar oldukça derindir. Hatta A2 alaşımı deneyin sonlarına doğru parçalanmıştır.

6.4. Kuru Ortam Aşınma Deney Sonuçları

6.4.1. Metal-Metal Aşınma Deney Sonuçları

Hem döküm hali hem de yaşlandırılmış yüksek Cr ve Ni içeriğine sahip alaşımlarla, 6.7 N-40 N arasında 4 farklı yükte gerçekleştirilen kuru ortam metal-metal aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar, ağırlık kaybı cinsinden Tablo 6.5'de verilmiştir.

Tablo 6.5 Metal-metal aşınma deneylerine tabi tutulan numunelere ait ağırlık kaybı değerleri

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Ağırlık kaybı ($\times 10^{-3}$ gr)			
		Aşınma Deney Yüğü (N)			
		6.7	13.3	26.7	40.0
Döküm	A1	16	34	48	198
	A2	58	74	94	234
	A3	53	64	76	220
	A4	68	140	204	307
Yaşlandırılmış	A1	7	18	21	192
	A2	25	43	69	210
	A3	17	39	63	207
	A4	57	69	90	228

İncelenen alaşımların ağırlık kayıpları, uygulanan yükün artması ile artmış, yaşlandırma ısı işlemi ile azalmıştır. % 31.5 Ni_{es} değerine sahip A4 alaşımında 40 N deney yükündeki ağırlık kaybı diğer alaşımlardan daha şiddetlidir.

Metal-metal aşınma deneyi sonrasında numunelerin aşınmış yüzeylerinin optik mikroskop görüntüleri Şekil D.1’de, SEM görüntüleri ile aşınma yüzeylerinden alınan EDS analizi sonuçları Şekil D.2 ve Şekil D.3’de verilmiştir.

Düşük yüklerde (13,3 N) yapılan aşınma deneyleri sonrası aşınma yüzeyleri incelendiğinde, % 14.9 Ni_{es} değerine sahip A1 alaşımının aşınma yüzeyinin kırmızı-kahve renkte oksit tabakası ile kaplı olduğu görülmüştür (Şekil D.1). Bu aşınma yüzeyinde yapılan EDS analizleri, yüzeyde O, Fe, Cr, Mo ve Ni’nin bulunduğunu ortaya çıkarmıştır (Şekil D.2). Diğerlerinden farklı olarak A4 alaşımının aşınma yüzeyi parlak ve metal renginde olup çok az miktarda O içermektedir. Yüksek yüklerde (40 N) yapılan aşınma deneyleri sonrası tüm alaşımların aşınma yüzeylerinin parlak olduğu (Şekil D.1-D.3) görülmüştür.

Şekil D.4’de 13.3 N ve 40 N’da metal-metal aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeylerinin alt bölgelerine ait optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Aşınma deneyleri sırasında temas yüzeyinin hemen altındaki bölgede aşınma yönüne paralel yönelme meydana gelmiştir. Aşınma yüzeyinin altında yapılan sertlik ölçümlerinden elde edilen sonuçlar Tablo 6.6’da verilmiştir. Buradan görüldüğü gibi, aşınmış yüzeye doğru yaklaştıkça sertlik değeri artmıştır. Bu durum 40 N yük altında yapılan deneyler sonrası oluşan aşınmış yüzeylerde daha belirgindir.

Tablo 6.6 Metal-metal aşınma deneyine tabi tutulan A1 ve A4 alaşımlarının aşınma yüzey altı sertlik sonuçları (HV_{0.025}).

Isıl İşlem Durumu	Aşınmış yüzeyden mesafe (µm)	Sertlik (HV _{0.025})			
		Alaşım			
		A1		A4	
		Aşınma Deney Yüktü (N)			
		13.3	40	13.3	40
Döküm	0	360	390	270	290
	25	337	380	264	269
	50	315	350	250	251
	75	303	324	238	237
	100	292	308	225	221
	150	285	291	221	218
	195	283	290	219	219
	250	284	286	216	222
	300	284	285	218	217
Yaşlandırılmış	0	357	400	288	307
	25	330	391	286	289
	50	313	361	272	272
	75	307	333	265	261
	100	302	310	264	257
	150	299	294	264	256
	195	298	296	260	258
	250	299	295	258	260
	300	298	297	262	259

6.4.2. Metal-Abrasif Aşınma Deney Sonuçları

İncelenen alaşımların dört farklı sıcaklıkta yapılan abrasif aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar ağırlık kaybı cinsinden Tablo 6.7’de verilmiştir. Genel olarak sıcaklığın artması ile ağırlık kaybı artmıştır. Ancak % 23.6 Ni_{es} değerine sahip A3 alaşımında 150°C’de ağırlık kaybında bir azalma gözlenmiştir. Ferritik matrise sahip alaşımın (A1) ağırlık kaybı, diğer alaşımlara (A2 A3 ve A4) göre sıcaklığın artması ile daha belirgin olarak değişmiştir. Döküm ve yaşlandırılmış çelikler karşılaştırıldığında, yaşlandırma ile ağırlık kaybındaki artışın daha fazla olduğu görülmüştür. Bu durum özellikle % 23.6 ve % 31.5 Ni_{es} değerine sahip alaşımlarda (A3 ve A4) daha belirgindir.

Tablo 6.7 Metal-abrasif aşınma deneylerine tabi tutulan numunelere ait ağırlık kaybı değerleri.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Ağırlık Kaybı ($\times 10^{-3}$ g)				
		Aşınma Deney Sıcaklığı (°C)				
		25	150	300	450	600
Döküm	A1	39.60	40.20	46.00	48.70	53.20
	A2	41.70	41.60	42.10	43.05	47.65
	A3	41.15	35.05	40.30	41.05	45.75
	A4	41.65	41.40	43.00	44.00	46.35
Yaşlandırılmış	A1	36.70	39.50	45.00	45.60	49.40
	A2	39.90	42.00	46.00	46.20	50.00
	A3	40.80	42.50	47.00	49.00	52.50
	A4	43.80	47.00	50.10	52.20	55.00

İncelenen alaşımlarının abrasif aşınma deneyi sonrası aşınmış yüzey optik mikroskop görüntüleri Şekil E.1’de ve SEM görünümleri ise Şekil E.2’de verilmiştir. Oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda abrasif aşınma, genel olarak yiv oluşumu (ploughing) ile gerçekleşmiş olup, bu durum optik mikroskop ve düşük büyütme

SEM fotoğraflarında (Şekil E.1 ve Şekil E.2) açıkça görülmektedir. Abrasif aşınma deneylerinin yapıldığı ortam sıcaklığının artması ile yiv genişliğinde belirgin artış olmuş ve matrise abrasif aşındırıcı taneler batmıştır.

Şekil E.3’de oda sıcaklığı ve 600°C’de metal-abrasif aşınma deneyine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeylerinin yüzey altı bölgelerine ait optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Aşınma deneyleri sırasında temas yüzeyinin altında, zımparanın kayma yönünde deformasyon olmuştur. Ancak yüzey altı deformasyonu metal-metal deneylerindeki kadar belirgin değildir (Şekil D.4). Oda sıcaklığı ve 600°C sıcaklıklarda aşındırılmış A1 ve A4 alaşımlarında aşınma yüzeyinin alt bölgelerinde sertlik ölçümleri yapılmış ve sonuçlar Tablo 6.8’de verilmiştir. Buradan görüldüğü gibi aşınma deneyleri sırasında aşınma yüzeyinin aaltındaki bölgelerde sertlik artmaktadır. Ancak oda sıcaklığında yapılan deneylerde meydana gelen sertlik artışı, yüksek sıcaklıkta yapılan (600°C) deneylerde meydana gelen sertlik artışından daha fazladır.

Tablo 6.8 Metal-abrasif aşınma deneyine tabi tutulan A1 ve A4 alaşımlarının aşınma yüzey altı sertlik sonuçları (HV_{0.025}).

Isıl İşlem Durumu	Aşınmış yüzeyden mesafe (μm)	Sertlik (HV _{0.025})			
		Alaşım			
		A1		A4	
		Aşınma Deney Sıcaklığı (°C)			
Döküm		20	600	20	600
	0	404	335	325	336
	25	397	325	307	315
	50	389	307	287	305
	75	378	304	278	289
	105	362	301	265	271
	150	350	297	260	269
	195	336	292	262	270
	250	335	289	259	265
	300	331	287	260	267
Yaşlandırılmış	0	396	340	376	342
	25	389	331	364	334
	50	381	317	356	315
	75	370	309	347	303
	105	361	304	335	300
	150	354	300	306	294
	195	327	295	290	281
	250	326	297	287	283
	300	324	294	283	280

6.4.3. İleri-Geri Aşınma Deneyleri

İncelenen Fe-Cr-Ni dökme çeliklerin, kuru ortam ileri-geri aşınma deneyi sırasında numunelerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin 3 boyutlu profilometrik görüntüleri en düşük ve en yüksek kayma hızları için Şekil F1’de gösterilmiştir. Numune yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin alanı, 3 boyutlu görüntülerden elde edilen 2 boyutlu profilometrik görüntülerden hesaplanmış ve Tablo 6.9’da verilmiştir. Şekil F.1 ve Tablo 6.9’da görüldüğü gibi döküm alaşımlarında $Ni_{eş}$ değerinin ve kayma hızının artması ile aşınma iz alanı artmaktadır. Yaşlandırılmış alaşımların iz alanlarında belirgin bir fark gözlenmemiştir. Döküm halindeki alaşımlar ile yaşlandırılmış alaşımlardan elde edilen sonuçlar karşılaştırıldığında, yaşlandırma işlemi ile alan kaybının arttığı söylenebilir. Bu durum % 23.6 ve % 31.5 $Ni_{eş}$ değerine sahip A3 ve A4 alaşımlarda daha belirgindir.

Tablo 6.9 Kuru ortam ileri-geri aşınma deney sonuçları.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Aşınma İz Alanı ($\times 10^{-3} \text{ mm}^2$)		
		Kayma Hızı (mm/s)		
		26	55	87
Döküm	A1	115	48	38
	A2	45	51	41
	A3	47	31	22
	A4	49	33	23
Yaşlandırılmış	A1	44	50	49
	A2	47	54	52
	A3	58	60	57
	A4	52	56	48

Kuru ortam aşınma deneyleri sonrası A1 ve A4 alaşımlarının aşınmış yüzeylerinin optik mikroskop görüntüleri Şekil F.2’de verilmiştir. Aşınma izlerinin SEM görüntüleri Şekil F.3’de yer almaktadır. Bu şekillerden görülmektedir ki, aşınma Al_2O_3 topun hareket yönünde yivler şeklinde gelişmektedir. Döküm halindeki alaşımlarda elde edilen aşınma izi daha düz iken, yaşlandırılmış alaşımlarda Al_2O_3 toptan kopan parçalar aşınma yüzeyine yapışarak daha pürüzlü bir yüzey oluşturmuştur. Al_2O_3 top yüzeyinde meydana gelen aşınma Şekil F.4’de görülmektedir.

İncelenen alaşımlarda kuru ortam aşınma deneyleri süresince sürtünme katsayılarında meydana gelen değişim Şekil F.5 ve Şekil F.6’da verilmiştir. Bu grafiklerden belirlenen kararlı durum sürtünme katsayısı değerleri Tablo 6.10’da görülmektedir. Döküm halindeki alaşımlarda, kayma hızının artması ile sürtünme katsayısı düşmektedir. Bu durum yaşlandırılmış alaşımlarda, döküm haline kıyasla o kadar belirgin değildir.

Tablo 6.10 Kuru ortam koşullarında farklı kayma hızlarında yapılan ileri-geri aşınma deneylerinden elde edilen kararlı durum sürtünme katsayısı değerleri.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Kararlı Sürtünme Katsayısı		
		Kayma Hızı (mm/s)		
		26	55	87
Döküm	A1	1.10	0.80	0.60
	A2	0.80	0.60	0.55
	A3	0.75	0.60	0.50
	A4	0.85	0.65	0.50
Yaşlandırılmış	A1	0.85	0.60	0.70
	A2	0.80	0.70	0.65
	A3	0.90	0.80	0.75
	A4	0.80	0.70	0.70

İncelenen alaşımların ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen aşınma izinin içinden sertlik ölçümü yapılmış ve elde edilen sonuçlar Tablo 6.11’de gösterilmiştir. Buradan görüldüğü gibi döküm halindeki alaşımların aşınmış yüzey sertliği kayma hızının artması ile artmıştır. Ancak yaşlandırılmış alaşımlarda aşınmış yüzey sertliği kayma hızı ile çok fazla değişmemiştir.

Tablo 6.11 Kuru ortam koşullarında farklı hızlarda yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin içinden ölçülen sertlik değerleri.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Aşınma izinin sertliği (HV ₁)		
		Kayma Hızı (mm/s)		
		26	55	87
Döküm	A1	417	460	488
	A2	449	465	476
	A3	473	480	497
	A4	467	472	492
Yaşlandırılmış	A1	478	481	490
	A2	460	465	470
	A3	450	455	457
	A4	447	463	465

6.5. Korozi ortam aşınma deneyleri

İncelenen alaşımların farklı çözeltiler içinde yapılan aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin 3 boyutlu profilometrik görünümü Şekil G.1-G.4’de gösterilmiştir. Numune yüzeyinde oluşan iz (Şekil G.1-G.4) 2 boyutlu görünümünden hesaplanan aşınma iz alanları Tablo 6.12.’de verilmiştir. Alaşımın Ni_{eq} değerinin ve deney çözeltisindeki NaCl, H₂SO₄ ve FeCl₃ konsantrasyonlarının artması ile aşınma miktarı artmaktadır. İncelenen çözeltiler içinde FeCl₃ diğerlerinden daha sadırgan bir ortam oluşturmuştur. Döküm halindeki

alaşımlar ile yaşlandırılmış alaşımlar karşılaştırıldıklarında yaşlandırma ile aşınma iz alanında bir azalma gözlenmektedir.

Farklı çözeltiler (saf su, NaCl, H₂SO₄ ve FeCl₃) içinde yapılan aşınma deneyleri sırasında numune yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin optik mikroskop ve SEM görüntüleri sırasıyla Şekil G.5-G.11 ve Şekil G.12-G.15'de yer almaktadır. Çeliklerin Ni_{es} değerinin veya çözelti konsantrasyonunun artması ile izin genişliği ve derinliği artmaktadır.

% 10 NaCl çözeltisi içerisinde yapılan deneyler sonrası % 14.9 Ni_{es} değerine sahip A1 alaşımının yüzeyinde oluşmuş olan aşınma izinin içinde korozyon ürünlerine rastlanmıştır (Şekil G.13). Ancak %3 1.5 Ni_{es} değerine sahip A4 alaşımında oluşan yivler daha derin ve bunun sonucunda daha pürüzlü bir yüzey elde edilmiştir.

H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası döküm halinde % 14.9 Ni_{es} değerine sahip A1 alaşımının yüzeyinde oluşan izin SEM fotoğraflarında ağ peteği görünümünde korozyon ürünleri (Şekil G.14) meydana gelmiş olup, % 31.5 Ni_{es} değerine sahip A4 alaşımında da bir miktar oyuklanma ve ince aşınma çizgilerinin oluşumu gözlenmiştir. Yaşlandırılmış alaşımlardan elde edilen görüntülerde oyuklanma ve korozyon ürünleri daha azdır.

FeCl₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında döküm halinde ve yaşlandırılmış durumda numune yüzeyinde oluşan aşınma izlerinin içinde korozyon ürünleri ve aşınma yönüne paralel yivler gözlenmiştir (Şekil G.15).

İleri-geri aşınma deneyi süresince elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri de Şekil G.16-G.19 arasında verilmiş olup, kararlı durum sürtünme katsayıları bu grafiklerden belirlenmiştir. Tablo 6.12'de kararlı durum sürtünme katsayısı değerleri görülmektedir. Genel bir eğilim olarak saf su içerisine NaCl veya H₂SO₄ veya FeCl₃ ilavesi ile sürtünme katsayısı azalmıştır.

Korozif ortam aşınma deneyleri sonrasında Al₂O₃ bilya üzerinde yapılan incelemelerde ölçülebilir aşınma gözlenmemiştir.

Tablo 6.12 Farklı çözeltiler içinde yapılan ileri-geri aşınma deneylerine ait sonuçlar.

Isıl İşlem Durumu	Aşınım	Aşınma İz Alanı ($\times 10^{-6} \text{ mm}^2$)													
		NaCl Çözeltisi (%)				H ₂ SO ₄ Çözeltisi (%)				FeCl ₃ Çözeltisi (%)					
		Saf Su	1.0	3.5	7.0	10.0	1.0	3.5	7.0	10.0	1.0	3.5	7.0	10.0	
Döküm	A1	704	730	870	952	987	968	1065	1171	1258	3990	4200	4800	5550	
	A2	807	920	985	1098	1260	1150	1250	1366	1481	5170	6010	7840	9940	
	A3	847	869	954	1048	1124	1180	1240	1320	1460	5150	5910	8130	9500	
	A4	845	912	967	1016	1072	1210	1320	1400	1486	4800	5830	8030	9380	
Yaşlandırılmış	A1	645	685	710	810	860	658	726	823	900	2500	3320	4560	6000	
	A2	708	740	800	869	920	874	990	1072	1150	3000	6700	9250	12800	
	A3	704	817	859	954	1000	825	900	1000	1100	3130	7000	8800	12000	
	A4	680	768	820	905	960	784	870	957	1050	3020	5810	8140	11500	

Tablo 6.13 Farklı çözeltiler içinde yapılan ileri-geri aşınma deneylerine ait kararlı durum sürtünme katsayısı değerleri.

Isıl İşlem Durumu	Aşınım	Sürtünme Katsayısı													
		NaCl Çözeltisi (%)				H ₂ SO ₄ Çözeltisi (%)				FeCl ₃ Çözeltisi (%)					
		Saf Su	1.0	3.5	7.0	10.0	1.0	3.5	7.0	10.0	1.0	3.5	7.0	10.0	10.0
Döküm	A1	0.75	0.55	0.50	0.60	0.60	0.35	0.35	0.20	0.30	0.55	0.55	0.35	0.52	
	A2	0.70	0.60	0.65	0.65	0.65	0.47	0.52	0.45	0.40	0.52	0.45	0.55	0.50	
	A3	0.75	0.60	0.60	0.65	0.65	0.42	0.50	0.32	0.40	0.57	0.55	0.47	0.50	
	A4	0.75	0.60	0.70	0.65	0.70	0.40	0.45	0.35	0.38	0.60	0.60	0.55	0.55	
Yaşlandırılmış	A1	0.70	0.60	0.55	0.60	0.60	0.30	0.45	0.30	0.40	0.45	0.55	0.60	0.65	
	A2	0.60	0.75	0.70	0.70	0.70	0.55	0.50	0.35	0.40	0.45	0.55	0.65	0.65	
	A3	0.50	0.65	0.65	0.70	0.70	0.47	0.40	0.32	0.40	0.45	0.55	0.52	0.50	
	A4	0.55	0.65	0.65	0.70	0.65	0.45	0.40	0.32	0.30	0.55	0.60	0.55	0.55	

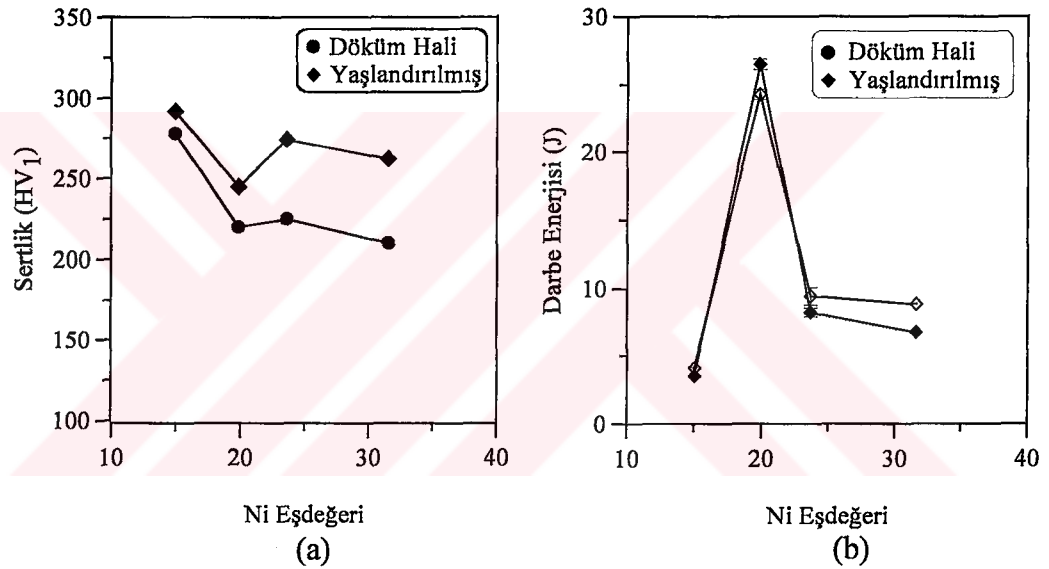
7. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

7.1. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi

İncelenen alaşımlarda $Cr_{eş}$ değerinin sabit kaldığı düşünülerek, $Ni_{eş}$ değerinin sertlik ve darbe enerjisi üzerindeki etkisi Tablo 6.2'ye göre Şekil 7.1'de çizilmiştir. Hem döküm ve hem de yaşlandırılmış durumda incelenen alaşımların sertlik değerleri $Ni_{eş}$ değerinin artması ile azalmıştır (Şekil 7.1a). Yaşlandırılmış alaşımlar döküm haline nazaran daha yüksek sertlik değerlerine sahiptir. Sertlik artışı A1 alaşımında çok az (% 3) iken $Ni_{eş}$ değeri en yüksek olan A4 alaşımında % 25 düzeyindedir. Şekil 7.1.b'de de görüldüğü gibi uygulanan yaşlandırma işlemi alaşımların darbe enerjisinde bir miktar azalmaya sebep olmuştur. Darbe enerjisindeki azalma incelenen alaşımlar içinde en yüksek $Ni_{eş}$ değerine sahip alaşımda (% 31.5 $Ni_{eş}$ değerine sahip A4 alaşımı) % 30 mertebesinde. Diğer alaşımlardan daha düşük $Cr_{eş}$ değerine sahip olan A2 alaşımı hariç tutulacak olursa, çeliklerin $Ni_{eş}$ değerinin artması ile darbe enerjisinin artma eğiliminde olduğunu söylemek mümkündür. İncelenen alaşımlar içinde en yüksek darbe enerjisi Cr içeriği %17 olan A2 alaşımında elde edilmiştir. Cr içeriği % 25-28 aralığında değişen A1, A3 ve A4 alaşımları daha düşük darbe enerjisine sahiptir.

İncelenen alaşımların mikroyapısı Şekil 2.1'de modifiye edilmiş Schaffler diyagramı ile belirlenebilir. A1 alaşımı, bileşiminde yüksek miktarda Cr (% 27) ve düşük miktarda Ni'nin (% 5) bulunması nedeniyle ferritik matrise sahiptir. A2, A3 ve A4 alaşımları ise yüksek oranda Ni (% 5-20) içerdiklerinden matrisleri ostenitiktir [1,5,27,38,54,55]. Bu tespitle uyumlu olarak XRD analiz sonuçları (Şekil A.3) da A1 alaşımının ferritik matrise, diğer alaşımların ise (A2, A3 ve A4) ostenitik matrise sahip olduklarını ortaya çıkarmıştır. Ayrıca, XRD çalışmalarıyla incelenen çeliklerin mikroyapısında bulunan baskın karbürün kromca zengin $M_{23}C_6$ tipi olduğu belirlenmiştir. Şekil A.1'deki mikroyapı fotoğrafları, siyah renkli karbürlerin çeliklerin Ni içeriğinin artması ile azaldığını göstermektedir. Bileşimde bulunan Ni

miktarının artması ile ostenitin kararlılığı ve C çözünürlüğü artmakta ve mikroyapıda bulunan karbür miktarı azalmaktadır [27]. Bu da Şekil 7.1'de görüldüğü gibi Ni_{eq} değerinin artması ile sertliğin azalmasına ve tokluğun artmasına sebep olmuştur. XRD çalışmaları ile ostenitik matrise sahip A3 ve A4 alaşımlarının mikroyapısında yaşlandırma ile sigma fazının oluştuğu tespit edilmiştir (Şekil A3). Daha önce de belirtildiği gibi sigma fazı, sert ve gevrek bir faz olup [18,52], % 55 Fe, % 29 Cr, % 11 Mo ve % 5 Ni tipik kompozisyona sahiptir ve $(Fe, Ni)_3 (Cr, Mo)_2$ şeklinde gösterilir [1]. Dolayısıyla yaşlandırma ısısal işlemi sonrası A3 ve A4 alaşımlarında sertlik artışının ve gevrekleşmenin A1 ve A2 alaşımından daha fazla olması mikroyapıda sigma fazının oluşumuna bağlanabilir. Benzer sonuçlar Lu ve arkadaşları [52] tarafından Fe-0.06C-31Cr-6Ni alaşımlarında da gözlenmiştir.



Şekil 7.1 İncelenen alaşımların Ni_{eq} değerine bağlı olarak (a) sertlik ve (b) darbe enerjisi sonuçları.

7.2. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Korozyon Özelliklerine Etkisi

NaCl Çözeltisi

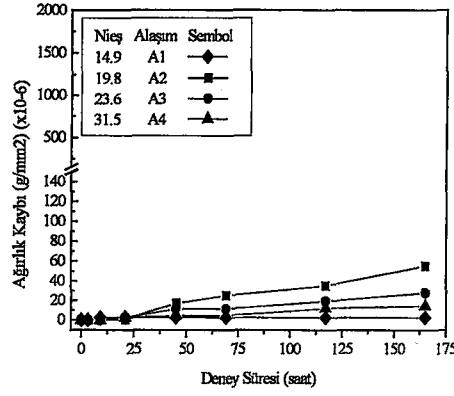
İncelenen alaşımların % 1-10 NaCl çözeltisine daldırarak yapılan korozyon deneylerinde 1200 saat sonunda sadece diğer alaşımlardan daha düşük oranda Cr içeren A2 alaşımında ağırlık kaybı tespit edilmiştir. Yaşlandırılan A2 alaşımı döküm halindeki A2 alaşımından daha fazla korozyona uğramıştır. Cr içeriği % 25-27

aralığında olan A1, A3 ve A4 alaşımları gerek döküm halinde, gerekse yaşlandırılmış durumda NaCl çözeltisi içerisinde korozyona karşı çok yüksek direnç göstermiştir.

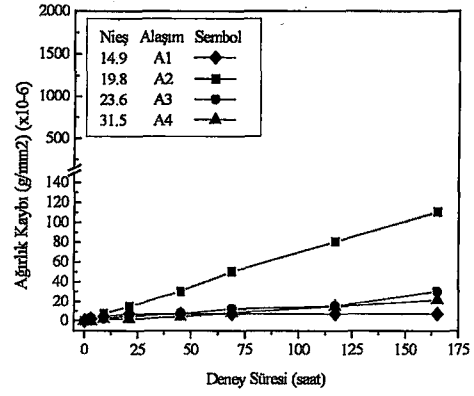
H₂SO₄ Çözeltisi

Tablo 6.3’de verilen, döküm hali ve yaşlandırılmış alaşımların % 1-10 H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin deney süresi ile değişimi sırasıyla Şekil 7.2 ve Şekil 7.3’de çizilmiştir. Deney süresi ve çözelti konsantrasyonunun artması ile birlikte ağırlık kaybı da artmaktadır.

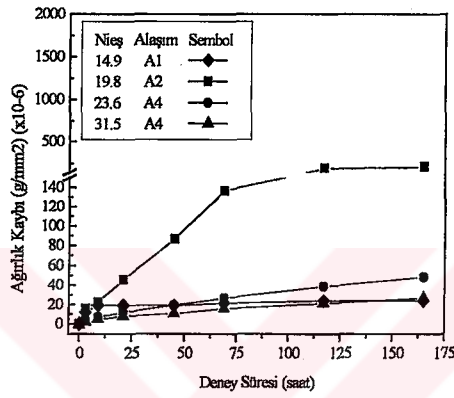
İncelenen alaşımların H₂SO₄ çözeltisi içerisinde 165 saat sonunda elde edilen ağırlık kaybı değerlerinden Rölatif Korozyon Direnci (RKD_{H₂SO₄}) hesaplanmıştır. RKD_{H₂SO₄}, % 1 H₂SO₄ çözeltisi içinde döküm halindeki A1 alaşımının ağırlık kaybı değerinin incelenen alaşımların, incelenen çözelti konsantrasyonlarında (% 1, % 3.5, % 7 ve % 10 H₂SO₄) elde edilen ağırlık kaybı değerlerine bölünerek saptanmıştır. Buna göre A1 alaşımının % 1 H₂SO₄ çözeltisinde RKD_{H₂SO₄} değeri 1 olarak alınmıştır. RKD_{H₂SO₄} değerlerinin Ni_{es} değeri ile değişimi Şekil 7.4’de verilmiştir. Cr içeriği diğerlerinden düşük olan A2 alaşımı hariç tutulacak olursa, döküm halindeki alaşımlarda %7 ve daha yüksek konsantrasyonlarda ve yaşlandırılmış alaşımların ise incelenen tüm konsantrasyonlarında Ni_{es} değerinin artması ile korozyon direnci de artmaktadır. Bu artış, yaşlandırılmış alaşımlarda % 7’den düşük konsantrasyonlarda daha açık ve net olarak görülmektedir. Ancak Ni’in korozyon direnci üzerindeki olumlu etkisi yüksek konsantrasyonlarda (özellikle % 10 H₂SO₄) daha az belirgindir. % 1 ve % 3.5 gibi düşük konsantrasyonlu H₂SO₄ çözeltisinde ise döküm halindeki alaşımlar içerisinde en düşük Ni_{es} değerine (% 14.9) sahip olan A1 alaşımı en yüksek korozyon direnci sergilemiştir. Bu alaşıma uygulanan yaşlandırma işlemi korozyon direncinin düşmesine neden olmuştur.



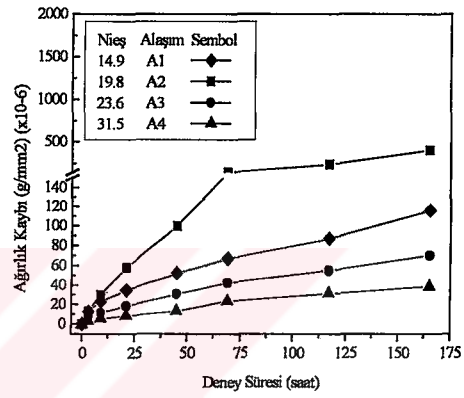
(a)



(b)



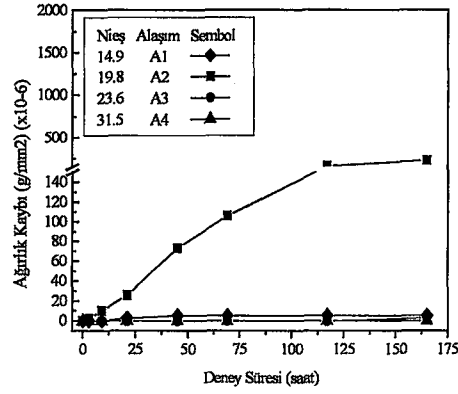
(c)



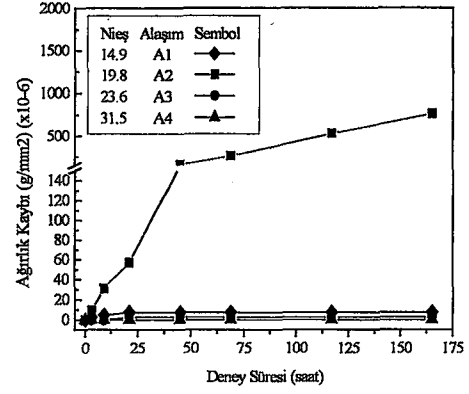
(d)

Şekil.7.2 Döküm halindeki alaşımların (a) % 1, (b) % 3.5, (c) % 7 ve (d) % 10 H₂SO₄ çözeltisi içerisindeki ağırlık kaybı değerlerinin deney süresi ile değişimi

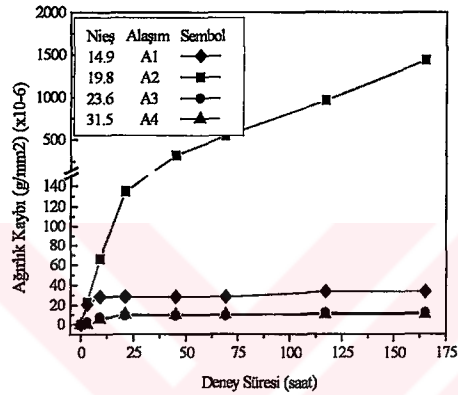
Şekil C.1-C.4’de verilen % 1 ve % 10 H₂SO₄ çözeltileri içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan alaşımların yüzeylerine ait optik mikroskop görüntülerinden, alaşımlarda korozyonun, oyuklanma ve çatlak oluşumu şeklinde geliştiği sonucu çıkarılmıştır. Çözelti konsantrasyonunun artması ile oyuk ve çatlaklar belirgin bir şekilde artmıştır. Şekil C.1 ve Şekil C.2’de görüldüğü gibi, yaşlandırma ile oyuk ve çatlak miktarı özellikle A3 ve A4 alaşımlarında azalmıştır. İncelenen alaşımlar içerisinde en düşük Cr içeriğine sahip olan A2 alaşımında yaşlandırma ısıl işlemi sonrası çok büyük çatlaklar oluşmuştur.



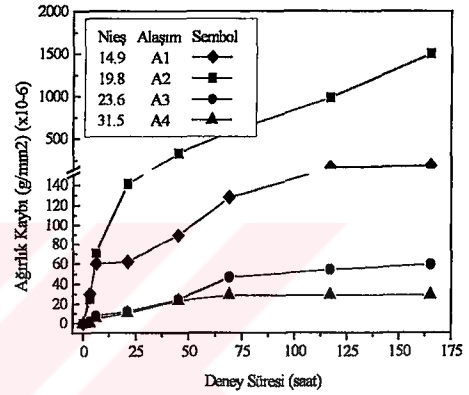
(a)



(b)

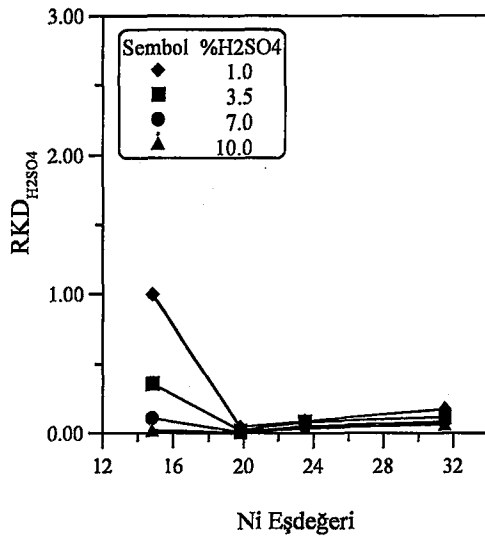


(c)

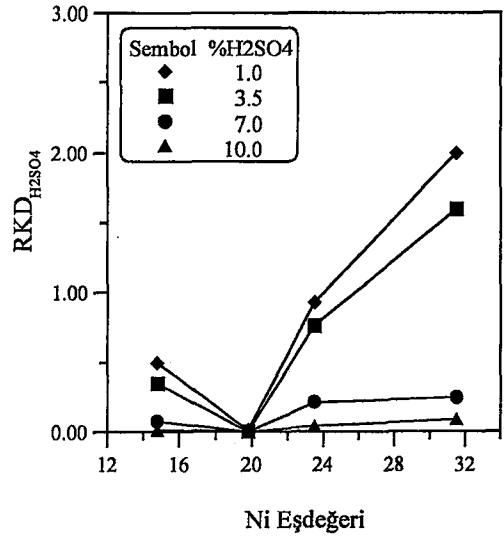


(d)

Şekil.7.3 Yaşlandırılmış alaşımların (a) % 1, (b) % 3.5, (c) % 7 ve (d) % 10 H₂SO₄ çözeltisi içerisindeki ağırlık kaybı değerlerinin deney süresi ile değişimi



(a)



(b)

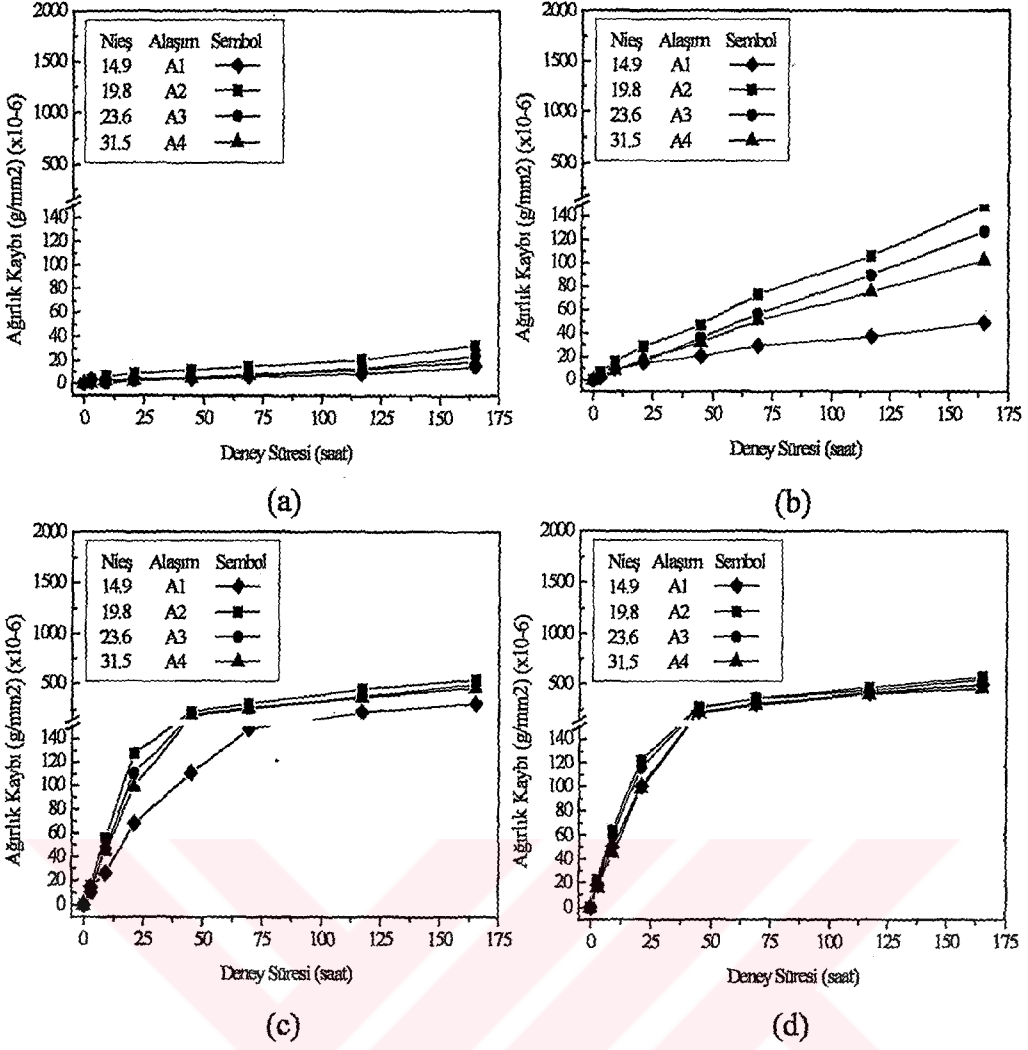
Şekil 7.4 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozyon Direnci (RKD_{H2SO4}) değerlerinin Ni_{es} değeri ile değişimi.

FeCl₃ Çözeltisi

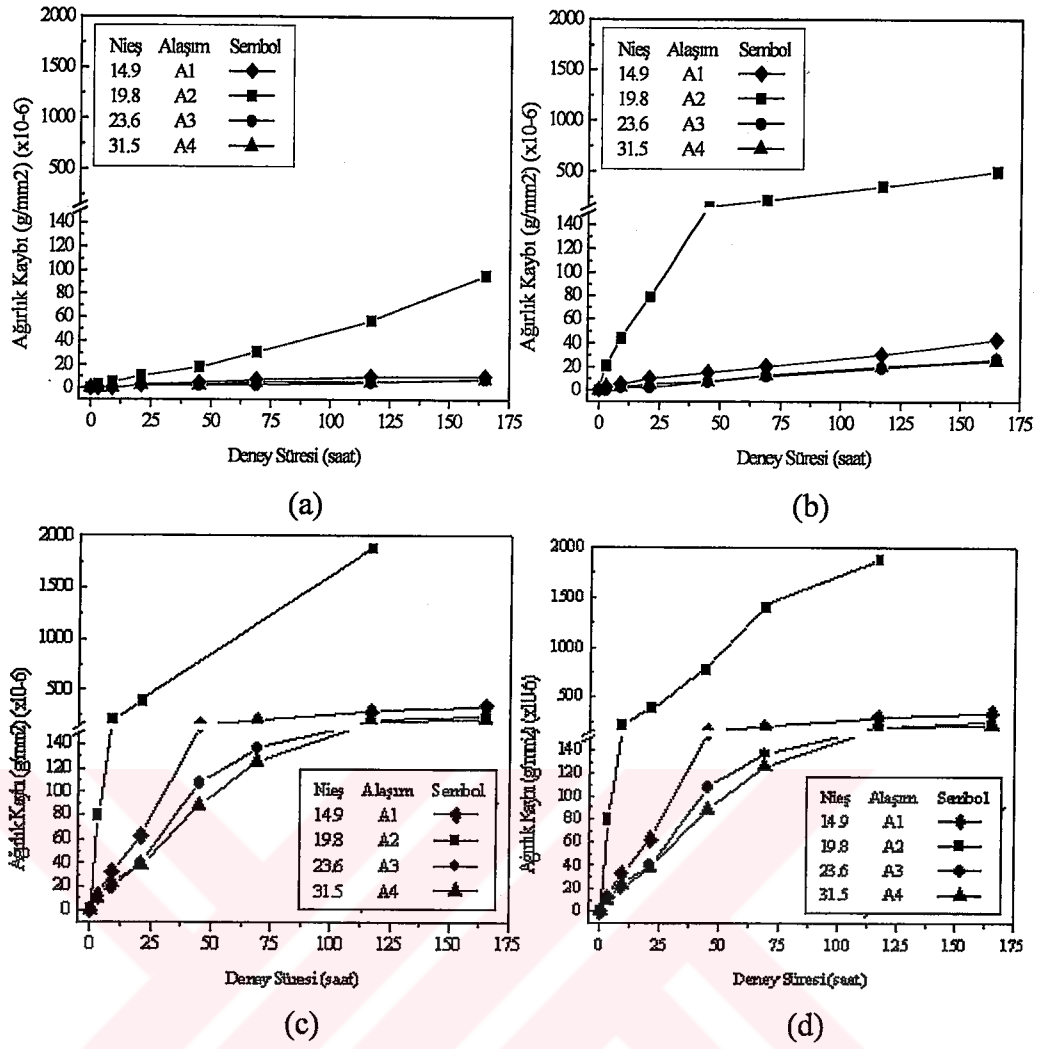
Tablo 6.4’de verilen döküm hali ve yaşlandırılmış alaşımların % 1-10 FeCl₃ çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin deney süresi ile değişimi Şekil 7.5 ve Şekil 7.6’da çizilmiştir. H₂SO₄ çözeltisine kıyasla FeCl₃ çözeltisi son derece saldırgan bir ortam oluşturmuş ve incelenen alaşımlarda daha fazla ağırlık kaybına sebep olmuştur. FeCl₃ konsantrasyonunun artması ile ağırlık kaybı artmış olup, gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış durumda yüksek FeCl₃ konsantrasyonlarında yapılan deneylerde incelenen alaşımlar daha fazla korozyona uğramıştır. Bu durum deney numunelerinin yüzey görünümülerinden de kolayca anlaşılabılır.

% 10 FeCl₃ çözeltisi içerisinde tutulan alaşımların yüzeyleri (Şekil C.3-C.7) H₂SO₄’de tutulanlara kıyasla daha parlak ve daha yoğun çatlaklar içermektedir. % 10 FeCl₃ çözeltisi içerisinde elde edilen yüzeylerde korozyon ürünlerine de rastlanmaktadır. Döküm halinde ve yaşlandırılmış A1 alaşımının yüzey görünümüleri arasında çok belirgin bir fark yoktur. A2 alaşımında, yaşlandırma ısıl işlemi ile korozyon oldukça şiddetlenmiş ve yüzeyde derin çatlaklar oluşmuştur. A3 ve A4 alaşımlarında ise yaşlandırma ile korozyonun azaldığı görülebilmektedir. Döküm halinde yüzeyde ince çatlaklar varken, yaşlandırılmış alaşımlarda çatlak gözlenmemiştir.

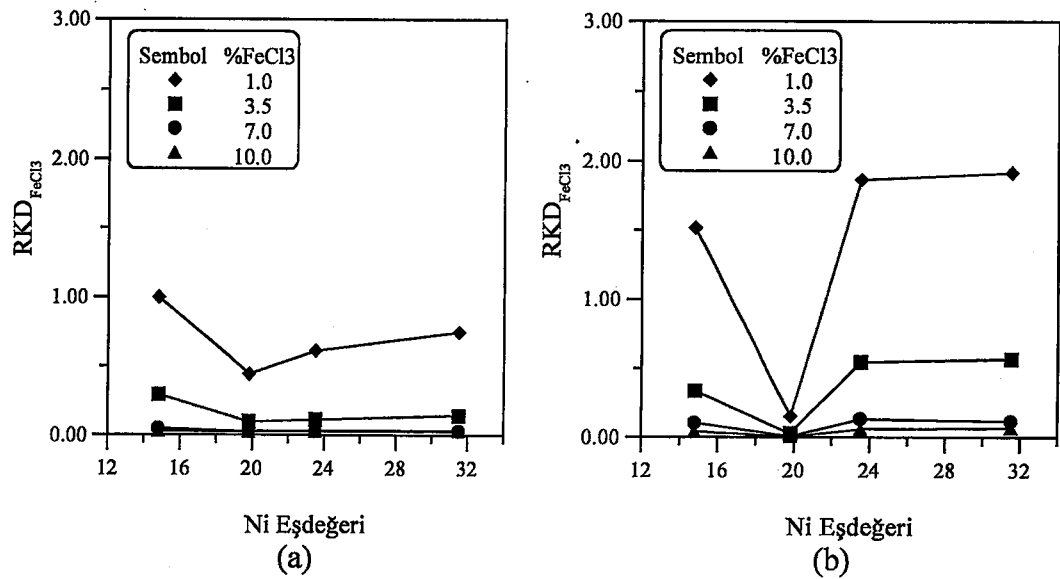
İncelenen alaşımların FeCl₃ çözeltisi içerisinde 165 saat sonunda elde edilen ağırlık kaybı değerlerinden Rölatif Korozyon Direnci (RKD_{FeCl3}) hesaplanmıştır. RKD_{FeCl3}’ün hesaplanmasında, RKD_{H2SO4}’deki yöntem kullanılmış ve A1 alaşımının % 1 FeCl₃ çözeltisindeki RKD_{FeCl3} değeri 1 olarak alınmıştır. RKD_{FeCl3} değerlerinin Ni_{es} değeri ile değişimi Şekil 7.7’de verilmiştir. Gerek döküm ve gerekse yaşlandırılmış durumda en yüksek RKD_{FeCl3} değerleri % 1 FeCl₃ çözeltisinde elde edilmiştir. Diğer alaşımlara nazaran bileşiminde daha düşük oranda Cr bulunan A2 alaşımı en düşük korozyon direnci göstermiştir. % 1 ve % 3.5 FeCl₃ çözeltilerinde alaşımın Ni_{es} değerinin artması döküm halinde RKD_{FeCl3} değerini düşürürken, yaşlandırılmış alaşımlarda arttırmaktadır. % 7 ve % 10 FeCl₃ çözeltilerinde ise Ni_{es} değerinin RKD_{FeCl3} üzerindeki etkisi düşük FeCl₃ konsantrasyonlu çözeltilerdeki kadar belirgin değildir.



Şekil 7.5 Döküm halindeki alaşımların (a) % 1, (b) % 3.5, (c) % 7 ve (d) % 10 FeCl₃ çözeltisi içerisindeki ağırlık kaybı değerlerinin deney süresi ile değişimi.



Şekil 7.6 Yaşlandırılmış alaşımların (a) % 1, (b) % 3.5, (c) % 7 ve (d) % 10 FeCl₃ çözeltisi içerisindeki ağırlık kaybı değerlerinin deney süresi ile değişimi.



Şekil 7.7 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların FeCl₃ çözeltisi içerisinde yapılan korozyon deneyleri sonrası belirlenen Rölatif Korozyon Direnci (RKD_{FeCl3}) değerlerinin Ni_{es} değeri ile değişimi.

Değerlendirme

Korozyon deneylerinin yapıldığı NaCl, H₂SO₄ ve FeCl₃ çözeltileri içinde, gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış durumda en düşük korozyon direnci A2 alaşımında görülmüştür. Bu alaşımın diğerlerinden (A1, A3 ve A4) daha düşük korozyon direnci sergilemesinin nedeni, bileşimdeki Cr miktarının düşük olmasıdır. Cr'nin çelik yüzeyinde koruyucu oksit tabakası oluşturarak çeliği korozyona karşı koruyan en önemli element olduğu bilinmektedir [29,32,37,56].

H₂SO₄ ve FeCl₃ çözeltilerinde yapılan deneylerde, döküm ve yaşlandırılmış alaşımlarda korozyon farklı yönde gelişmiştir. % 1 ve % 3.5 gibi düşük çözelti konsantrasyonlarında Ni_{es} değeri artarken döküm halindeki alaşımlarda korozyon direnci azalmış, yaşlandırılmış alaşımların korozyon direnci artmıştır (Şekil 7.4 ve Şekil 7.7). Yaşlandırma işlemi A1 ve A2 alaşımlarının korozyon direncini bir miktar düşürürken, A3 ve A4 alaşımlarında belirgin şekilde arttırmıştır.

Literatürde [51], Cr-Ni alaşımlarında Ni, yüzeydeki oksit filminin kararlılığını artırması nedeniyle alaşımın korozyon direncini iyileştirdiği ileri sürülmektedir. Bu çalışmada söz konusu durum yaşlandırılmış alaşımlarda belirgin olarak görülmüştür. % 7 ve % 10 gibi yüksek H₂SO₄ ve FeCl₃ çözeltilerinde yapılan korozyon deney sonuçları, döküm halindeki alaşımlarda da Ni'nin olumlu etkisini çok belirgin olmasada göstermiştir.

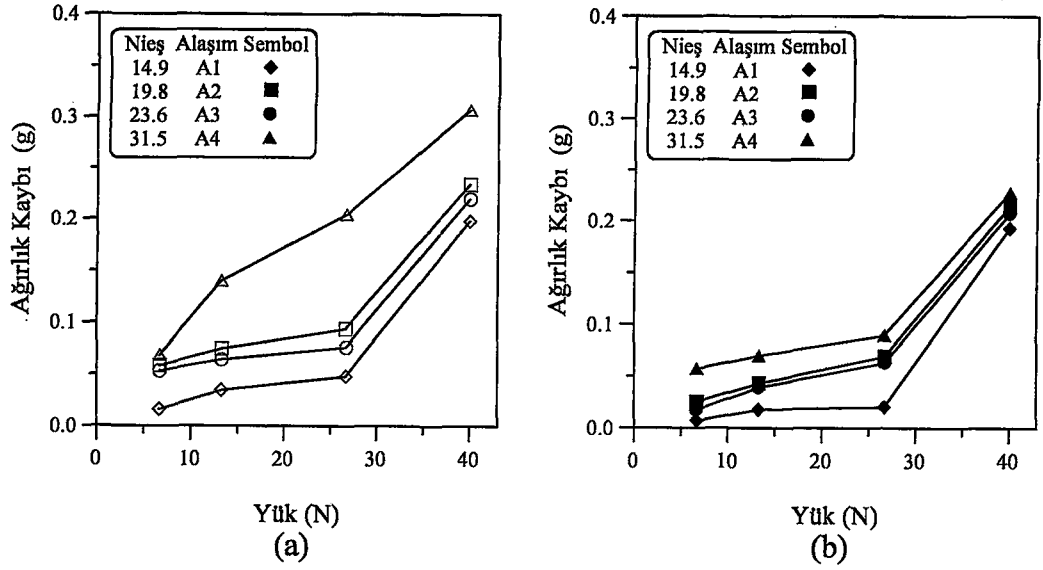
Paslanmaz çeliklerin mikroyapısında Cr₂₃C₆ çökmesinin matriste çözünen serbest Cr miktarını azalttığı ve böylece korozyon direncinin düştüğü bilinmektedir. Diğer taraftan mikroyapıda karbür ve nitrürlere nazaran daha az katot olarak davranan σ fazının çökmesiyle korozyon direncinin geliştiği öne sürülmektedir [52]. Nitekim ostenitik matrise sahip A3 ve A4 alaşımlarında yaşlanma ile daha yüksek korozyon direnci sağlanması, mikroyapıda σ fazının çökmesine dayandırılabilir. A1 ve A2 alaşımlarında yaşlandırma ile mikroyapıda σ oluşmaması sebebiyle bu alaşımlar döküm haline nazaran daha düşük korozyon direnci sergilemişlerdir. Bunun nedeni, yaşlandırma ısı işlemi sırasında matrisin Cr'ca fakirleşmesine sebep olan krom karbür çökmesine dayandırılabilir.

7.3. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Kuru Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi

7.3.1. Metal-Metal Aşınma Özellikleri

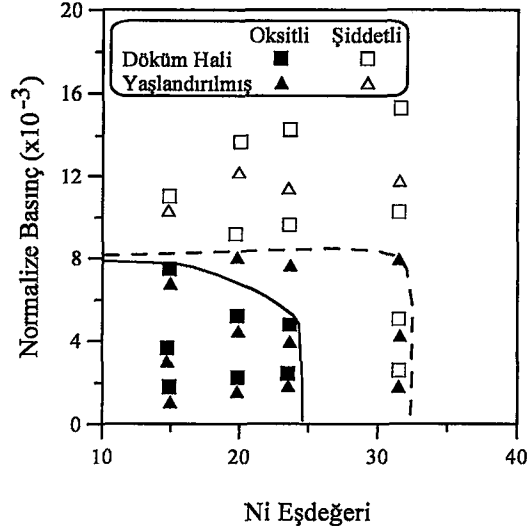
İncelenen alaşımların Tablo 6.5’de verilen metal-metal aşınma deneyleri sonrası ağırlık kayıpları, deney yüküne (N) bağlı olarak Şekil 7.8.’de verilmiştir. Döküm halindeki A1, A2 ve A3 alaşımlarının ağırlık kayıpları 27 N deney yüküne kadar hafif bir şekilde artarken, 27 N’un üzerindeki yüklerde şiddetli bir şekilde ağırlık kaybı olmaktadır. Döküm halindeki A4 alaşımının ağırlık kaybı ise uygulanan tüm yüklerde şiddetli bir şekilde artmıştır. Yaşlandırılmış koşulda incelenen alaşımların ağırlık kayıpları 27 N deney yükünün altında ve üstünde iki farklı bölge sergilemiştir.

Şekil D.1-Şekil D.3’deki aşınma yüzey görüntüleri incelendiğinde, çeliklerin aşınma yüzeylerinde iki farklı topografinin mevcut olduğu görülebilir. Düşük yüklerde (13.3 N) döküm hali ve yaşlandırılmış alaşımların aşınmış yüzeylerinin daha düzgün ve oksit tabakası ile kaplı olduğu görülmüştür. Oksit kaplı aşınma yüzeyinde karşı takım çeliğinden (M2) transfer olan W, Mo elementlerinin yanı sıra O, Fe, Cr ve Ni’de bulunmaktadır. Bu nedenle söz konusu deney koşullarında oksitlenmeli aşınmanın etkin aşınma mekanizması olduğunu söylemek mümkündür. Döküm hali A4 alaşımının aşınmış yüzey topografisi diğerlerinden farklı olup, tüm deney yüklerinde plastik deformasyon ve tabakalı ayrılma gösteren şiddetli aşınma sergilemiştir. Yüksek deney yüklerinde (40 N) döküm hali ve yaşlandırılmış alaşımların aşınmış yüzeyleri parlak ve pürüzlü, kayma yönünde yönlenmiş yivli yüzeye sahiptir. SEM çalışmaları plastik deformasyon ve tabakalı ayrılmanın etkin olduğu şiddetli aşınma karakteristiğine sahip parçacık kopması oluşumunu ortaya çıkarmıştır (Şekil D.2 ve D.3).



Şekil 7.8 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların metal-metal aşınma deneyi sonrası elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin deney yükü ile değişimi.

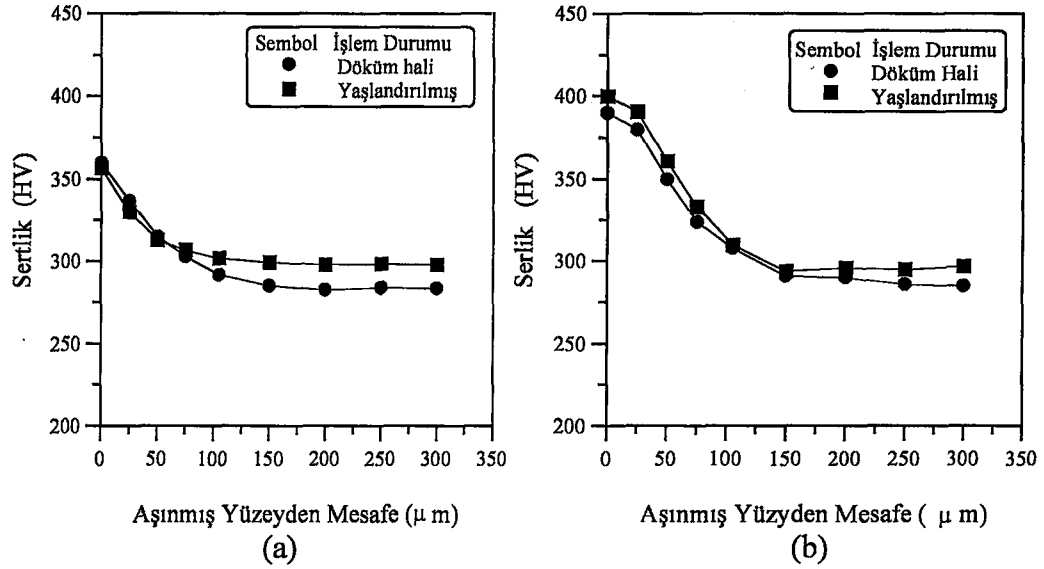
Şekil 7.9'da incelenen alaşımların $Ni_{eş}$ değerine ve normalize edilmiş basınçla göre aşınma mekanizması haritası çizilmiştir. Normalize edilmiş basınç, aşınma esnasında uygulanan deney basıncının incelenen alaşımların sertliğine oranı olarak belirlenmiştir. Aşınma yüzeyi incelemelerine göre, Şekil 7.9.'da koyu renkli semboller oksitlenmeli aşınma bölgesini, içi boş semboller ise şiddetli aşınma bölgesini göstermektedir. Şekil 7.9, yüksek normalize basınç değerlerinde ($> 8 \times 10^{-3}$) baskın mekanizmanın şiddetli aşınma, düşük normalize basınç değerlerinde ($< 8 \times 10^{-3}$) ise oksitlenmeli aşınmanın etkin olduğunu belirtmektedir. Yaşlandırma işlemi oksitlenmeli ve şiddetli aşınma bölgelerini birbirinden ayıran sınırı daha yüksek $Ni_{eş}$ değerine doğru taşımaktadır. Bu çalışmayla uyumlu olarak Lim ve Ashby [57] çeliklerin aşınması ile ilgili yaptıkları araştırmalarda düşük normalize edilmiş basınçlarda ($< 10 \times 10^{-3}$) oksitlenmeli aşınmanın, yüksek normalize edilmiş basınçlarda ($> 10 \times 10^{-3}$) ise şiddetli aşınmanın etkin olduğunu belirtmişlerdir.



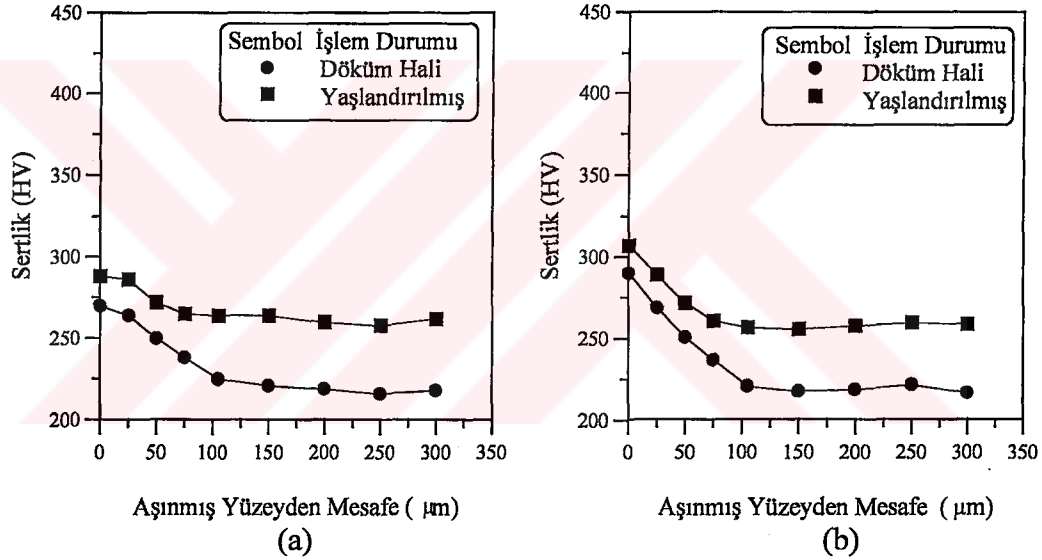
Şekil 7.9 Metal-metal aşınma deneyleri sonrası incelenen alaşımlara ait aşınma mekanizması haritası

İncelenen alaşımların aşınmış yüzey altı sertlik sonuçları mesafeye bağlı olarak Şekil 7.10. ve Şekil 7.11.'de verilmiştir. Alaşımların yüzey altı sertliği ve sertleşmiş tabakanın genişliği uygulanan yükün artması ile artmıştır. Düşük deney yüklerinde orijinal sertliğe göre yüzey altı sertliği % 25 düzeyinde artarken yüksek deney yüklerinde bu artış % 40 seviyelerine çıkmıştır (Şekil 7.10). Bu göstermektedir ki, uygulanan deney yükünün artması ile aşınmış yüzeyde meydana gelen plastik deformasyon (Şekil D.4) sonucu oluşan deformasyon sertleşmesi, temas yüzeyi sertliğini daha fazla arttırmaktadır.

Şiddetli aşınma koşullarında temas yüzey altı yüksek sertlik değerlerine ulaşmasına rağmen, incelenen alaşımlar aşınmaya karşı yeterli direnç göstermemiştir. Yüzey altında şiddetli plastik deformasyon temas yüzeyine paralel çatlakların oluşumunu ve/veya yayılmasını teşvik ettiği ve sonuçta tabaka şeklinde kırılmaların meydana geldiği literatürde rapor edilmiştir [58-67]. Oksitlenmeli aşınma deney koşullarında incelenen alaşımların yüksek aşınma direnci yüzey altı sertliğinden ziyade oksit tabakasının yağlayıcı etkisine dayandırılmaktadır.



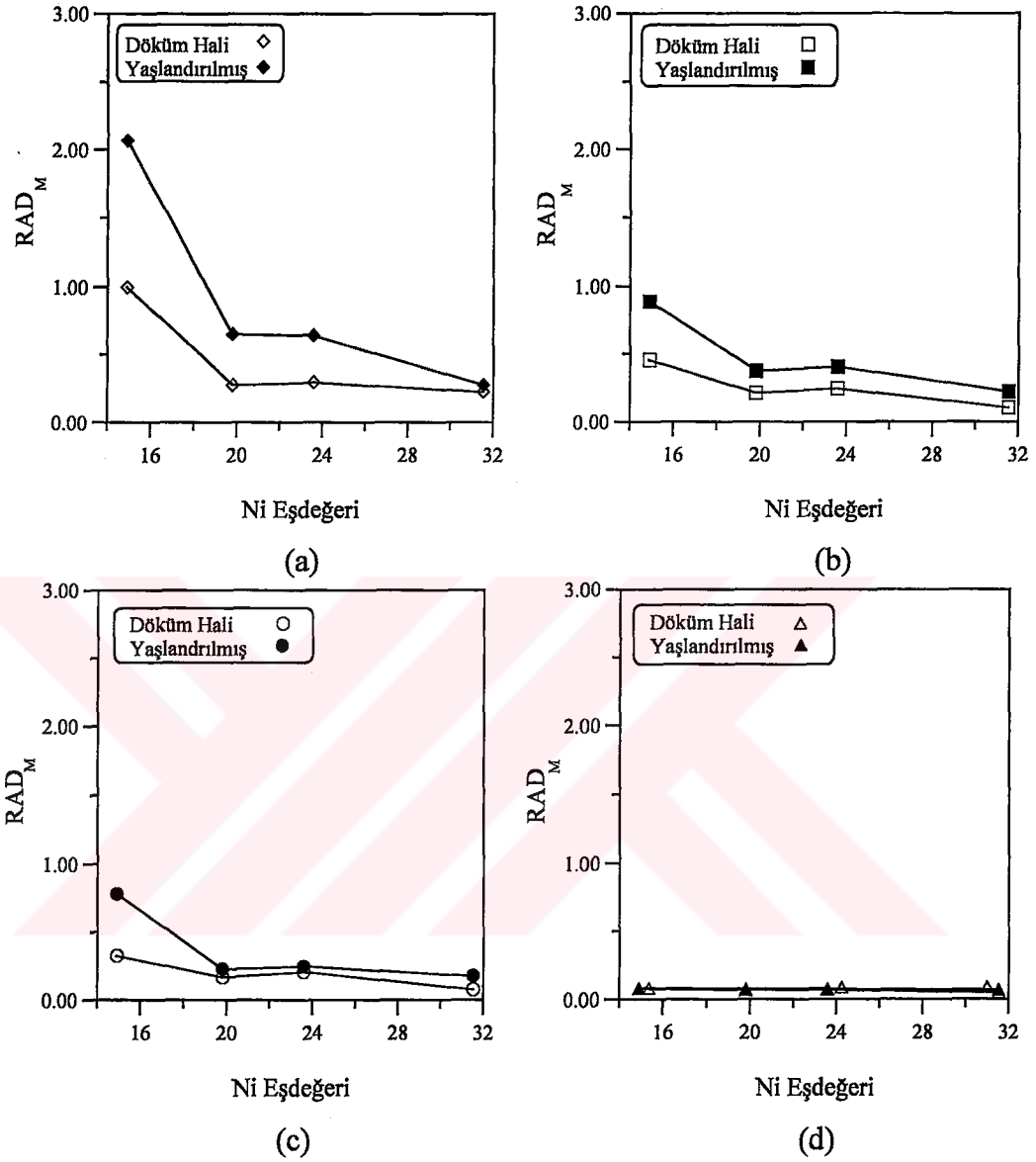
Şekil 7.10 (a) 13.3 N ve (b) 40 N yük altında yapılan metal-metal aşınma deneyleri sonrası A1 alaşımının aşınmış yüzeyden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.



Şekil 7.11 (a) 13.3 N ve (b) 40 N yük altında yapılan metal-metal aşınma deneyleri sonrası A4 alaşımının aşınmış yüzeyden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.

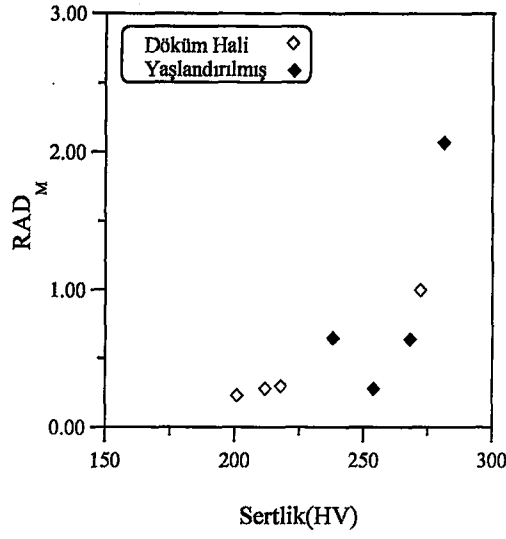
İncelenen alaşımların aşınma dirençlerinin $Ni_{eş}$ değerine bağlı olarak değişimi Şekil 7.12.'de gösterilmiştir. Metal-metal aşınma deney sonuçlarına göre rölatif aşınma direnci (RAD_M), 6.7 N deney yükünde aşındırılan döküm halindeki A1 alaşımından elde edilen ağırlık kaybı değerinin, tüm alaşımların diğer koşullarından elde edilen ağırlık kaybı değerlerine bölünerek hesaplanmıştır. Oksitlenmeli aşınmanın etkin olduğu deney koşullarında hem döküm hali ve hem de yaşlandırılmış alaşımların aşınma direnci $Ni_{eş}$ değeri ile azalmıştır. (Şekil 7.12 a, b ve c). Çeliklere uygulanan yaşlandırma ısı işlemi oksitlenmeli aşınma deney koşullarındaki aşınma

direnci üzerinde olumlu etkide bulunmuştur. Bununla birlikte şiddetli aşınma koşullarında ($> 8 \times 10^{-3}$) aşınma direnci, mikroyapı (döküm hali ve yaşlandırılmış) ve bileşimden ($Ni_{eş}$ değeri) bağımsızdır [34,38,39,58].

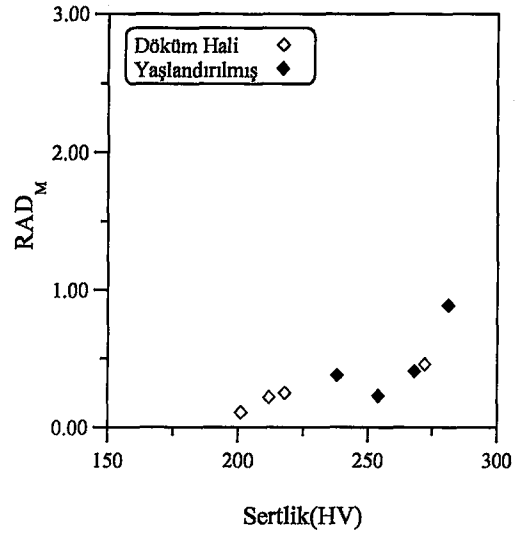


Şekil 7.12 (a) 6.7 N, (b) 13.3 N, (c) 26.7 N ve (d) 40 N'da yapılan metal-metal aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_M) $Ni_{eş}$ değeri ile değişimi

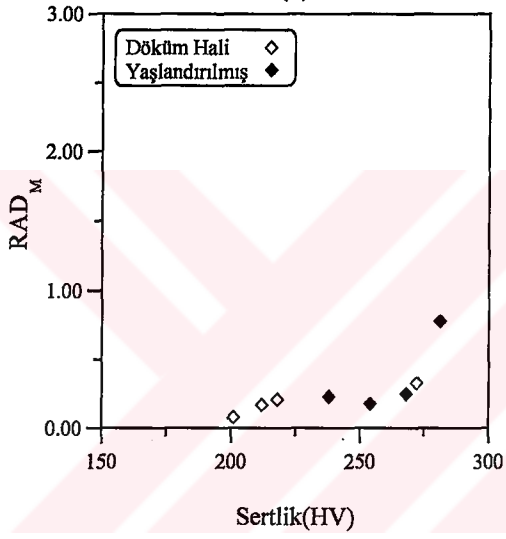
Şekil 7.13. ve Şekil 7.14.'de sertlik ve tokluğa bağlı olarak RAD_M değişimi gösterilmiştir. Oksitlenmeli aşınma koşullarında, RAD_M sertliğin artması ve tokluğun düşmesi ile artmaktadır. Bununla birlikte alaşımların mekanik özellikleri (sertlik ve darbe enerjisi) şiddetli aşınma koşullarında aşınma direnci üzerinde herhangi bir etkiye sahip değildir.



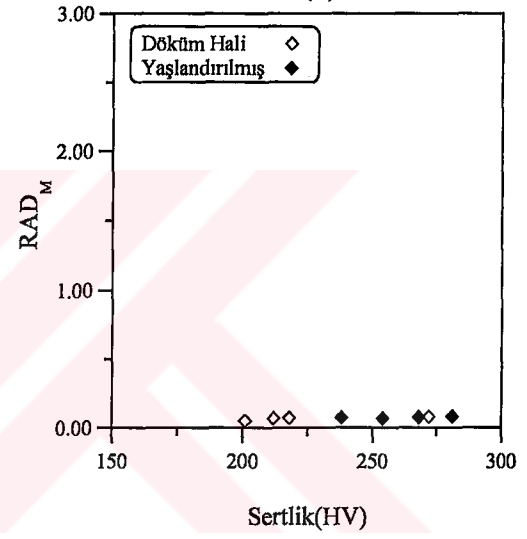
(a)



(b)

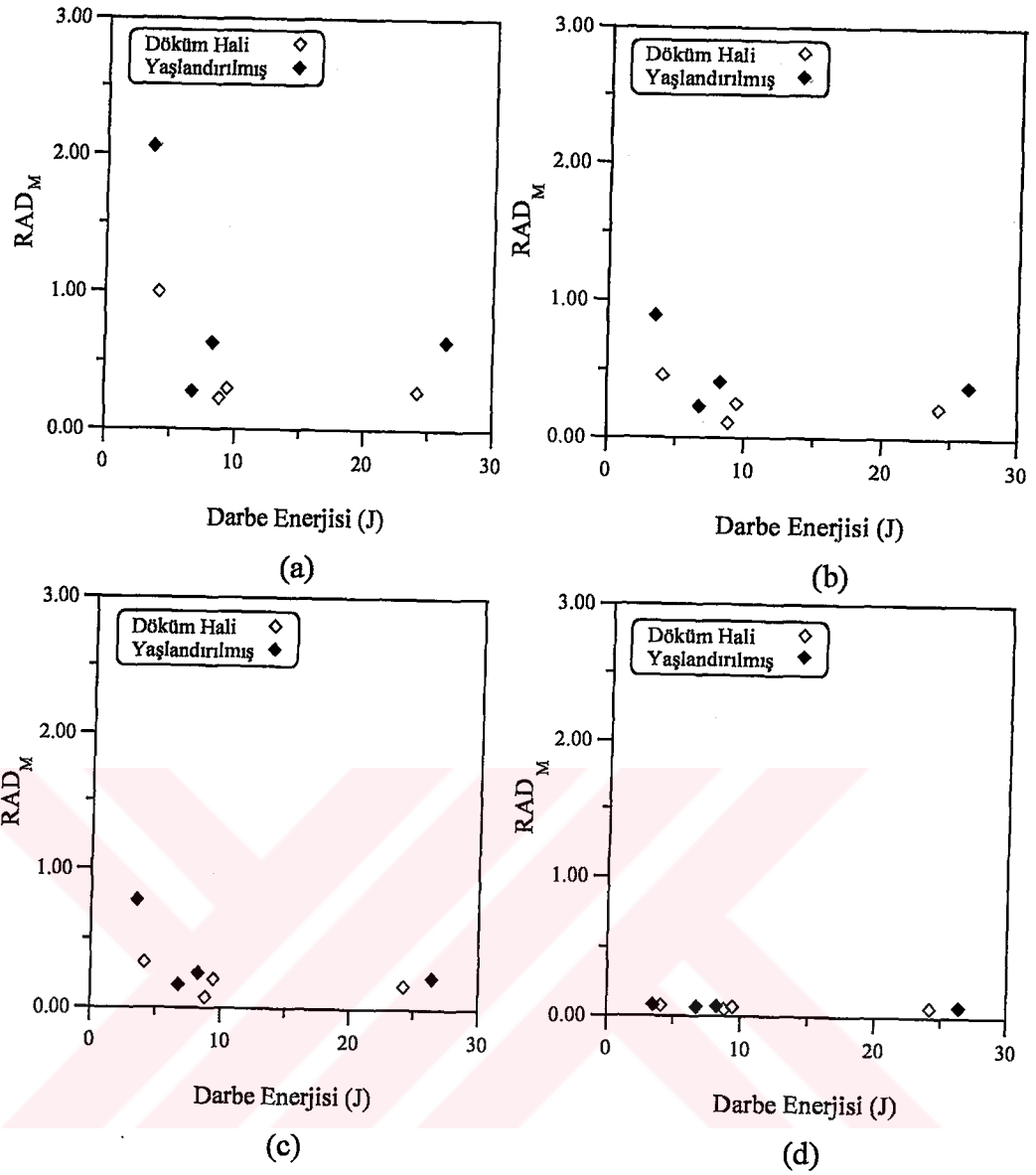


(c)



(d)

Şekil 7.13 (a) 6.7 N, (b) 13.3 N, (c) 26.7 N ve (d) 40 N'da yapılan metal-metal aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_M) sertlik ile değişimi.

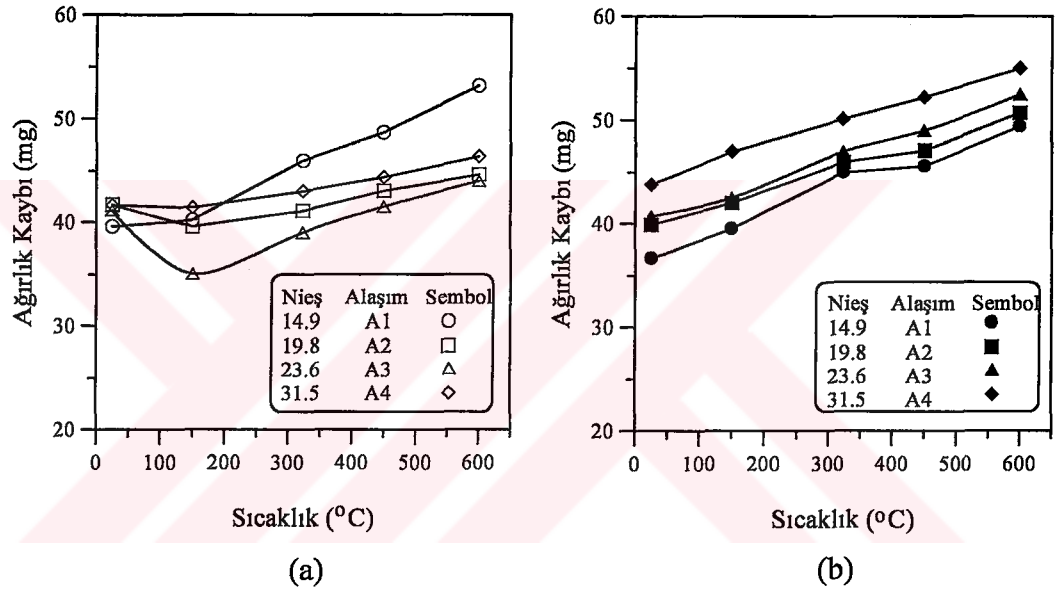


Şekil 7.14 (a) 6.7 N, (b) 13.3 N, (c) 26.7 N ve (d) 40 N'da yapılan metal-metal aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_M) darbe enerjisi ile değişimi.

7.3.2. Metal-Abrasif Aşınma Özellikleri

İncelenen alaşımların 40 N yük altında ve oda sıcaklığından 600°C sıcaklığa kadar farklı sıcaklıklarda yapılan abrasif aşınma deneyleri sonrası meydana gelen ağırlık kaybı değerlerinin (Tablo 6.7) deney sıcaklığı ile değişimi Şekil 7.15.'de verilmiştir. Döküm halindeki alaşımlarda oda sıcaklığında yapılan deneylerden elde edilen ağırlık kaybı değerleri birbirine oldukça yakın iken, deney sıcaklığının artması ile ağırlık kaybı artmaktadır. Ferritik matrise sahip A1 alaşımında sıcaklığın artması ile

ağırlık kaybındaki artış daha belirgindir. İncelenen alaşımlarda Cr, mukavemeti arttırırken Ni, yüksek sıcaklık direncini geliştirmektedir [11,67,68]. Bu nedenle Ni içeriği çok daha düşük olan A1 alaşımı, yüksek sıcaklıkta ostenitik matrisli (A2, A3 ve A4) çeliklerden daha fazla aşınmıştır. Döküm halindeki A3 alaşımında 150°C sıcaklıkta ağırlık kaybında azalma gözlenmiştir. Bazı ostenitik matrise sahip paslanmaz çeliklerde yapılan araştırmalar [69] 100-200°C arasındaki sıcaklıklarda dinamik deformasyon yaşanması ile malzemenin mukavemetinin arttığını ortaya çıkarmıştır. Dolayısıyla A3 alaşımının 150°C'deki düşük ağırlık kaybı, bu alaşımın dinamik deformasyon yaşanmasına bağlanabilir. Ancak, bu çalışmada söz konusu durum ile ilgili detaylı bir inceleme yapılmamıştır.



Şekil 7.15 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin deney sıcaklığı ile değişimi

Yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış alaşımların metal-abrasif aşınma deneyi sonrası ağırlık kayıpları, sıcaklığın artması ile doğrusal olarak artmıştır. Yaşlandırılmış A1 ve A2 alaşımlarının ağırlık kayıpları, döküm halindeki A1 ve A2 alaşımlarının ağırlık kaybı değerlerine yakın iken, yaşlandırılmış A3 ve A4 alaşımlarının ağırlık kayıpları, döküm halindeki A3 ve A4 alaşımlarının ağırlık kaybı değerlerinden fazladır.

İncelenen alaşımların $Ni_{eş}$ değerine bağlı olarak abrasiv aşınma direnci Şekil 7.16'da görülmektedir. Metal-abrasif aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlardan hesaplanan Rölatif Aşınma Direnci (RAD_A), döküm halindeki A1 alaşımının oda sıcaklığındaki ağırlık kaybı değerinin, incelenen alaşımların diğer koşullarda elde edilen ağırlık kaybı değerlerine bölünmesiyle bulunmuştur. Düşük Ni içeriğine sahip A1 ve A2 alaşımlarında yaşlandırma ısı işlemi oda sıcaklığı abrasiv aşınma direncine çok az da olsa olumlu etki yaparken, yüksek Ni içeriğine sahip A3 ve A4 alaşımlarında yaşlandırma işleminin aşınma direnci üzerindeki etkisi belirgin değildir. Döküm halindeki alaşımlarda yüksek sıcaklıklarda yapılan deneylerde % 23.6'ya kadar $Ni_{eş}$ değerinin artması ile aşınma direnci artmakta, daha yüksek $Ni_{eş}$ değerlerinde ise yaklaşık olarak sabit kalmaktadır. Yaşlandırılmış alaşımlarda ise $Ni_{eş}$ değerinin artması ile aşınma direnci sürekli olarak azalmaktadır. Özellikle A3 ve A4 alaşımlarında döküm hali ve yaşlandırılmış durumda yüksek sıcaklık aşınma direnci arasında belirgin bir fark mevcuttur.

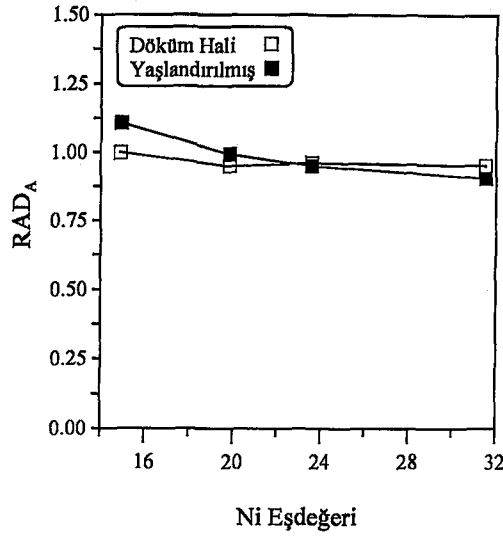
A3 ve A4 alaşımlarının mikroyapısında yaşlandırma ile oluşan σ fazının (Şekil A.4) temas yüzeyinin gevrekleşmesine neden olduğu ve bu nedenle de yaşlandırılmış alaşımların döküm alaşımlarına nazaran daha düşük abrasif aşınma direncini gösterdiği düşünülmektedir. Literatürde buna benzer sonuçlar rapor edilmiştir [17,18,31,42,70]. Ayrıca A3 ve A4 alaşımlarında yaşlandırma ısı işlemi sonucu σ fazının oluşması, matriste çözünen Ni miktarını azalttığından yaşlandırma ile yüksek sıcaklık direncini düşürmesi beklenir.

Deneyler sonrası yapılan aşınma yüzey incelemelerinde (Şekil E1 ve E2), abrasif aşınmanın genel olarak yiv oluşumu şeklinde geliştiği görülmüştür. Deney sıcaklığının artması ile aşınma yüzeylerinin pürüzlülüğü artmıştır. Yüksek sıcaklıklarda yapılan deneylerden elde edilen aşınmış yüzeyler daha geniş yivler ve yüzeye batmış abrasif partiküller içermektedir. Bu gözlem, yüksek sıcaklıklarda çeliklerin abrasiv partiküllerin batmasına ve yüzeyi çizmesine karşı dirençlerini kaybettiğini, yani yumuşadığını belirtmektedir.

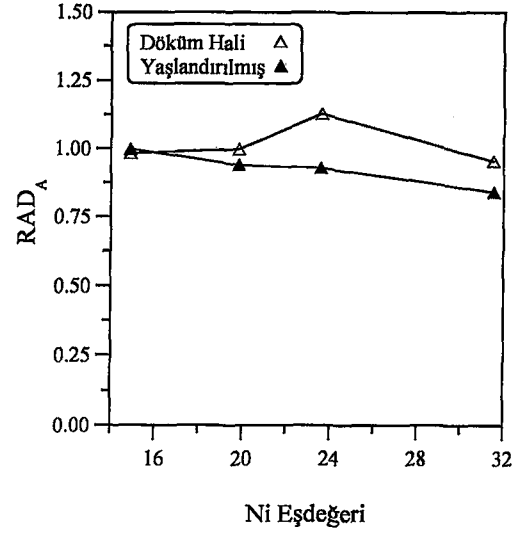
İncelenen alaşımların oda sıcaklığı ve 600°C'de yapılan metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzey altı sertlik sonuçları (Tablo 6.8) mesafeye bağlı olarak Şekil 7.17. ve Şekil 7.18.'de verilmiştir. Alaşımların yüzey altı sertliği aşınma

deneyleri sırasında artmıştır. Ancak oda sıcaklığında yapılan deneylerde meydana gelen sertlik artışı, yüksek sıcaklıkta yapılan (600°C) deneylerde meydana gelen sertlik artışından daha fazladır. Yüksek sıcaklıklar, aşınma yüzeyinin altında metal-metal aşınma deneylerindeki kadar belirgin olmasa da plastik deformasyona (Şekil E.3) neden olurken, sertlikte oda sıcaklığına nazaran daha az bir artışa sebep olmuştur. Sertleşme derinliği ostenitik matrise sahip olan A4 alaşımında, ferritik matrisli A1 alaşımından daha fazladır.

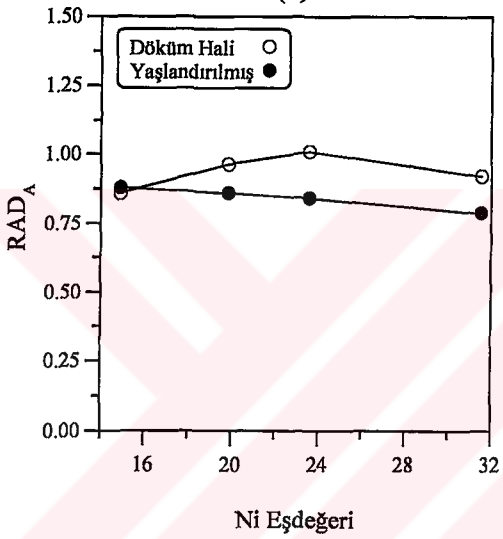
Oda sıcaklığında yapılan metal-abrasif aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlardan belirlenen RAD_A değerlerinin, alaşımların sertlik ve darbe enerjisi değerleri ile değişimi Şekil 7.19'da verilmiştir. Oksidasyonlu aşınma koşullarında yapılan metal-metal aşınma deneylerindeki kadar belirgin olmasa da (Şekil 7.11-7.12) gerek döküm hali gerekse yaşlandırılmış koşullarda artan sertlik ve azalan darbe enerjisi ile aşınma direnci artma eğilimdedir. Bu bulgu metalik malzemeler için temel “abrasiv aşınma direnci-sertlik” ilişkisi ile uyum içindedir.



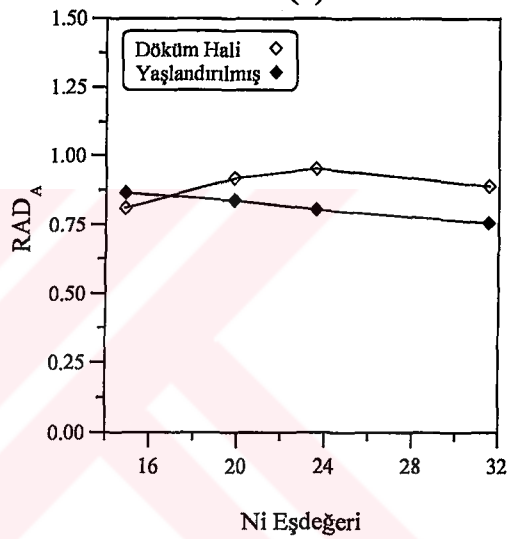
(a)



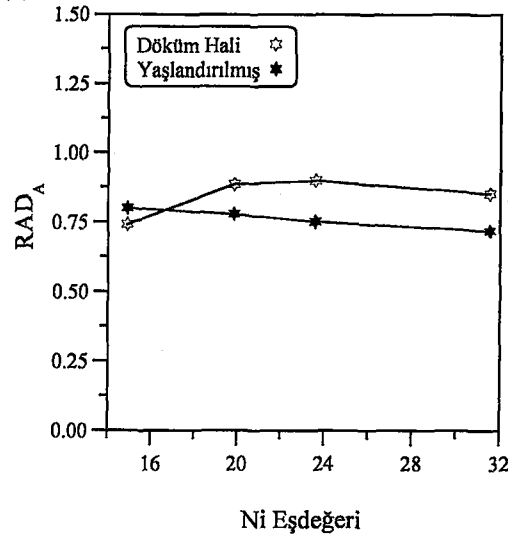
(b)



(c)

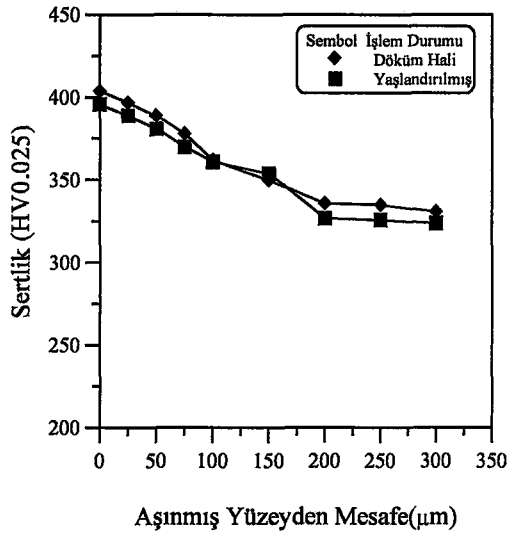


(d)

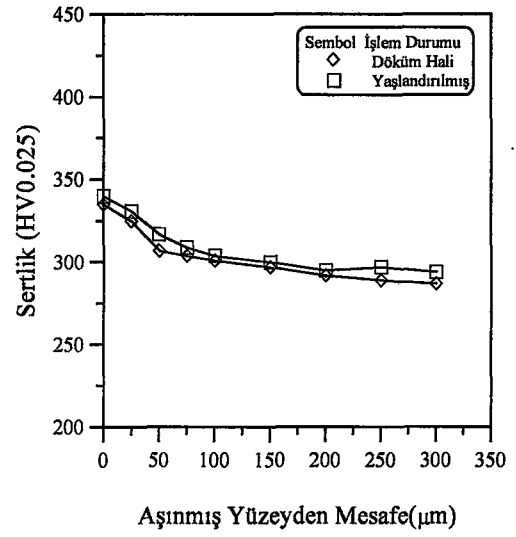


(e)

Şekil 7.16 (a) oda sıcaklığı, (b) 150°C, (c) 300°C, (d) 450°C ve (e) 600°C'de yapılan metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_A) Ni_{cs} değeri ile değişimi

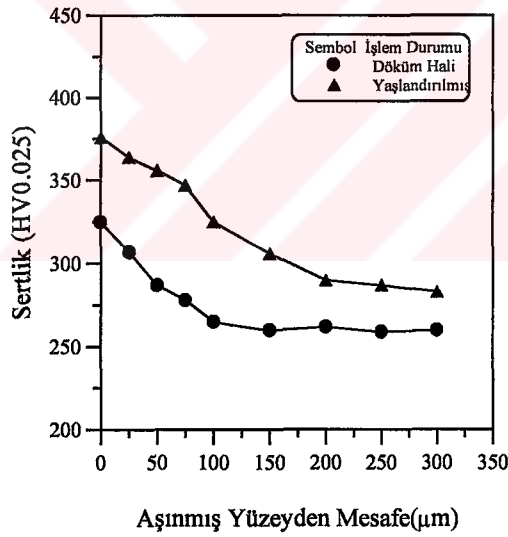


(a)

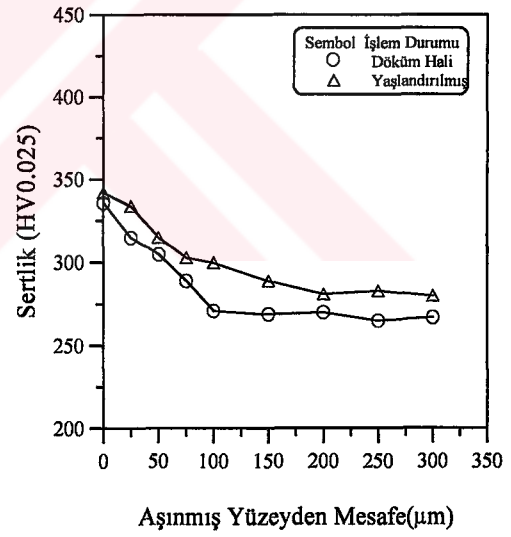


(b)

Şekil 7.17 (a) Oda sıcaklığı ve (b) 600°C sıcaklık altında yapılan metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası Al alaşımının aşınmış yüzeyden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.

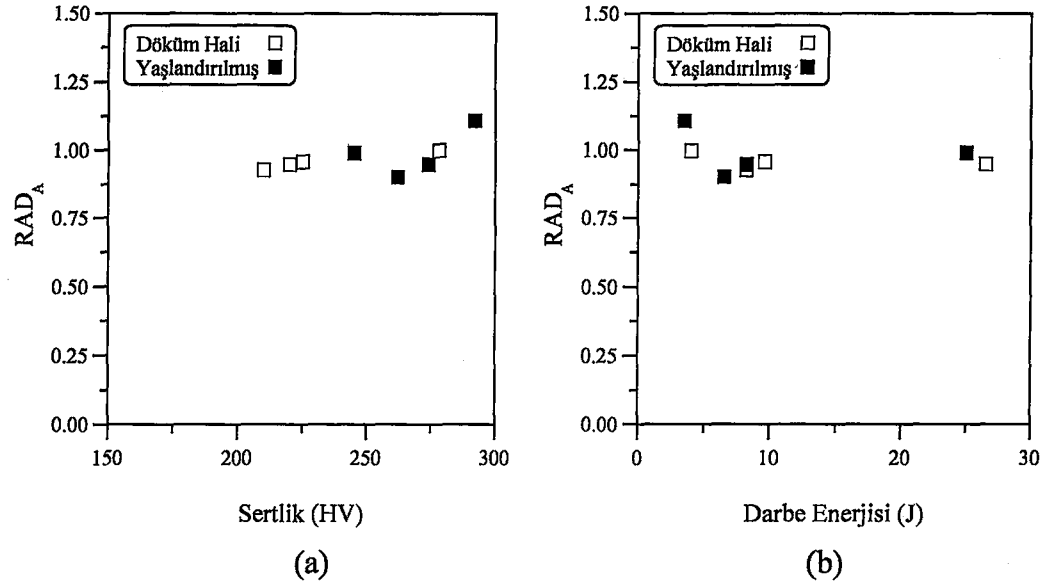


(a)



(b)

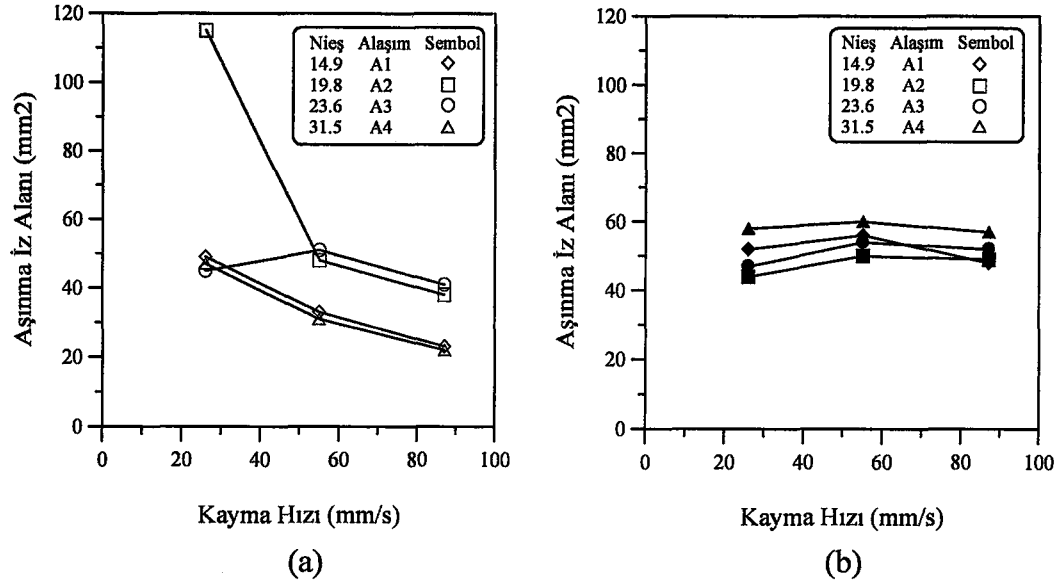
Şekil 7.18 (a) Oda sıcaklığı ve (b) 600°C sıcaklık altında yapılan metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası A4 alaşımının aşınmış yüzeyden itibaren sertlik değerlerinin değişimi.



Şekil 7.19 Oda sıcaklığında yapılan metal-abrasif aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_A) (a) sertlik ve (b) darbe enerjisi ile değişimi.

7.3.3. İleri Geri Aşınma Özellikleri

İncelenen alaşımların normal atmosferik koşullarda 930 g sabit yük altında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası oluşan aşınma izinin 2 boyutlu profilometrik görünümünden hesaplanan aşınma iz alanları (Tablo 6.9) kayma hızına bağlı olarak Şekil 7.20’de verilmiştir. Döküm halinde (Şekil 7.20a) ileri-geri aşınma deneylerindeki aşınma kaybına aşınma hızının etkisi, ferritik matrisli A1 alaşımında, ostenitik matrisli alaşımlardan daha fazla belirgindir. Hemen hemen aynı Cr içeriğine sahip olan A3 ve A4 alaşımlarında incelenen kayma hızlarında birbirine yakın aşınma kaybı değerleri elde edilmiştir. Ostenitik matrisli döküm ve yaşlandırılmış alaşımlar karşılaştırıldığında, yaşlandırma işlemi ile aşınma kaybının arttığını söylemek mümkündür. Bu durum % 23.6 ve % 31.5 Ni_{eq} değerine sahip A3 ve A4 alaşımlarda daha da belirgindir. Ferritik matrisli A1 alaşımında ise kayma hızının 26 mm/s’den 55 mm/s’ye çıkması ile alan kaybı şiddetli bir şekilde azalmıştır. Yaşlandırılmış alaşımlarda ise kayma hızının artması ile aşınma iz alanı çok fazla değişmemektedir.



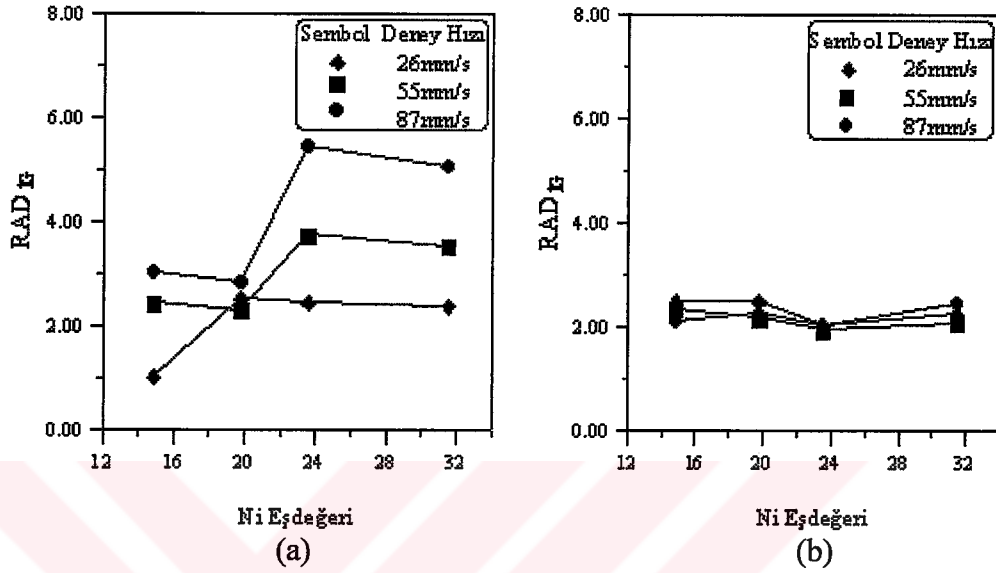
Şekil 7.20 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen aşınma iz alanlarının kayma hızı ile değişimi.

Şekil 7.21’de incelenen alaşımların ileri-geri aşınma deneyleri sonrası rölatif aşınma direncinin (RAD_{IG}) Ni_{es} değeri ile değişimi gösterilmektedir. Rölatif aşınma direnci 26 mm/s kayma hızında incelenen döküm halindeki A1 alaşımına ait aşınma iz alanı değerinin, diğer koşullarda deneye tabi tutulan alaşımların aşınma iz alanı değerlerine bölünmesi ile hesaplanmıştır. Böylece 26 mm/s kayma hızında ileri-geri aşınma deneyine tabi tutulan döküm halindeki A1 alaşımının RAD_{IG} değeri 1 olarak kabul edilmiştir.

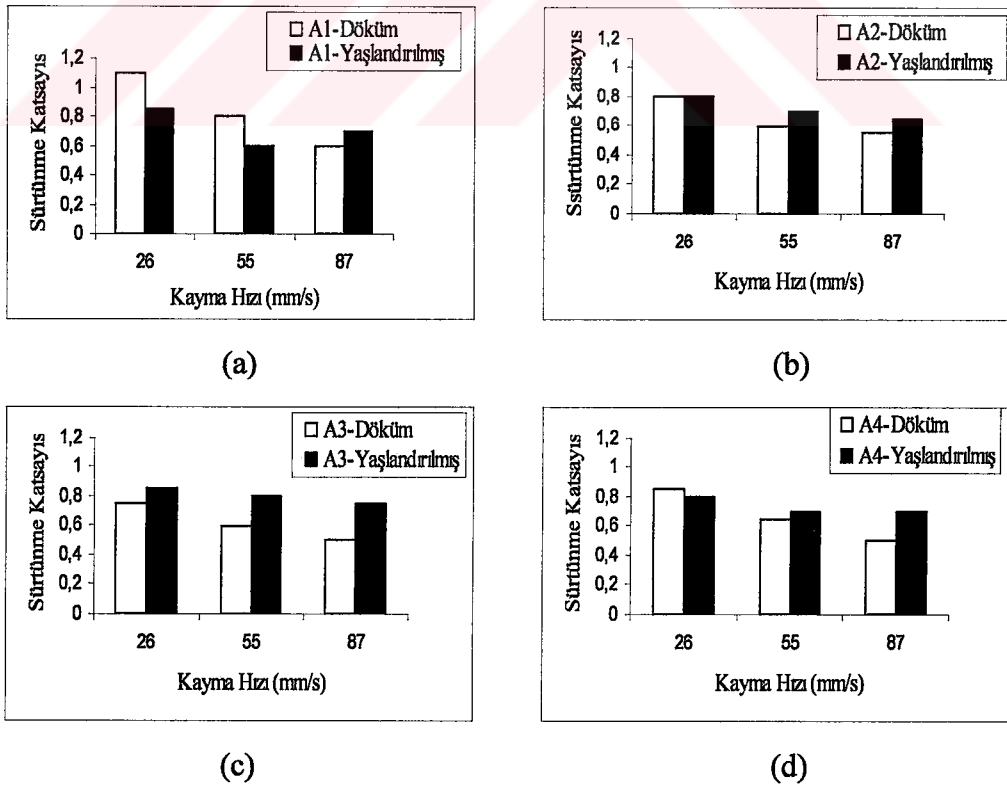
Şekil 7.21’de, incelenen alaşımlar döküm halinde ve yaşlandırılmış koşullarda farklı aşınma davranışları göstermiştir. Döküm halindeki alaşımların Ni_{es} değerinin ve kayma hızının artması ile aşınma direnci de artmıştır (Şekil 7.21.a). Ancak bu gözlem yaşlandırılmış alaşımlarda belirgin değildir (Şekil 7.21.b). Düşük kayma hızında (26 mm/s) yaşlandırılmış alaşımlardan elde edilen aşınma direnci döküm halindeki alaşımlardan elde edilen aşınma direncinden daha yüksektir. Bununla birlikte yüksek kayma hızlarında (87 mm/s) döküm halindeki alaşımlardan elde edilen aşınma direncinin yaşlandırılmış alaşımlardan elde edilen aşınma direncinden daha yüksek olduğu gözlenmiştir.

İncelenen alaşımların ileri-geri aşınma deneyleri sırasında tespit edilen kararlı durum sürtünme katsayısı değerleri (Tablo 6.11) hem döküm hali, hem de yaşlandırılmış

alaşımlar için Şekil 7.22’de verilmiştir. Sürtünme katsayısı değerleri, kayma hızının artması ile azalmaktadır. Bu durum yaşılandırılmış alaşımlarda, döküm haline kıyasla o kadar belirgin değildir. Yaşılandırma ısı işlemi ile düşük kayma hızlarında (26 mm/s) sürtünme katsayısı düşerken, yüksek kayma hızlarında (87 mm/s) artmaktadır.



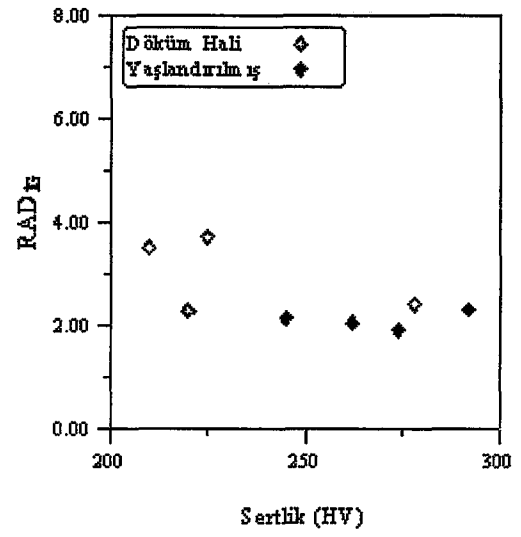
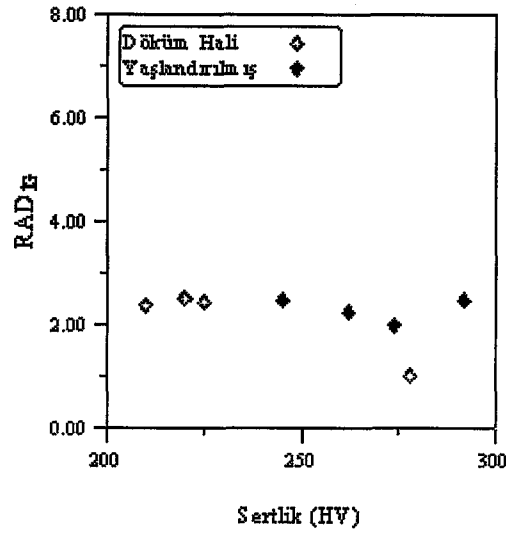
Şekil.7.21 (a) Döküm ve (b) yaşılandırılmış alaşımların ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_{IG}) $Ni_{\text{Çs}}$ değeri ile değişimi.



Şekil 7.22 (a) A1, (b) A2, (c) A3 ve (d) A4 alaşımlarının kararlı durum sürtünme katsayısının kayma hızı ile değişimi.

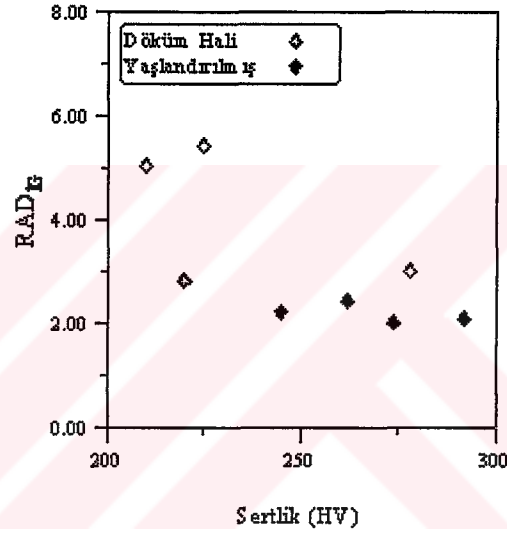
Aşınma izlerinin optik mikroskop (Şekil F.2) ve SEM (Şekil F.3) görüntülerinin incelenmesinden, aşınmanın Al_2O_3 tozun hareket yönünde sıvanma şeklinde geliştiği görülmektedir. Bu aşınma mekanizması adhezif aşınma karakteristiğine benzemektedir. Döküm koşullarında incelenen alaşımların aşınmış yüzeyleri daha düz iken, yaşlandırılmış alaşımlarda Al_2O_3 toptan kopan parçalar aşınmış yüzeye yapışarak daha pürüzlü bir yüzeye sebep olmuştur. Bu durum özellikle yaşlandırılmış A4 alaşımında daha belirgin (Şekil F.3) olup, sürtünme katsayısının döküm haline nazaran daha yüksek çıkmasına sebebiyet vermiştir (Şekil 7.22). Toptaki aşınmanın partikül kalkması şeklinde geliştiği Şekil F.4'den açıkça anlaşılmaktadır.

İncelenen alaşımların ileri-geri aşınma deneylerinin yapıldığı her bir kayma hızı için hesaplanan RAD_{IG} değerlerine, alaşımların sertlik ve tokluğunun etkisi Şekil 7.23 ve Şekil 7.24'de gösterilmiştir. Alaşımların yüksek kayma hızlardaki (87 mm/s) aşınma direnci (Şekil 7.23. b ve c), sertlik değerinin artması ile düşme eğilimindedir. Ancak yüksek sertlik değerlerine sahip yaşlandırılmış alaşımlarda, sertliğin aşınma direnci üzerindeki etkisi kayda değer mertebede değildir. Düşük kayma hızlarında (26 mm/s) ise, gerek döküm halinde gerekse yaşlandırılmış alaşımlarda (Şekil 7.23.a) sertliğin RAD_{IG} üzerinde belirgin bir etkisi görülmemiştir. Diğer alaşımlardan daha düşük Cr içeren A2 alaşımı hariç tutulacak olursa, darbe enerjisindeki artış döküm halindeki alaşımların RAD_{IG} değerini arttırırken, yaşlandırılmış alaşımların RAD_{IG} değerini önemli ölçüde değiştirmemiştir.



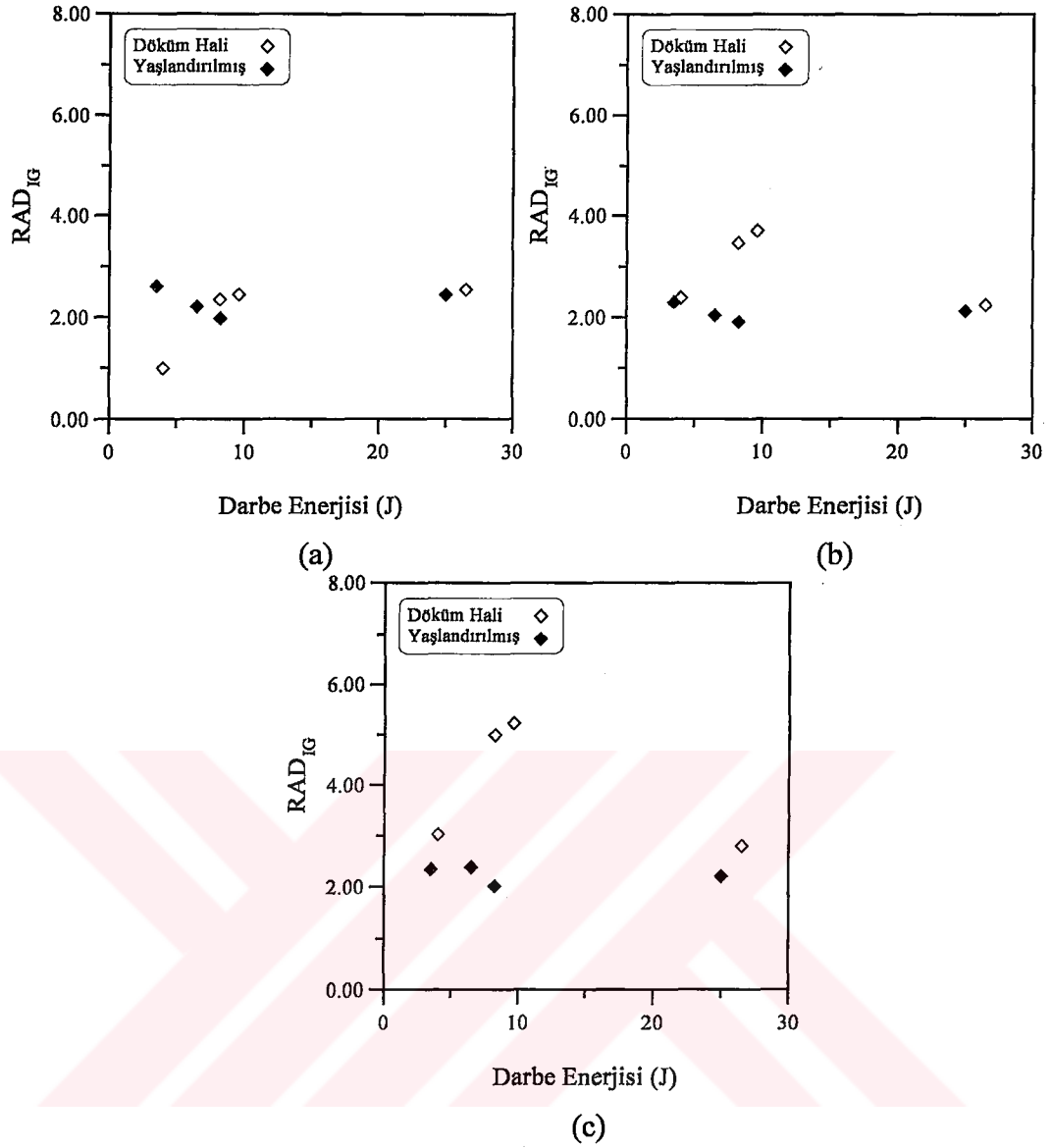
(a)

(b)



(c)

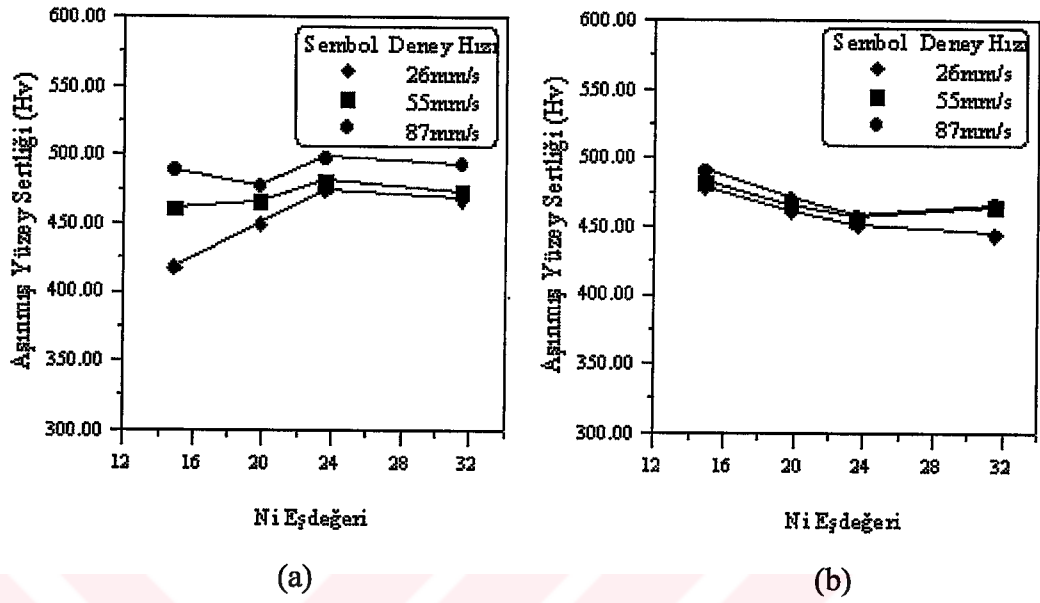
Şekil 7.23 (a) 26mm/s, (b) 55mm/s ve (c) 87mm/s kayma hızlarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_{IG}) sertlik ile değişimi.



Şekil 7.24 (a) 26mm/s, (b) 55mm/s ve (c) 87mm/s kayma hızlarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Aşınma Direncinin (RAD_{IG}) darbe enerjisi ile değişimi.

İncelenen alaşımların ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen aşınma izinin içinden ölçülen sertlik değerlerinin (Tablo 6.10) $Ni_{eş}$ değeri ile değişimi Şekil. 7.25'de gösterilmektedir. Alaşımların orijinal sertlik değerleri 200-280 HV arasında değişirken, ileri-geri aşınma deneyi sonrası aşınmış yüzeylerin sertlik değerleri 400-500 HV değerine yükselmiştir. Şekil 7.25a'da görüldüğü gibi döküm halindeki alaşımların aşınmış yüzey sertliği kayma hızının artması ile artmıştır. Bu durum ferritik matrise sahip A1 alaşımında daha da belirgindir. Bununla birlikte yaşlandırılmış alaşımlarda aşınmış yüzey sertliği kayma hızından bağımsızdır. Bu nedenle döküm halindeki alaşımlarda kayma hızının artması ile aşınmış yüzeyin

sertleşmesi aşınma direncini geliştirmiştir. Ancak yaşlandırılmış alaşımlarda aşınmış yüzey sertliği kayma hızı ile çok fazla değişmediğinden kayma hızındaki artış aşınma direncinde herhangi bir değişime yol açmamıştır

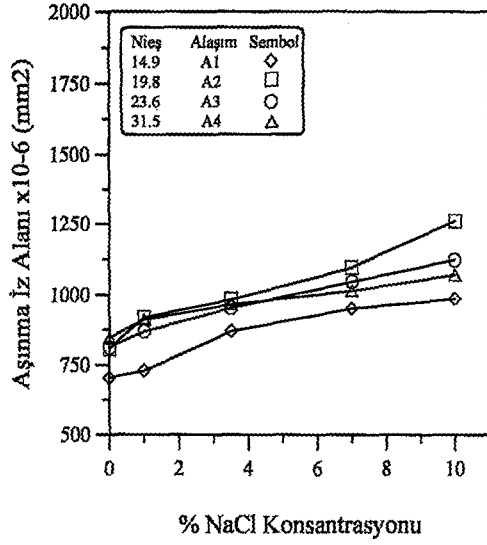


Şekil 7.25 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen izin aşınmış yüzey sertliğinin $Ni_{eş}$ değeri ile değişimi.

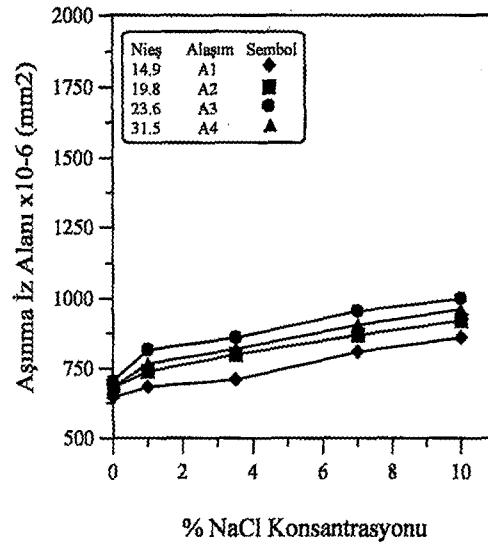
7.4. Kimyasal Bileşim ve Mikroyapının Korozyon Ortam Aşınma Özelliklerine Etkisi

NaCl Çözeltisi

İncelenen alaşımların saf su ve % 1-10 NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası oluşan aşınma izinin 2 boyutlu profilometrik görüntülerinden hesaplanan aşınma iz alanlarının (Tablo 6.12), NaCl konsantrasyonu ile değişimi Şekil 7.26'da verilmiştir. Şekil 7.26'dan görüldüğü gibi alaşımların $Ni_{eş}$ değerinin ve/veya çözeltinin NaCl konsantrasyonunun artması ile aşınma iz alanı da artmaktadır. Döküm halindeki alaşımlar ile yaşlandırılmış alaşımlar karşılaştırıldığında, yaşlandırma işleminin aşınma iz alanını azalttığı görülmektedir. % 10 NaCl çözeltisi içerisinde döküm halinde en az aşınan alaşım A1 alaşımı iken, en çok aşınan alaşım A2 alaşımıdır. Yaşlandırılmış alaşımlarda ise en az aşınan alaşım A1 alaşımı iken, en çok aşınan alaşımlar A3 ve A4 alaşımlarıdır.



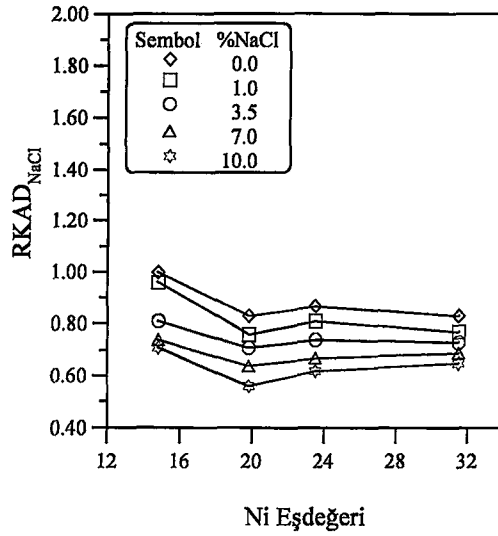
(a)



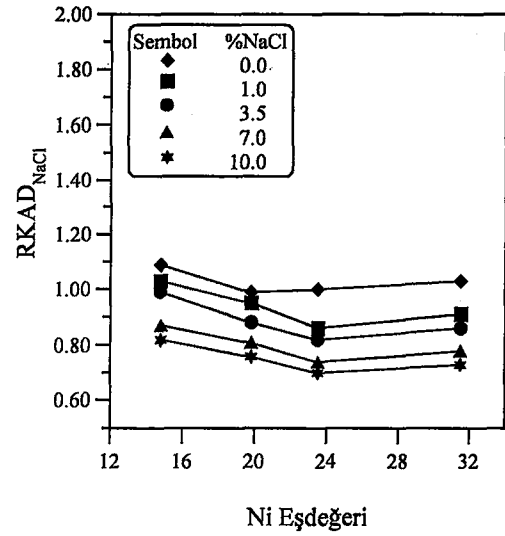
(b)

Şekil 7.26 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen aşınma iz alanının $Ni_{0.5}$ değeri ile değişimi.

İncelenen alaşımların aşınma direncinin $Ni_{0.5}$ değeri ile değişimi Şekil 7.27’de verilmiştir. Şekil 7.27’deki Rölatif Korozyif Aşınma Direnci ($RKAD_{NaCl}$), saf su içerisinde aşındırılan döküm halindeki A1 alaşımının aşınma iz alanının diğer alaşım ve konsantrasyonlarda deneye tabi tutulan alaşımların aşınma iz alanı değerlerine bölünmesi ile hesaplanmıştır. Böylece döküm halindeki A1 alaşımının saf su içindeki $RKAD_{NaCl}$ değeri 1 olarak kabul edilmiştir. Döküm halinde ve yaşlandırılmış alaşımlarda $Ni_{0.5}$ değerinin artması ile korozyif aşınma direnci azalmaktadır. Ancak yaşlandırmanın korozyif aşınma direncine olumlu etkisi olmuştur. Yüksek NaCl konsantrasyonlarında yapılan deneylerde daha düşük $RKAD_{NaCl}$ değerleri elde edilmiştir.



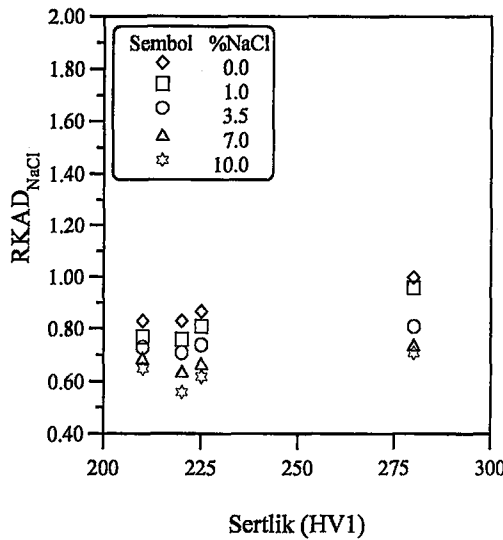
(a)



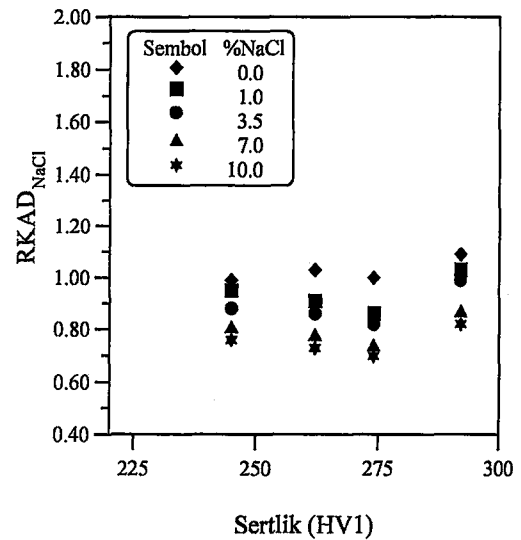
(b)

Şekil 7.27 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozif Aşınma Direncinin ($RKAD_{NaCl}$) NaCl konsantrasyonu ile değişimi.

Hem döküm hali, hem de yaşlandırılmış koşullarda incelenen alaşımların $RKAD_{NaCl}$ değerlerinin sertlik ve darbe enerjisi ile değişimi sırasıyla Şekil 7.28 ve Şekil 7.29'da verilmiştir. Döküm halindeki alaşımlarda sertliğin artması ile $RKAD_{NaCl}$ değeri de artmaktadır. Yaşlandırılmış alaşımlarda ise bu artış daha az belirgindir. Hem döküm hali, hem de yaşlandırılmış alaşımlarda tokluğun artması ile $RKAD_{NaCl}$ değeri düşmektedir.

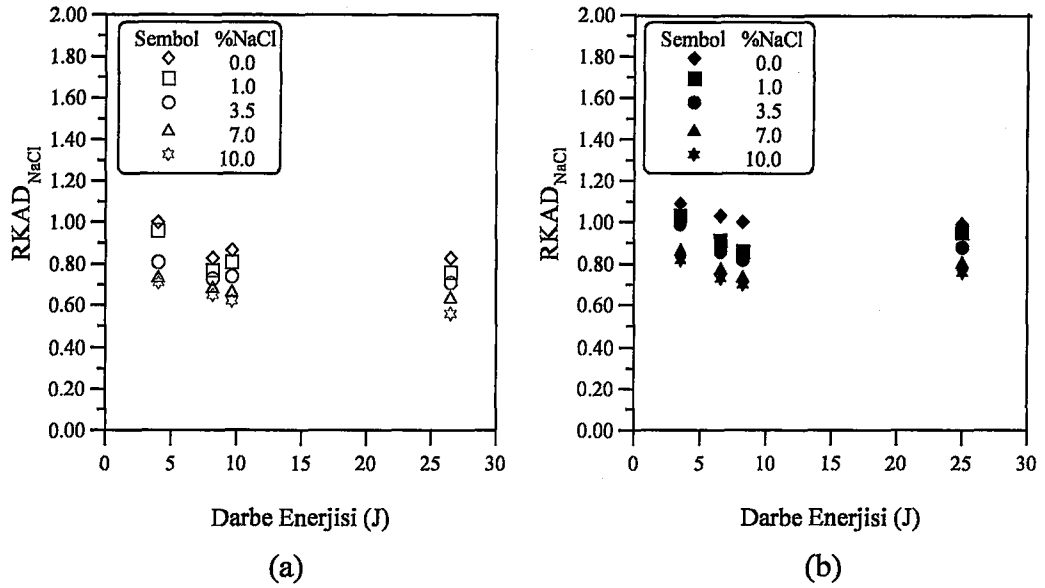


(a)



(b)

Şekil 7.28 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozif Aşınma Direncinin ($RKAD_{NaCl}$) sertlik ile değişimi.



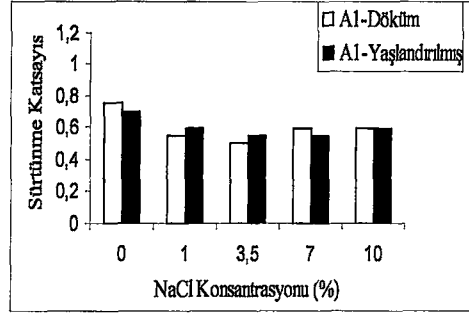
Şekil 7.29 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozif Aşınma Direncinin ($RKAD_{NaCl}$) darbe enerjisi ile değişimi.

Saf su içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası oluşan aşınma izinin optik mikroskop (Şekil G.5) ve SEM (Şekil G.12) görüntülerinden, incelenen alaşımlarda meydana gelen aşınma mekanizmasının yiv oluşumu şeklinde geliştiği anlaşılmıştır. Bu aşınma mekanizması abrasif aşınma karakteristiği taşımaktadır. [71-72]. Döküm halindeki A1 alaşımında yivler daha ince iken, A4 alaşımında daha derin yivler görülmektedir. Bununla birlikte alaşımlara uygulanan yaşlandırma ısı işleminin aşınma yüzeyindeki yivlerin genişliği ve derinliğini azalttığı gözlenmiştir (Şekil G.12).

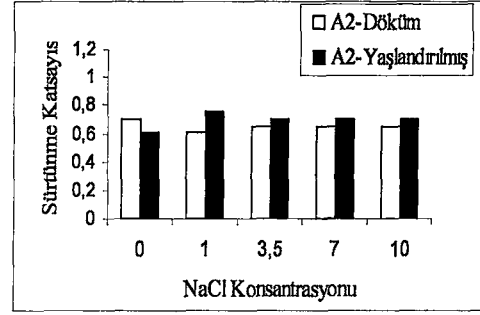
NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonucu oluşan aşınma izinin optik mikroskop görüntülerinin (Şekil G.6-G.7) incelenmesi, Ni_{eq} değerinin ve NaCl konsantrasyonunun artması ile aşınma izinin genişliğinin arttığını ortaya çıkarmıştır. İncelenen alaşımların SEM görüntülerinden (Şekil G.13) aşınmış yüzeylerde yivlerle beraber korozyon ürünlerine de rastlanmaktadır. Saf su ile karşılaştırıldığında, aşınma izlerinin içinde bulunan yivlerin, çözeltideki NaCl konsantrasyonunun artmasıyla azaldığı söylenebilir.

Hem döküm hali, hem de yaşlandırılmış alaşımların NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası tespit edilen kararlı durum sürtünme katsayısı (Tablo 6.13) değerlerinin çözelti konsantrasyonuna bağlı olarak değişimi Şekil

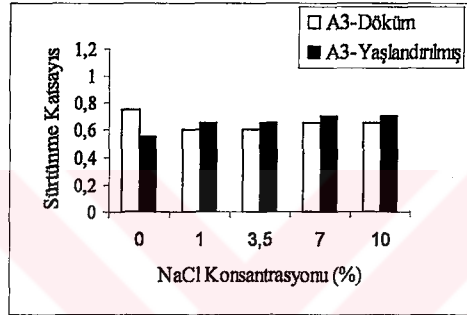
7.30'da verilmiştir. Çözeltiye NaCl ilavesi ile sürtünme katsayısı azalma eğilimindedir. Ancak çözeltide % 1-10 arasında NaCl bulunduğu durumda sürtünme katsayısında çok belirgin bir değişim mevcut değildir.



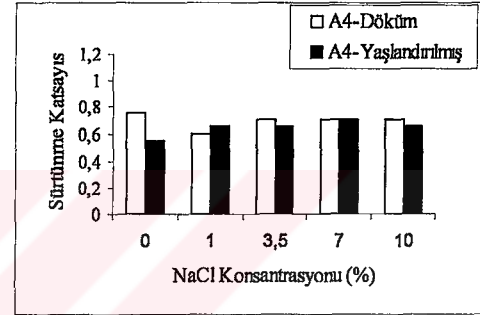
(a)



(b)



(c)



(d)

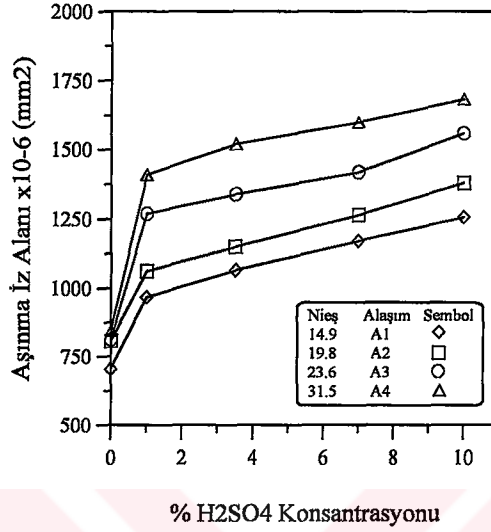
Şekil 7.30 (a) A1, (b) A2, (c) A3 ve (d) A4 alaşımlarının NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin çözelti konsantrasyonu ile değişimi.

H₂SO₄ Çözeltisi

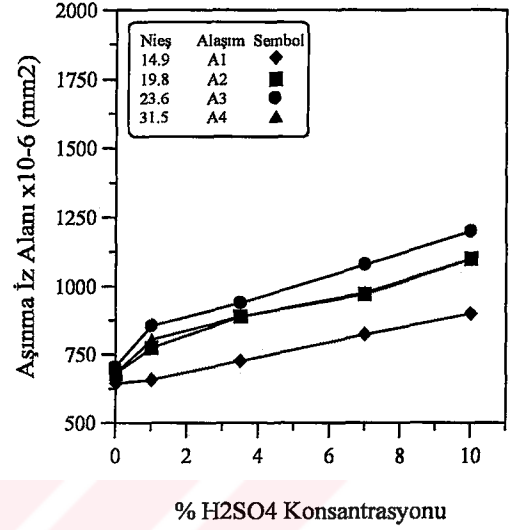
İncelenen alaşımların % 0-10 H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası oluşan aşınma izinin 2 boyutlu profilometrik görünümünden hesaplanan aşınma iz alanlarının (Tablo 6.14) H₂SO₄ konsantrasyonu ile değişimi Şekil 7.31'de verilmiştir. NaCl çözeltisi ile karşılaştırıldığında, H₂SO₄ çözeltisi daha koroziv bir ortam oluşturduğu için aşınma kaybı daha yüksektir. Şekil 7.31'den görüldüğü gibi alaşımın Ni_{es} değeri ve çözeltideki H₂SO₄ konsantrasyonu artarken aşınma miktarı da artmaktadır. Yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmış alaşımlarda döküm haline nazaran aşınma alan kaybı azalmıştır.

İncelenen alaşımların H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası hesaplanan Rölatif Koroziv Aşınma Direnci (RKAD_{H₂SO₄}) değerlerinin Ni_{es} değeri ile değişimi Şekil 7.32'de çizilmiştir. RKAD_{H₂SO₄} değerinin hesaplanmasında

RKAD_{NaCl}'deki yöntem kullanılmış ve döküm halindeki A1 alaşımının saf su içindeki RKAD_{H₂SO₄} değeri 1 olarak kabul edilmiştir. Şekil 7.32.'den görüldüğü gibi Ni_{es} değerinin artması ile korozif aşınma direnci azalmaktadır. Bununla birlikte yaşlandırma ısıl işlemi ile korozif aşınma direnci artmıştır.

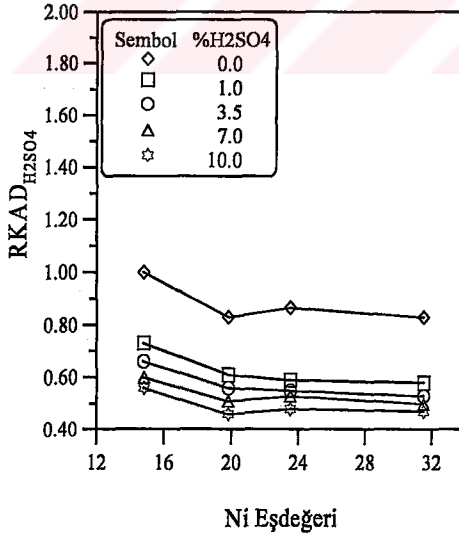


(a)

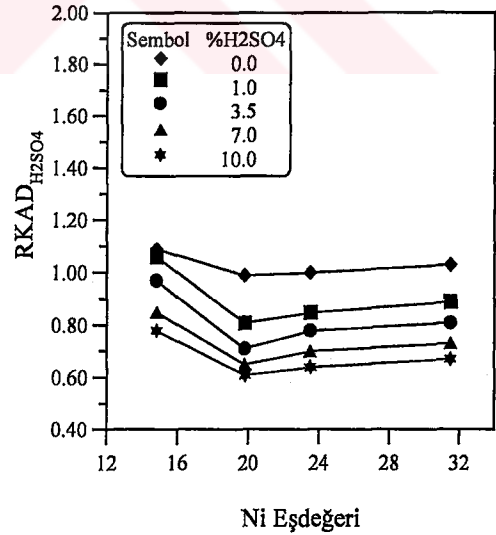


(b)

Şekil 7.31 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde aşınma iz alanının Ni_{es} değeri ile değişimi.



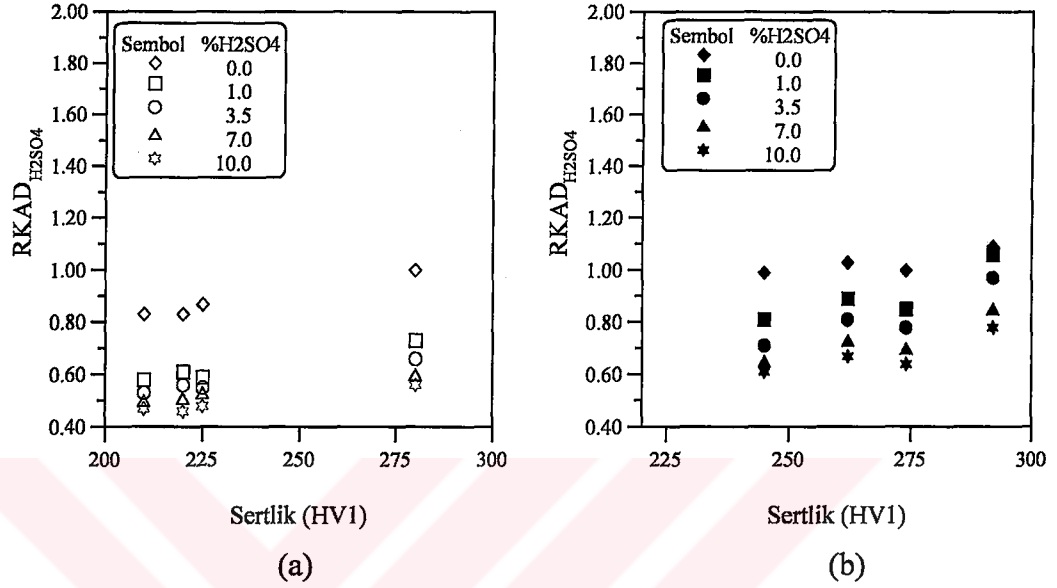
(a)



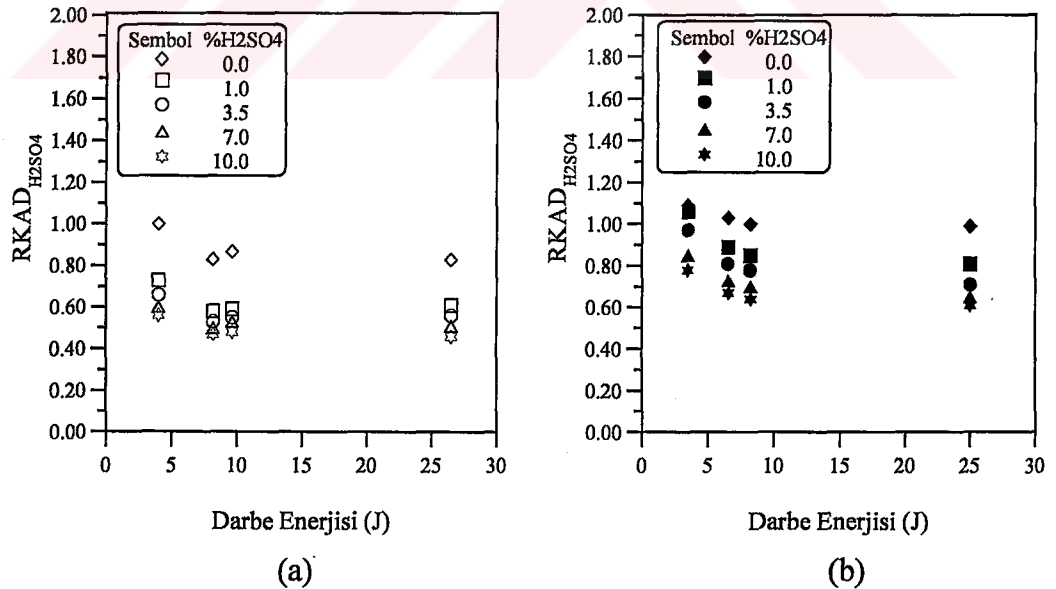
(b)

Şekil 7.32 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde Rölatif Korozif Aşınma Değerinin (RKAD_{H₂SO₄}) Ni_{es} değeri ile değişimi.

İncelenen alaşımların döküm hali ve yaşlandırılmış koşullarda $RKAD_{H_2SO_4}$ değerlerinin sertlik ve darbe enerjisi ile değişimi sırasıyla Şekil 7.33 ve Şekil 7.34’de verilmiştir. Döküm halindeki alaşımlarda sertliğin artması ile $RKAD_{H_2SO_4}$ değeri de artmaktadır. Yaşlandırılmış alaşımlarda ise bu artış daha az belirgindir.



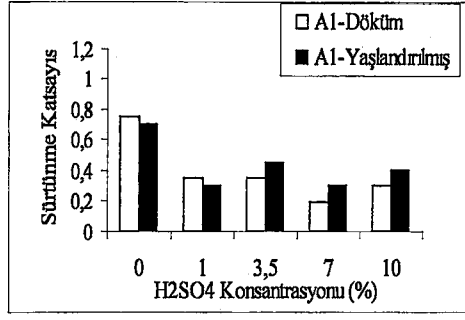
Şekil 7.33 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde Rölatif Korozif Aşınma Değerinin ($RKAD_{H_2SO_4}$) sertlik ile değişimi.



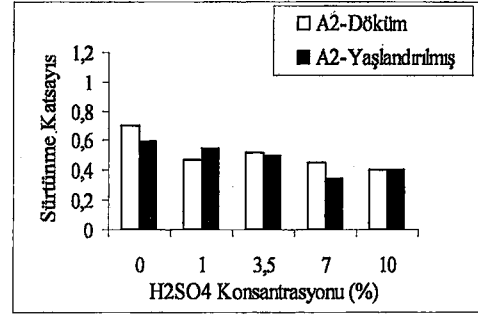
Şekil 7.34 (a) Döküm hali ve (b) yaşlandırılmış alaşımların H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde Rölatif Korozif Aşınma Değerinin ($RKAD_{H_2SO_4}$) darbe enerjisi ile değişimi.

Aşınma izlerinin optik mikroskop görüntülerinden (Şekil G.8-G.9), hem Ni_{eq} değerinin hem de H_2SO_4 konsantrasyonunun artması ile izin genişliğinin arttığı saptanmıştır. Döküm halindeki numunelere ait aşınma izinin genişlikleri ile yaşlandırılmış numunelere ait izin genişlikleri karşılaştırıldığında, yaşlandırma ısı işleminin aşınma direncini olumlu yönde etkilediğini söylemek mümkündür. Şekil G.14’de verilen SEM görüntülerinde, aşınmış yüzeyde korozyon ürünleri ve bir miktar oyuklanma ile beraber ince yivlerin mevcut olduğu görülmektedir. Döküm halindeki A1 alaşımında ağ peteği şeklinde (Şekil G.14) korozyon ürünleri ve A4 alaşımında ise oyuklanma ile beraber ince yivler gözlenmiştir. Yaşlandırma ısı işlemi uygulanan alaşımlardaki aşınma izlerinde korozyon ürünleri ve oyuklar daha az, yivler daha incedir (Şekil G.14).

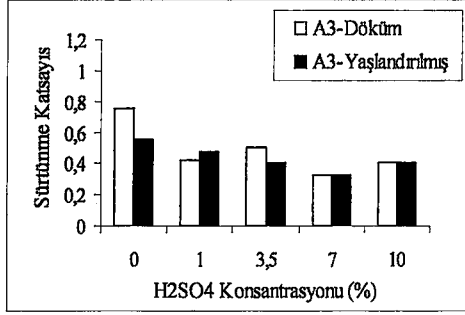
İncelenen alaşımların H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası tespit edilen kararlı durum sürtünme katsayısı (Tablo 6.15) değerlerinin çözelti konsantrasyonuna bağlı olarak değişimi Şekil 7.35’de verilmiştir. Saf su içerisinde elde edilen sürtünme katsayısı değerleri ile H_2SO_4 çözeltisi içerisinde elde edilen sürtünme katsayıları karşılaştırıldığında, çok belirgin bir farkın olduğunu ortaya çıkarmıştır. H_2SO_4 çözeltisi NaCl çözeltisine nazaran daha saldırgan bir ortam oluşturduğundan aşınma esnasında ortaya çıkan korozyon ürünleri yağlayıcı etki göstererek sürtünme katsayılarını düşürmüştür [46,72]. Bununla birlikte H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan aşınma deneyleri sonrası oluşan aşınma izinin optik mikroskop (Şekil G.8-G.9) görüntülerinden, aşınma izlerin son derece düz ve pürüzsüz olduğu belirlenmiştir. Bu da sürtünme katsayısının düşmesi için başka bir sebeptir.



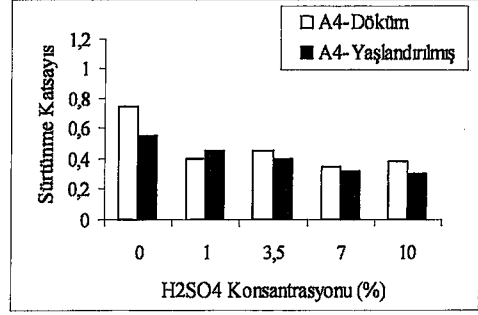
(a)



(b)



(c)

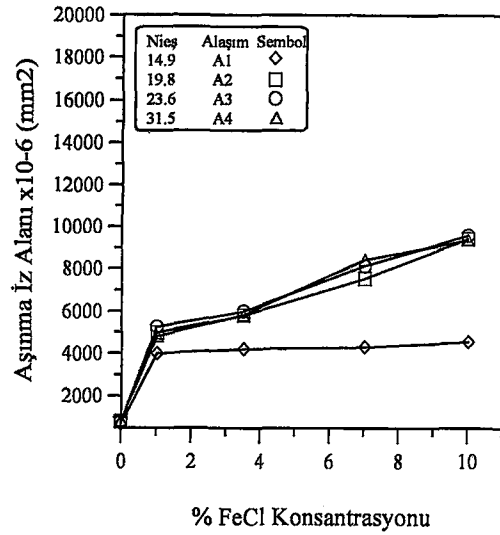


(d)

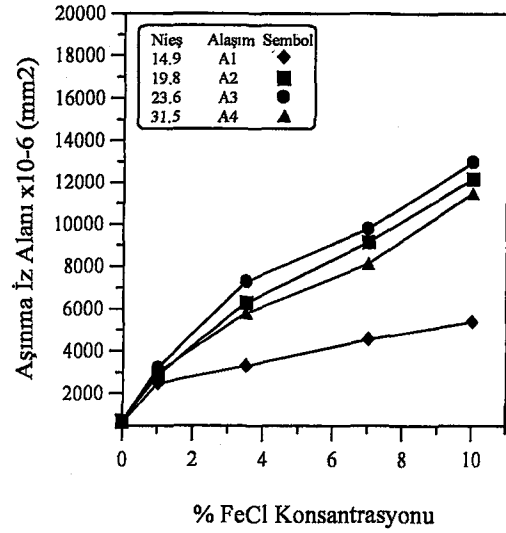
Şekil 7.35 (a) A1, (b) A2, (c) A3 ve (d) A4 alaşımlarının H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin H₂SO₄ konsantrasyonu ile değişimi.

FeCl₃ Çözeltisi

İncelenen alaşımların % 0-10 FeCl₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası oluşan izin aşınma iz alanı değerlerinin FeCl₃ konsantrasyonu ile değişimi Şekil 7.36'da çizilmiştir. Çözeltinin FeCl₃ konsantrasyonunun artması ile hem döküm hali hem de yaşlandırılmış alaşımların aşınma iz alanı da artmaktadır. Yaşlandırma ısısal işlemi uygulanmış alaşımlarda % 1 ve % 3,5 FeCl₃ konsantrasyonunda yapılan aşınma deneylerinde aşınma iz alanı azalırken, FeCl₃ konsantrasyonunun artması ile yaşlandırılmış alaşımlar döküm haline göre daha fazla aşınma iz alanı sergilemiştir. Gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış durumda A1, diğerlerine (A2, A3 ve A4) nazaran en az aşınan alaşımdır.



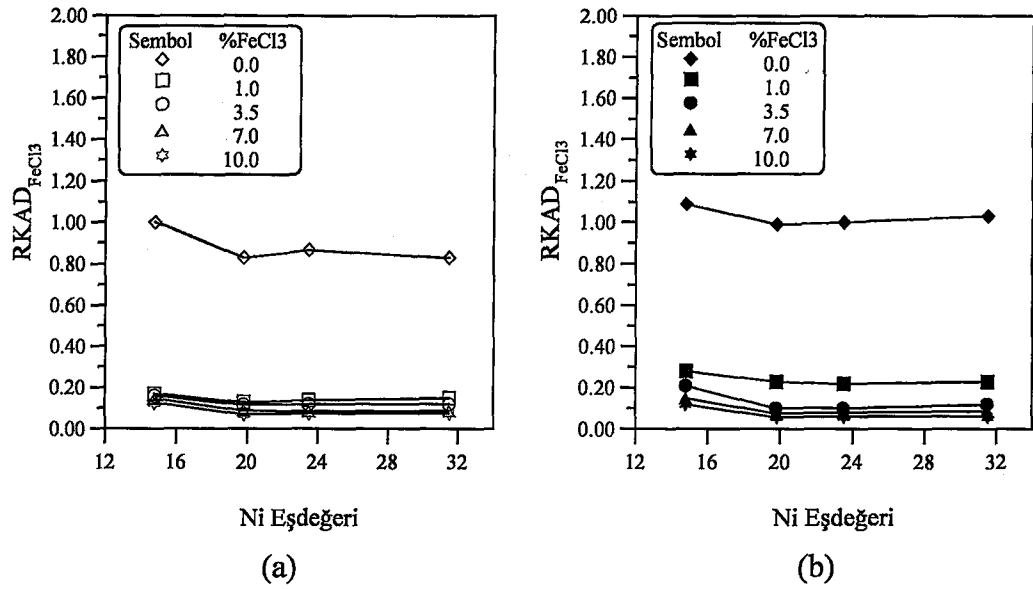
(a)



(b)

Şekil 7.36 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların FeCl_3 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen aşınma iz alanının FeCl_3 konsantrasyonu ile değişimi.

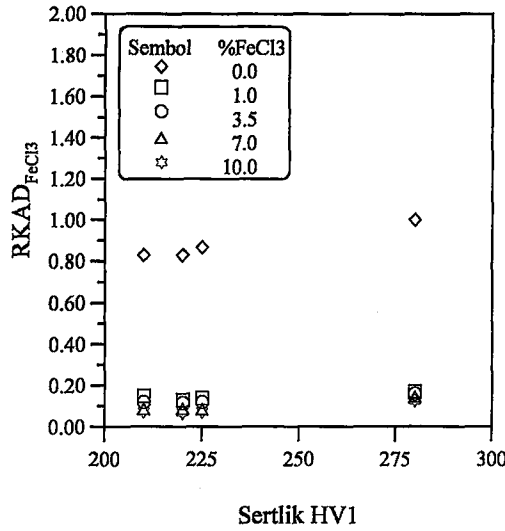
Şekil 7.37’de incelenen alaşımların aşınma direnci değerlerinin Ni_{es} değeri ile değişimi gösterilmektedir. $\text{RKAD}_{\text{FeCl}_3}$ değerinin hesaplanmasında $\text{RKAD}_{\text{NaCl}}$ ’deki yöntem kullanılmış ve döküm halindeki A1 alaşımının saf su içindeki $\text{RKAD}_{\text{FeCl}_3}$ değeri 1 olarak kabul edilmiştir. Şekil 7.37’den görüldüğü gibi saf su içerisindeki aşınma direncine göre FeCl_3 çözeltisi içerisindeki aşınma direnci şiddetli bir düşüş göstermiştir. FeCl_3 çözeltisi incelenen diğer çözeltilere göre en agresif ortamı oluşturmuştur. Bu nedenle incelenen alaşımlar FeCl_3 çözeltisi içerisinde birbirine çok yakın aşınma direnci sergilemiştir. Ancak çok belirgin olmasa da artan Ni_{es} değeri ile $\text{RKAD}_{\text{FeCl}_3}$ değerinin azaldığını söylenebilir. % 1 ve % 3.5 FeCl_3 çözeltisi içinde yapılan aşınma deneyleri sonuçlarına göre, yaşlandırma ile incelenen alaşımların korozyon aşınma direncinin arttığını söylemek mümkündür. % 7 ve % 10 FeCl_3 çözeltilerinde yapılan aşınma deneyleri yaşlandırma işleminin korozyon aşınma direnci üzerinde olumlu etkisini ortaya çıkarmamıştır.



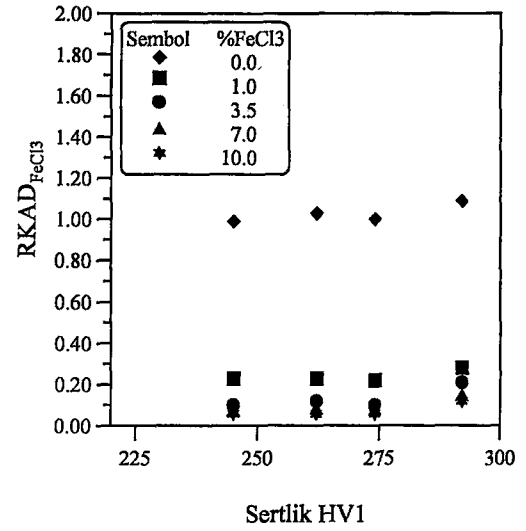
Şekil 7.37 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların FeCl_3 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozif Aşınma Direncinin ($\text{RKAD}_{\text{FeCl}_3}$) $\text{Ni}_{\text{eş}}$ değeri ile değişimi.

İncelenen alaşımların FeCl_3 çözeltisi içerisinde elde edilen $\text{RKAD}_{\text{FeCl}_3}$ değerlerinin sertlik ve darbe enerjisi ile değişimi sırasıyla Şekil 7.38 ve Şekil 7.39’da verilmiştir. Saf su içerisinde oldukça yüksek aşınma direnci sergileyen alaşımlarda, çözeltiye FeCl_3 ilavesi ile aşınma direnci şiddetli bir azalma göstermiş olup, alaşımlarda sertliğin artması ile $\text{RKAD}_{\text{FeCl}_3}$ değerinde çok belirgin olmasa da bir miktar artış olmuştur. Aynı şekilde alaşımların tokluğunun artması ile $\text{RKAD}_{\text{FeCl}_3}$ değeri bir miktar düşmektedir.

FeCl_3 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonucu oluşan aşınma izinin optik mikroskop görüntüleri (Şekil G.10-G.11), NaCl ve H_2SO_4 çözeltilerine nazaran oldukça geniş izlerinin oluştuğunu ortaya çıkarmıştır.. FeCl_3 çözeltisi son derece agresiv bir ortam oluşturmuş ve aşınmış izlerin genişliğinin birbirine yaklaşmasına sebep olmuştur. % 10 FeCl_3 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında oluşan aşınma izlerinin SEM incelemeleri (Şekil G.15), aşınma yüzeyinde korozyon ürünleri ile beraber aşınma yönünde yivlerin oluştuğunu da ortaya çıkarmıştır.

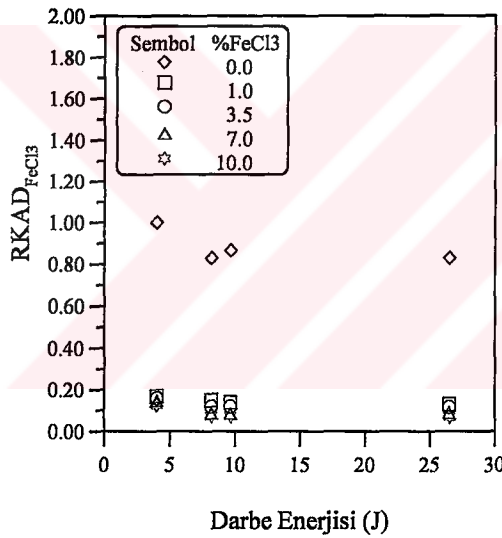


(a)

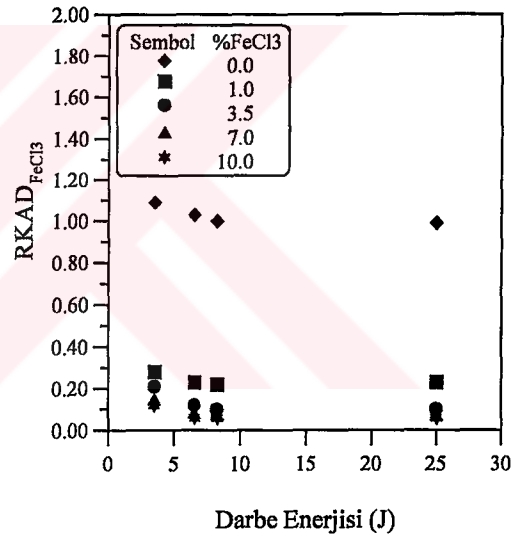


(b)

Şekil 7.38 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların FeCl_3 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozif Aşınma Direncinin ($\text{RKAD}_{\text{FeCl}_3}$) sertlik ile değişimi



(a)

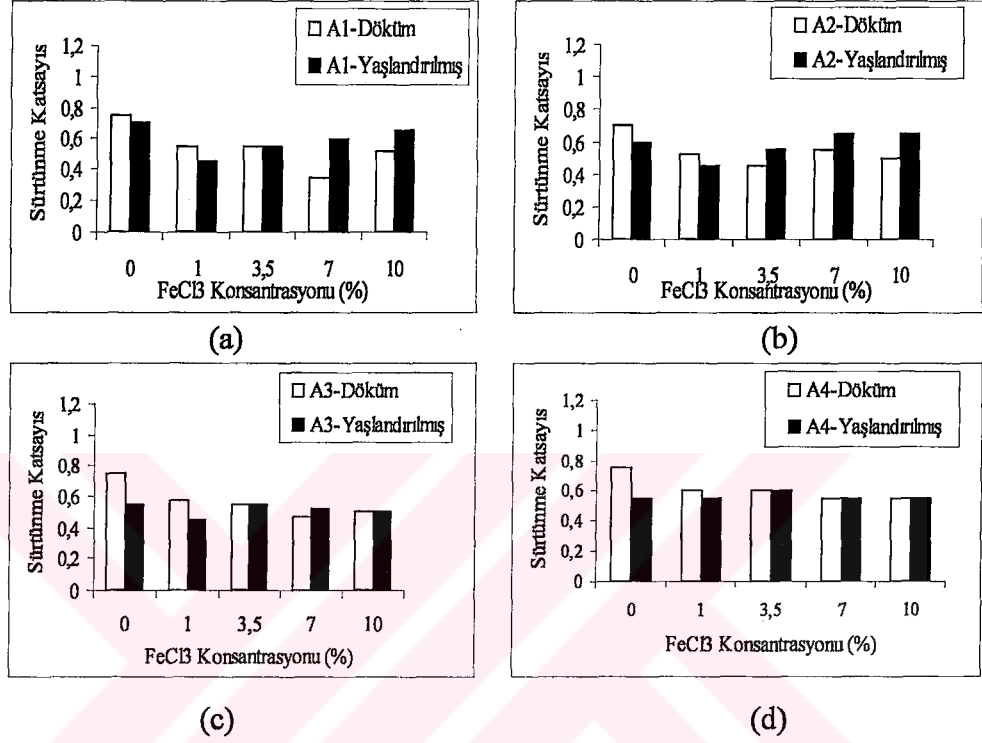


(b)

Şekil 7.39 (a) Döküm ve (b) yaşlandırılmış alaşımların FeCl_3 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası elde edilen Rölatif Korozif Aşınma Direncinin ($\text{RKAD}_{\text{FeCl}_3}$) darbe enerjisi ile değişimi.

İncelenen alaşımların FeCl_3 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası tespit edilen kararlı durum sürtünme katsayısı (Tablo 6.17) değerlerinin çözelti konsantrasyonuna bağlı olarak değişimi Şekil 7.40'da verilmiştir. Saf su içerisinde elde edilen sürtünme katsayısı değerleri ile FeCl_3 çözeltisi içerisinde elde edilen sürtünme katsayıları karşılaştırıldığında, çözeltiliye FeCl_3 ilavesi ile sürtünme katsayısında bir miktar düşüş olmuştur. FeCl_3 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri

aşınma deneyleri sonrası elde edilen aşınma izinin optik mikroskop görüntüleri, H_2SO_4 'e nazaran daha pürüzlü bir aşınma yüzeyinin oluştuğunu ortaya çıkarmıştır (Şekil G.10-G.11). Aşınma yüzeyinin daha pürüzlü olması alaşımların $FeCl_3$ çözeltisi içinde H_2SO_4 çözeltisine nazaran daha yüksek sürtünme katsayısı göstermesine neden olmuştur.



Şekil 7.40 (a) A1, (b) A2, (c) A3 ve (d) A4 alaşımlarının $FeCl_3$ çözeltisi içerisinde ileri-geri aşınma deneylerinden elde edilen kararlı durum sürtünme katsayısı değerlerinin çözelti konsantrasyonu ile değişimi.

Değerlendirme

Korozif aşınma deneylerinin yapıldığı saf su, % 1-10 NaCl, % 1-10 H_2SO_4 ve % 1-10 $FeCl_3$ çözeltileri arasında en az aşınma saf su içerisinde, en çok aşınma $FeCl_3$ çözeltisi içerisinde gerçekleşmiştir. Söz konusu çözeltiler içinde aşınma temelde abrasif aşınma mekanizmasıyla gelişmiş olup, aşınma izlerinin içinde yivlere, oyuklara ve korozyon ürünlerine rastlanmıştır.

Saf su içerisinde yapılan aşınma deneylerine nazaran NaCl, H_2SO_4 ve $FeCl_3$ çözeltilerinde daha düşük sürtünme katsayısı elde edilmiştir. İncelenen çözeltiler içerisinde en düşük sürtünme katsayısı H_2SO_4 ve $FeCl_3$ çözeltilerinde belirlenmiştir.

Zira bu çözeltiler NaCl çözeltisine nazaran daha agresif bir ortam oluşturmuş ve çelikleri daha fazla korozyona uğratmıştır. 165 saat süre ile NaCl çözeltisinde tutulan alaşımlarda ölçülebilir korozyon oluşmaması, söz konusu çözeltinin H_2SO_4 ve $FeCl_3$ 'e nazaran daha yumuşak bir korozif ortam oluşturduğunu göstermektedir. Özellikle H_2SO_4 ve $FeCl_3$ çözeltileri içinde yapılan aşınma deneyleri sırasında oluşan korozyon ürünleri aşındırıcı Al_2O_3 bilye ile çelik arayüzeyindeki sürtünmeyi ve dolayısıyla da sürtünme katsayısının azaltmıştır. $FeCl_3$ çözeltisi içinde yapılan aşınma deneyleri, ortamın H_2SO_4 çözeltisine nazaran daha saldırgan olmasından ötürü, aşınım bileşiminin ve/veya mekanik özelliklerin korozif aşınma direnci üzerindeki etkisinin daha az belirgin hale gelmesine sebep olmuştur.

İncelenen tüm çözeltiler içinde incelenen alaşımların gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış durumda Ni_{eq} değerinin artması ile korozif aşınma direnci düşmüştür. Yaşlandırılmış alaşımlar daha yüksek korozif aşınma direnci göstermiştir. Bu durum özellikle mikroyapısında yaşlandırma ısı işlemi sonucu σ fazı oluşan A3 ve A4 alaşımlarında daha belirgindir. Artan sertlik ve azalan darbe enerjisi ile korozif aşınma direncinin arttığı görülmüştür (Şekil 7.28-29, Şekil 7.33-34 ve Şekil 7.38-39). Bu gözlem çoğu metalik malzemeler için geçerli olan “abrasif aşınma direnci-sertlik” ilişkisi ile uyum içindedir.

H_2SO_4 ve $FeCl_3$ çözeltileri içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar ile korozyon deneylerinden belirlenen sonuçlar karşılaştırıldığında bazı farklılıkların olduğu ortaya çıkmıştır. Yaşlandırılmış alaşımlarda Ni_{eq} değerinin artması ile korozyon direnci artarken (Şekil 7.4 ve Şekil 7.7), korozif aşınma direnci azalmıştır (Şekil 7.32 ve Şekil 7.37). Bu farklılığın, korozif aşınma deneyleri sırasında yüzeydeki koruyucu oksit filmin, Al_2O_3 bilye tarafından sürekli olarak kaldırılmasından kaynaklandığı düşünülmektedir [29,32,37,51,56]. Ni tarafından kararlılığı arttırılan koruyucu oksit filmin yüzeyden kalkması durumunda Al_2O_3 bilyenin aşındırıcı etkisi ön plana çıkmakta ve sertliği yüksek olan alaşım daha az aşınmaktadır. Nitekim yaşlandırılmış alaşımlarda artan sertlikle korozif aşınma direncinin de artırdığı belirlenmiştir. Döküm halindeki alaşımlarda ise artan Ni_{eq} değeri ile korozyon direncinin artma eğilimi çok belirgin olmasa da yüksek konsantrasyonlu (% 7 ve % 10) çözeltilerde görülmüştür. Bu çözeltiler içerisinde, döküm halindeki alaşımlar yaşlandırılan alaşımlarda olduğu gibi artan Ni_{eq} değerleri

ile daha düşük korozif aşınma direnci sergilemiştir. Ancak % 1 ve % 3.5 gibi düşük konsantrasyonlu çözeltilerde yapılan korozyon deney sonuçları ile korozif aşınma deney sonuçları birbiri ile doğru ilişkilidir. Söz konusu çözeltiler içinde döküm alaşımlarının $Ni_{eş}$ değerinin artması, hem korozyon, hem de korozif aşınma direncini azaltmaktadır.



GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada C içeriği % 0.4 düzeyinde olan, % 20-27 Cr ve % 5-20 Ni içeren dökme çeliklerin, döküm halinde ve yaşlandırılmış (1200°C'de 6 saat tutup su verdikten sonra 750°C'de 18 saat yaşlandırma) durumda mikroyapıları ile, mekanik, korozyon ve aşınma özellikleri incelenmiştir. Deneylerden elde edilen genel sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

- 1- İncelenen çelikler içinde $Ni_{eş}$ değeri % 14.9 ve $Cr_{eş}$ değeri % 29.4 olan alaşım ferritik matrise sahip iken, diğer alaşımların $Ni_{eş}$ değeri ve $Cr_{eş}$ değeri sırasıyla % 19.8-31.5 ve % 20.3-26.1 mertebelerinde olup, alaşımlar ostenitik matrise sahiptir. Söz konusu çeliklerin mikroyapısında $Cr_{23}C_6$ tipi karbürler mevcuttur. Ostenitik matrisli % 23.6 ve % 31.5 $Ni_{eş}$ değerine sahip alaşımların mikroyapısında yaşlandırma ile σ fazı oluşmuştur.
- 2- Gerek döküm halinde ve gerekse yaşlandırılmış durumda alaşımların sertlikleri $Ni_{eş}$ değerinin artması ile azalmaktadır. Yaşlandırma ile özellikle ostenitik matrisli alaşımların sertliği belirgin bir şekilde artmıştır. Oda sıcaklığı darbe enerjisi ise, $Ni_{eş}$ değeri ile artma eğilimindedir. Ancak incelenen alaşımlar içinde Cr içeriği en düşük olan alaşım gerek döküm halinde gerekse yaşlandırılmış durumda en yüksek darbe enerjisi sergilemiştir.
- 3- % 1-10 NaCl konsantrasyonundaki çözeltide yapılan korozyon deneylerinde 165 saat sonunda incelenen alaşımlarda ölçülebilir korozyon kaybı gözlenmemiştir. % 1-10 H_2SO_4 ve % 1-10 $FeCl_3$ çözeltilerinde incelenen alaşımların korozyon dirençleri, çözelti konsantrasyonunun artması ile azalmıştır. Döküm halindeki alaşımların $Ni_{eş}$ değeri artarken, düşük H_2SO_4 ve $FeCl_3$ (% 1-3.5) çözeltileri içerisinde korozyon direnci azalmış, yaşlandırılmış alaşımların ise tüm konsantrasyonlarda korozyon direnci artmıştır. Düşük $Ni_{eş}$ değerine (< % 20)

sahip alaşımların korozyon direnci uygulanan yaşlandırma ısıı işlemi ile azalırken, % 23.58 ve % 31.5 Ni_{es} değerine sahip alaşımların korozyon direnci yaşlandırma ısıı işlemi ile artmıştır.

- 4- İncelenen alaşımların normal atmosferik koşullarda M2 kalite takım çeliği üzerinde yapılan metal-metal aşınma deneylerinde oksitlenmeli aşınma ve şiddetli aşınma mekanizmaları etkindir. Deney basıncının alaşımın sertliğine blnmesiyle bulunan normalize basıncın $\times 10^{-3}$ 'den küçük olduğu durumlarda oksitlenmeli aşınma, büyük olduğu durumlarda şiddetli aşınma etkin aşınma mekanizmalarıdır. Oksitlenmeli aşınma koşullarında aşınma direnci Ni_{es} değeri ve tokluğun azalması ve sertliğin artması ile artmıştır. şiddetli aşınma koşullarında aşınma direnci kimyasal bileşim (Ni_{es} değeri) ve mekanik özelliklerden (sertlik ve darbe enerjisi) bağımsızdır.
- 5- Gerek döküm halinde, gerekse yaşlandırılmış durumda incelenen alaşımların 125 μm Al₂O₃ zımpara üzerinde yapılan aşınma deneylerinde sıcaklığın artması ile abrasiv aşınma direnci azalmıştır. Yüksek deney sıcaklıklarında, yaşlandırılmış alaşımlar döküm alaşımlarına nazaran daha fazla aşınmışlardır. Yaşlandırılan alaşımların yüksek sıcaklık aşınma direnci artan Ni_{es} değeri ile azalırken, döküm halindeki alaşımlarda % 23.6 Ni_{es} değerine kadar artmış daha sonra sabit kalmıştır. Oda sıcaklığı abrasif aşınma direnci, artan Ni_{es} değeri ve darbe enerjisi ile azalmış ve sertlik ile artmıştır.
- 6- İncelenen alaşımların normal atmosferik koşullarda numune yüzeyine Al₂O₃ bilye srtterek yapılan ileri-geri aşınma deneyleri, döküm halindeki alaşımların aşınma direncinin Ni_{es} değeri ve kayma hızının artması ile arttığını ortaya çıkarmıştır. Yaşlandırılmış alaşımların aşınma direnci gerek Ni_{es} değerinin gerekse kayma hızının artması ile değişmemiştir. İncelenen alaşımların yaşlandırılması düşük kayma hızında (22 mm/s) aşınma direnci üzerinde olumlu etki yaparken, yüksek kayma hızlarında (83 mm/s) aşınma direncini dşrmştir. Sertlik ve darbe enerjisi değerleri aşınma direnci üzerinde belirgin bir etki göstermemiştir. Ancak ileri-geri aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzey sertliği, döküm halindeki alaşımlarda Ni_{es} değerinin ve deney hızının artması ile artarken, yaşlandırılmış alaşımlarda değişmemiştir.

7- % 0-10 arasındaki değerlerde NaCl-H₂SO₄-FeCl₃ çözeltileri içinde yapılan iler-geri aşınma deneylerinde, Ni_{eq} değerinin ve çözelti konsantrasyonunun artması aşınma direncini azaltmıştır. FeCl₃ çözeltisi diğer çözeltilere (NaCl ve H₂SO₄) nazaran daha saldırgan bir korozif ortam meydana getirmiş ve daha fazla aşınmaya sebep olmuştur. Yaşlandırılmış alaşımlar bu çözeltiler içerisinde döküm alaşımlarına göre daha yüksek aşınma direnci sergilemiştir. İncelenen alaşımların sertliğinin artması ve tokluğunun azalması ile korozif aşınma direnci artmıştır. Çözeltiye NaCl veya H₂SO₄ veya FeCl₃ ilavesi iler-geri aşınma deneyleri sırasında ölçülen sürtünme katsayısı değerlerinin azalmasına neden olmuştur.

KAYNAKLAR

- [1] **Fadilha, A.F. and Rios, P.R.**, 2002. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels, *ISIJ Int.*, **42**, 325-337
- [2] **Çimenoglu, H. and Geçkinli, A.E.**, 2001. Çelik ve dökme demirlerin metalografisi ve mekanik muayenesi, Metalurji Mühendisleri Odası, İstanbul.
- [3] **Kotecki, D.J.**, 1999. A martensite boundary on the WRC-1992 diagram. *Welding Research Supplement*, 180-191.
- [4] **Stainless Steels**, 2004. <http://www.subarcflux.com/highalloy2.html>
- [5] **Metal Handbook**, 1992. Phase Diagrams, v3, ASM Int., Materials Park Ohio.
- [6] **Davis, J.R.**, 1994. Stainless steels in *ASM Speciality Handbook*, Materials Park Ohio.
- [7] **Honeycombe, R.W.K.**, 1981. Steels; microstructure and properties, Edward Arnold LTD., London.
- [8] **Asensio, J., Pero-Sanz, J.A., Plaza D. And Verdeja I.J.**, 2002. Microstructural selection criteria for cast irons with more than 10% Cr for wear applications, *Materials Characterization*, 1-11.
- [9] **Kundrat, D.M., Chochal, M. And Elliot, J.F.**, 1984. Phase relationships in the Fe-C-Cr system at solidification temperatures, *Metall Trans.*, 683-676.
- [10] **Anderson, J.O.**, 1988. A thermodynamic evaluation of the Fe-Cr-C system, *Metall Trans.* 626-636.
- [11] **Metal Handbook**, 8th Edition, 1990. Properties and selection of metals; Heat resistance casting, v1, ASM Int., 269
- [12] **Özdoğan, E.**, 2002. Cr-Co-Ni süper alaşımın yüksek sıcaklık oksidasyon ve karbürizasyon davranışı, *Yüksek Lisans Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [13] **Davis, J.R.**, 1997. Heat resistance materials, ASM Int., Materials Park Ohio.

- [14] **Elliot, P.**, 2001. Choose materials for high temperatures environments, *CEP.*,75-81.
- [15] **Metal Handbook**, 9th Edition v13, 1990. Properties and selection; Stainless steels. ASM Int.
- [16] **Laird, G., Nielsen R.L. and Macmilan, N.H.**, 1991. On the nature of eutectic carbides in Cr-Ni white cast irons, *Met. Trans. A*, 1709-1714.
- [17] **Cortie, M.B. and Premachandra, K.**, 1992. Microstructural development and abrasion-resistance of an experimental ferrite-sigma alloys, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **47**, 1847-1852.
- [18] **Unterwiser, P.M., Boyer, H.E. and Kubbs, J.J.**, Heat treater's guide; standards, practices and procedures for steel, ASM Int., 418.
- [19] **Miller, A.E.**, 1983. Wear in steels, *Journal of Metals*, 56-62
- [20] **Hutchings, I.M.**, 1994. Wear-resistance materials: into the next century, *Materials Science and Technology A*, **184**, 185-195
- [21] **Lefevre, J.**, 1993. Stainless steels selection criteria for different applications, *Stainless Steels*, Les Editions de Physique, 917-937.
- [22] **Metals Handbook**, 1985. 9th Edition, Metallography and microstructure, ASM Int.
- [23] **Metals Handbook**, 1992. 10th Edition, v18, Friction, lubrication and wear technology, ASM Int., Materials Park Ohio
- [24] **Hutching, I.M.**, 1992. Tribology, friction and wear of engineering materials, London.
- [25] **Summers, D. and Smith, J.**, 1994. An introduction guide to industrial tribology, London, 177-198
- [26] **Kayalı, E.S.**, 1997. Hasar analizi seminer notları; aşınma ve aşınma hasarları, Metalurji Mühendisleri Odası, İstanbul
- [27] **Zumelzu, E., Goyos, I., Cabezas, C., Opitz, O. and Parada, A.**, 2002. Wear and corrosion behaviour of high chromium (14-30Cr) cast iron alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, **128**, 250-255.
- [28] **Janovec, J., Svoboda, M. and Blach, J.**, 1998. Evolution of secondary phases during quenching and tempering 12%Cr steel, *Materials Science and Engineering A*, **249**, 184-189.
- [29] **Metwally, W.A. and Song, M.K.**, 1994. Evolution of abrasive wear and erosion-corrosion resistance of high chromium cast steel, *Steel Research*, **65**, 455-461.

- [30] **Khusid, B.M.**, 1995. Optimisations of properties of carburised high-Cr steels, *Journal of Materials Science*, **30**, 2989-2998.
- [31] **Lu, X.C., Shi, K., Shizhuo, L. and Xiaoxia, J.**, 1999. Effects of surface deformation on corrosive wear of stainless steel in sulphuric acid, *Wear*, 537-543.
- [32] **Liu, Y.C., Schissler, J.M. and Mathia, T.G.**, 1995. The influence of surface oxidation on the wear resistance of cast iron, *Tribology Int.*, **28**, 433-438.
- [33] **Tu, J.P., Jie, X.H., Mao, Z.Y. and Matsumra, M.**, 1998. The effect of temperature on the unlubricated sliding wear of 5CrNiMo steel against 40MnB steel in the range of 400-600°C, *Tribology Int.*, **31**, 347-353.
- [34] **Haseeb, A.S.M.A., Aminal Islam, Md. and Mohar Ali Bepari, Md.**, 2000. Tribology behaviour of quenched and tempered and austempered ductile iron at the same hardness level, *Wear*, **244**, 15-19.
- [35] **Kinzel A.B. and Crafts, W.**, 1937. The alloys of Iron and Chromium, McGraw Hill Comp.
- [36] **Doğan, Ö.N. and Hawk, J.A.**, 1995. Effect of carbide orientation on abrasion of high Chromium white cast iron, *Wear*, **189**, 136-142.
- [37] **Yılmaz, O., Aksoy, M. and Yıldırım, S.**, 2003. Wear behaviour of Fe/M7C3 metal matrix composites with various microstructures during dry sliding, *Materials Science and Technology*, **19**, 661-668.
- [38] **Stott, F.H. and Wood, G.C.**, 1978. The influence of oxides on the friction and wear of alloys, *Tribology Int.*, 211-218.
- [39] **Sullivan, J.L., Quinn, T.F.J. and Rowson, D.M.**, 1980. Developments in the oxidational theory of mild wear, *Tribology Int.*, 153-158.
- [40] **Pathak, J.P., Mohan S.**, 2002. Wear behaviour of Ni-Cr-Mo-V steel under dry sliding, *Z. Metallkunde.*, 1140-1145.
- [41] **Khusid, B.M., Khusid, E.M. and Khina, B.M.**, 1995. Optimisations of properties of carburised high-Cr steels, *Journal of Mat. Science*, **30**, 2989-2998.
- [42] **Aksoy, M., Kuzucu, V., Korkur, M.H. and Yıldırım, M.M.**, 1998. The effect of Niobium and homogenisations on the wear resistance and some mechanical properties of ferritic stainless steel containing 17-18% Chromium,
- [43] **Simmons, J.W., Covino, B.S., Hawh, J.A. and Dunning, J.S.**, 1996. Effect of nitride (Cr₂N) precipitation on the mechanical, corrosion and wear properties of austenitic stainless steel, *ISIJ Int.*, **36**, 846-854.

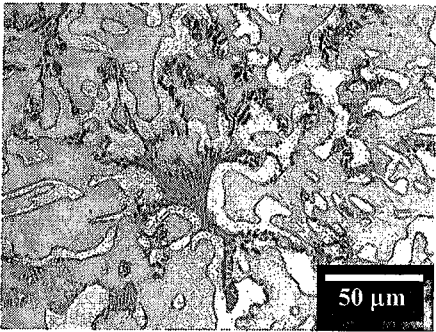
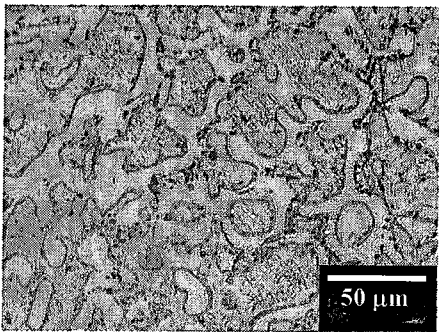
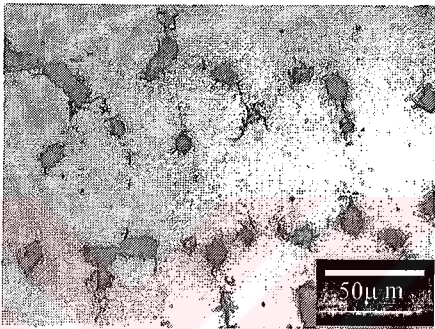
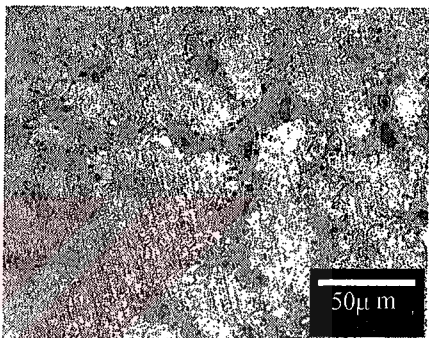
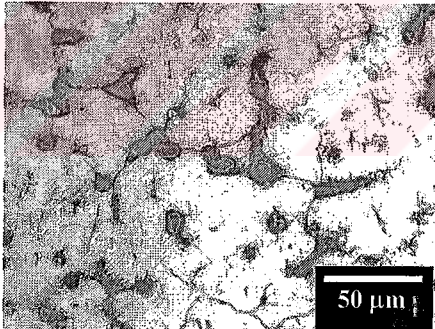
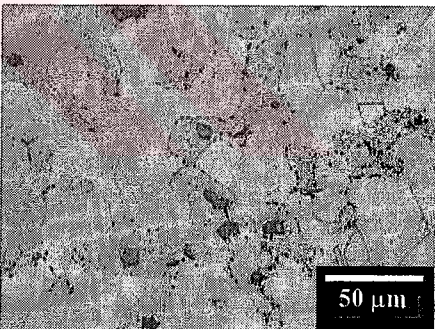
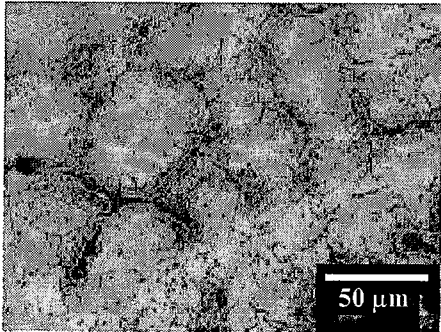
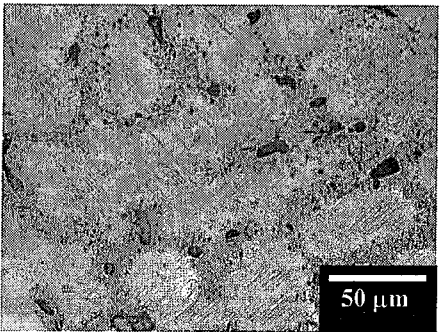
- [44] Christodoulou, P., Drotlew, A. and Gutowski, W., 1997. The effect of carbon, chromium and silicon content on wear resistance of ferritic Fe-Cr-C cast alloys, *Wear*, **211**, 129-133.
- [45] Hua-Nan, L., Michiru, S., Mikio, N. and Keisaku, O., 2001. Abrasion resistance of high Cr cast irons at an elevated temperature, *Wear*, **250**, 71-75.
- [46] Doğan, Ö.N., Hawk, J.K. and Tylczak, J.H. 2001. Wear of cast Cr steels with TiC reinforcement, *Wear*, **250**, 462-469.
- [47] Thomann, U.I. and Uggowitzer, P.J., 2000. Wear-corrosion behaviour of biocompatible austenitic stainless Steels, *Wear*, **239**, 48-58.
- [48] Chung-Wen, W., 1993. Corrosion-wear study of 304 stainless steel in various NaCl solutions, *Wear*, **162-164**, 950-953.
- [49] Yoshiaki, Y. and Yoshiyuki,, 1986. M. Corrosive wear of carbon and austenitic stainless steels in NaCl solutions. *Wear*, **110**, 401-408.
- [50] Shizhuo, L., Xiaoxia, J., Hongyun, B. And Shu, L., 1999. Effect of environmental embrittlement on wear resistance of alloys in corrosive wear, *Wear*, 1025-1030.
- [51] Jiang, X.X., Li, S.Z., Tao, D.D. and Yang J.X., 1993. Accelerative effect of wear on corrosion of high alloy stainless steel, *Corrosion Science*, 836-842.
- [52] Lu, X.C., Shizhuo, L. and Xiaoxia, J., 2001. Effects of sigma phase in stainless steels on corrosive wear behaviour in sulphuric acid, *Wear*, **251**, 1234-1238.
- [53] Zheng, Y.G., Yao, Z.M. and Ke, W., 2000. Erosion–corrosion resistant alloy development for aggressive slurry flows, *Materials Letters* **46**, 362–368.
- [54] Jacksen, R.J., 1970. The austenite liquids surface and constituonal diagram for the Fe-Cr-C metastable system , *Iron-Steel Ins.*, **208**, 163-167.
- [55] Kuzucu, V., Aksoy, M., Korkut, M.H. and Yıldırım, M.M., 1997. The effect of Niobium on the microstructure of ferritic stainless steel, *Materials Science and Engineering*, **A230**, 75-80.
- [56] **Metals Handbook**, 1992. 9th Edition, Corrosion, v13, ASM Int., Materials Park Ohio
- [57] Lim. S.C. and Ashby, M.B., 1986. Wear mechanism maps, *Acta Metall*, **v35**, 1-24.
- [58] Sullivan, J.L. and Athwal, S.S., 1983. Mild wear of a low alloy steel at temperatures up to 500°C, *Tribology Int.* 123-130.

- [59] **Wang, Y., Tingquan, L. and Jiajun, L., 1999.** Tribo-metallographic behaviour of high carbon steels in dry sliding I.Wear mechanism and their transition, *Wear* **231**, 1-11.
- [60] **Goto, H. and Amamoto, Y., 2003.** Effect of varying load on wear resistance of carbon steel under unlubricated conditions, *Wear*, **254**, 1256-1266.
- [61] **Garbar, I.I., 2002.** Gradation of oxidational wear of metals, *Tribology Int.*, **35**, 749-755.
- [62] **Stachowrak, G.W.and Batchelor, A.W., 2001.** Engineering Tribology, Oxford.
- [63] **Çimenoglu, H., 1997.** Subsurface characteristic of an abraded low carbon steel, *Wear*, **210**, 204-210.
- [64] **Lin, Y.C., Wang, S.W. and Chen, T.M., 2002.** A study on the wear behaviour of hardened medium carbon steel, *Journal of Materials Processing Technology*, **120**, 126-137.
- [65] **Lathabai. S., 1998.** An SEM study of mild-to-severe wear transition in grey cast iron during dry sliding, *Scripta Materialia*, **v38**, 1557-1562.
- [66] **Wang, Y., Tingquan, L. and Jiajun, L., 1999.** Tribo-metallographic behaviour of high carbon steels in dry sliding II.Microstructure and wear, *Wear* **231**, 12-19
- [67] **Pearce, J.T.H., 1984.** Structure and wear performance of abrasion resistance chromium white cast iron, *AFS Transactions*, **84-126**, 599-603.
- [68] **Doğan, Ö.N. and Hawk, J.A., 1995.** Effect of carbide orientation on abrasion of high chromium white cast iron, *Wear*, **89**, 136-142.
- [69] **Çelik, Ö., Ahlatçı, H., Kayalı, E.S. and Çimenoglu H., 2003.** High temperature tensile and abrasive wear characteristics of as-cast ductile Irons, *ISIJ Int.*, **43**, 1274-1279.
- [71] **El-Ghazaly, S.A., 1993.** Optimising structure, toughness and wear performance of 15% chromium cold work cast tool steel, *Material Technology*, **64**, 136-141.
- [71] **Baydoğan, M., Çimenoglu, H. And Kayalı, E.S., 2004.** A study on sliding wear of a 7075 aluminum alloy, *Wear*, 1-10.
- [72] **Özdabak, G., Mindivan, H., Kayalı, E.S. and Çimenoglu, H., 2004.** Östenitik paslanmaz çeliklerin korozyonlu aşınma davranışları, 9.ICCP Uluslararası Korozyon ve Beton Koruma Sempozyumu, Ankara

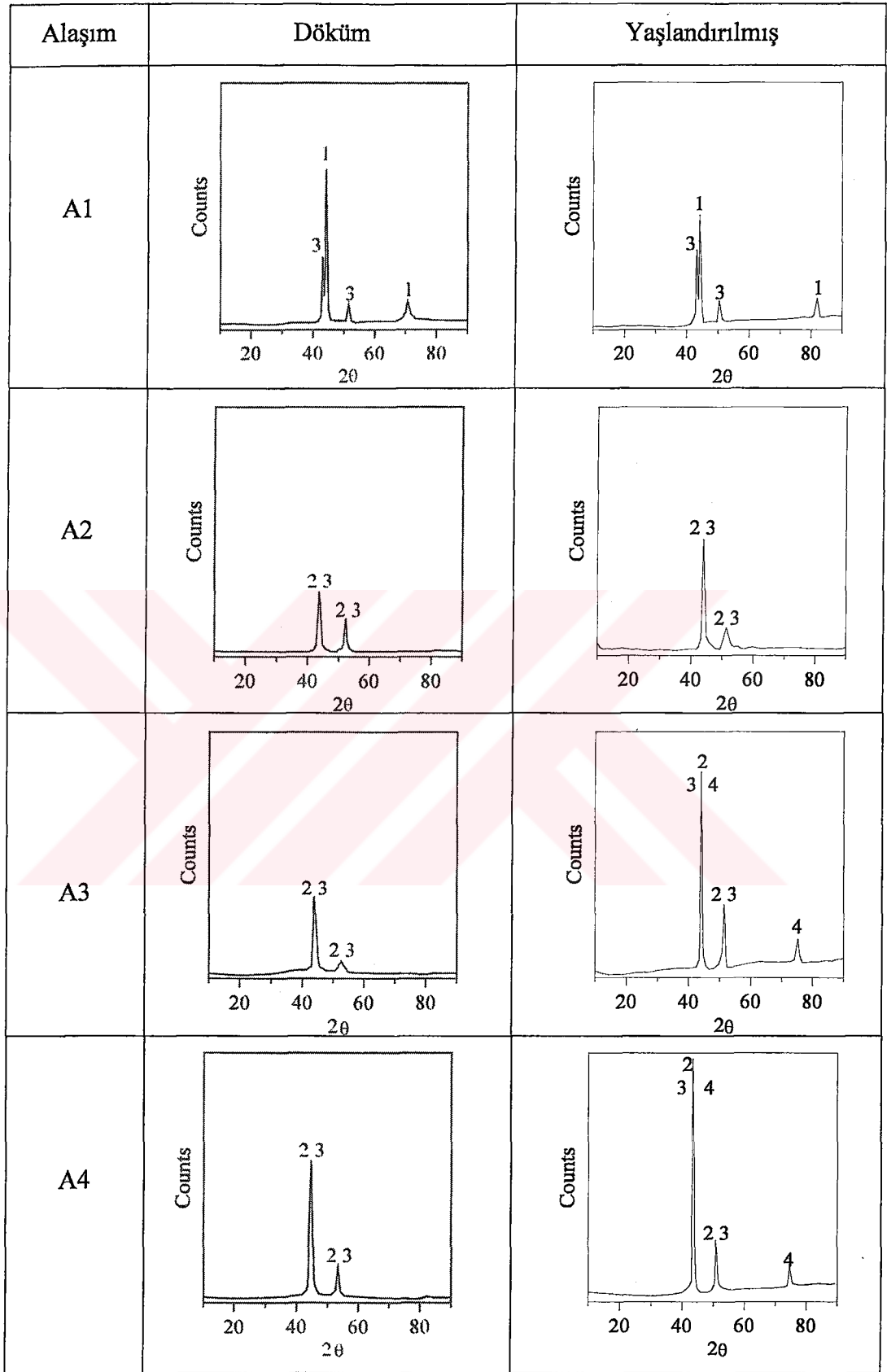
EKLER



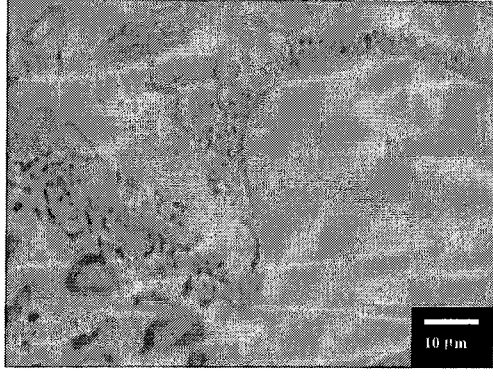
Ek A: Mikroyapı karakterizasyonu şekilleri

Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A2		
A3		
A4		

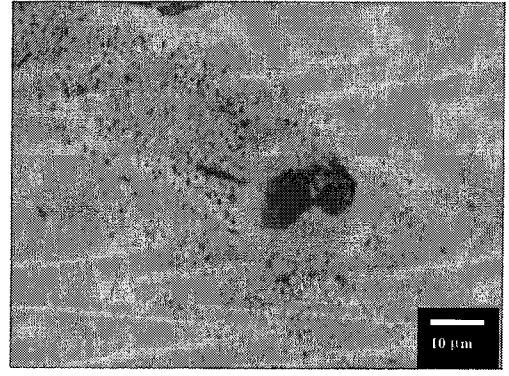
şekil A.1 İncelenen alaşımlarının mikroyapıları. (Dağlama reaktifi oksalik asit)



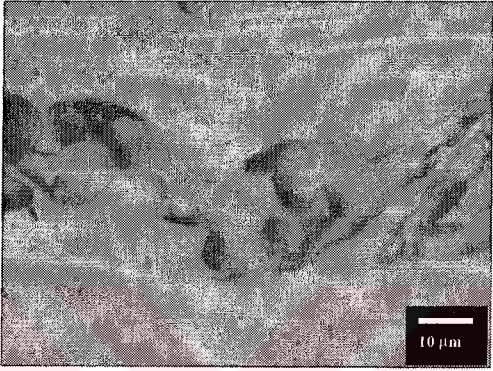
şekil A.2 İncelenen alaşımların XRD paternleri (1-ferrit, 2-ostenit, 3- $M_{23}C_6$ ve 4- σ fazı)



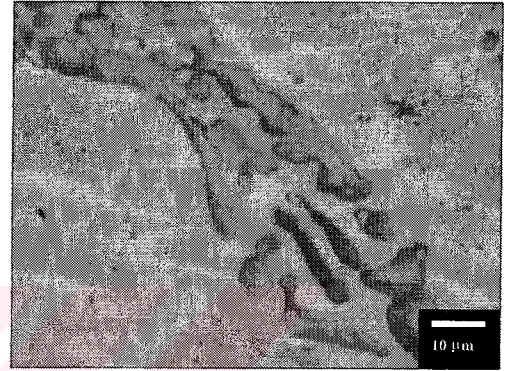
(a)



(b)

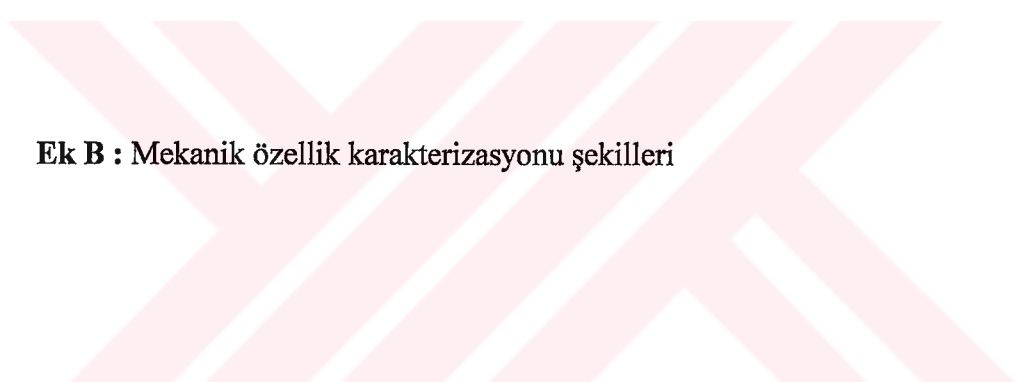


(c)

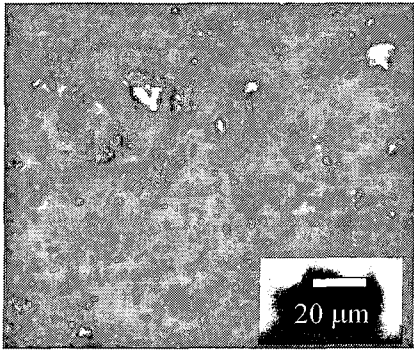
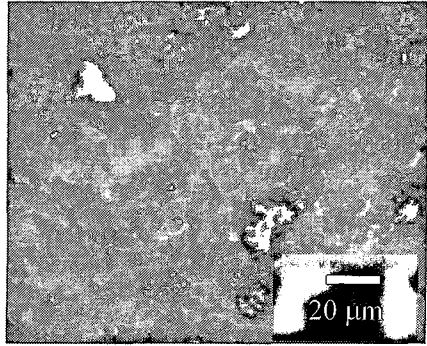
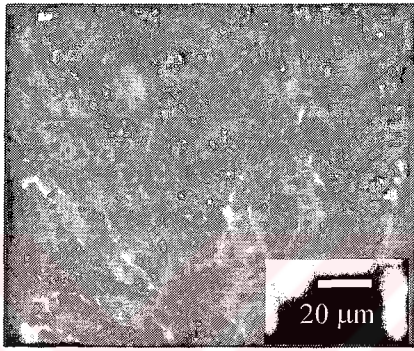
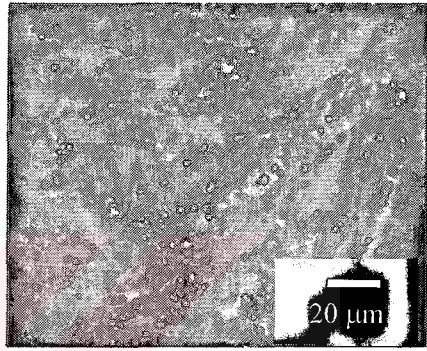
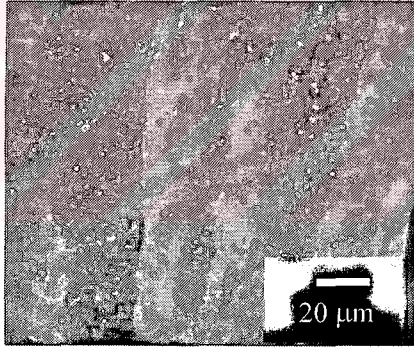
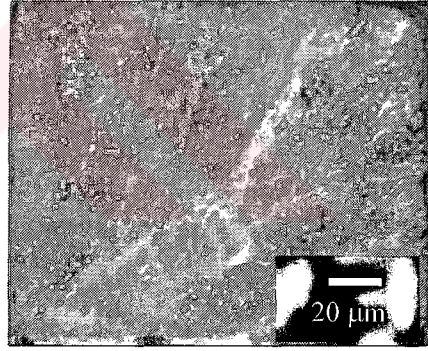
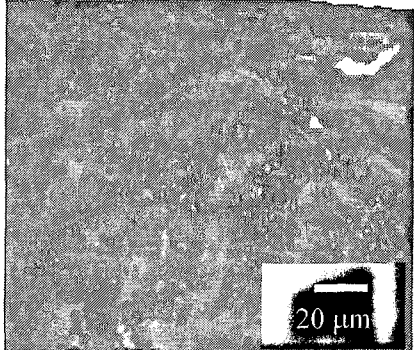
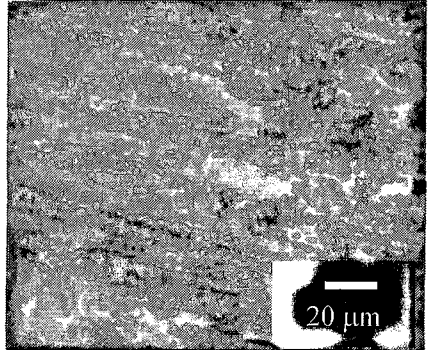


(d)

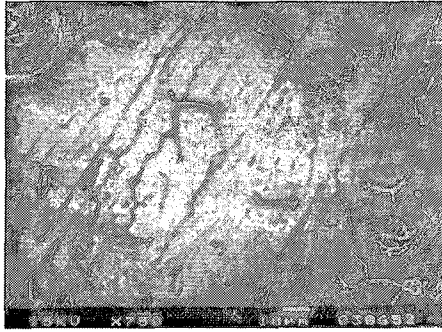
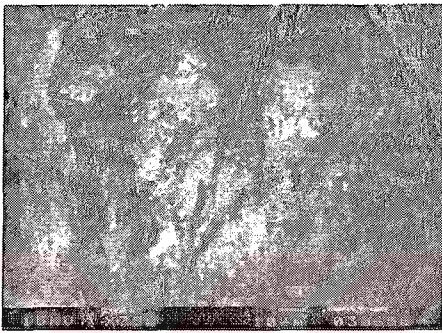
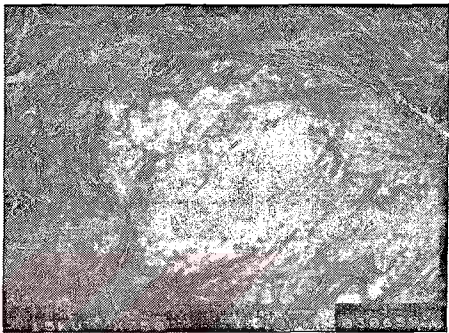
Şekil A.3 Yaşlandırılmış (a) A1, (b) A2, (c) A3 ve (d) A4 alaşımlarının sodyum siyanürle dağlanmış optik mikroskop görüntüleri.



Ek B : Mekanik özellik karakterizasyonu şekilleri

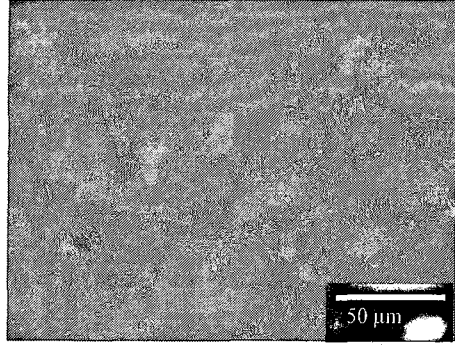
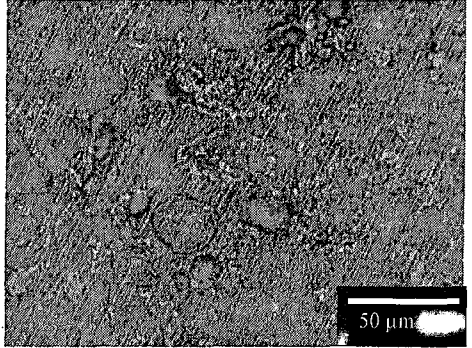
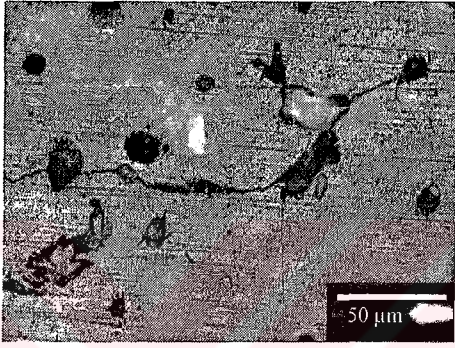
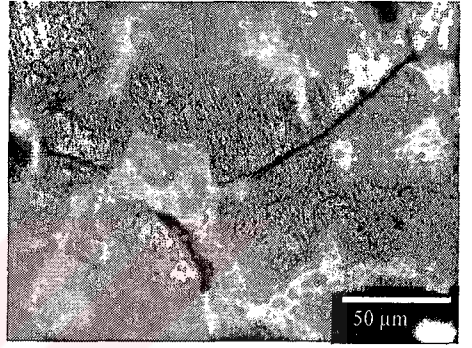
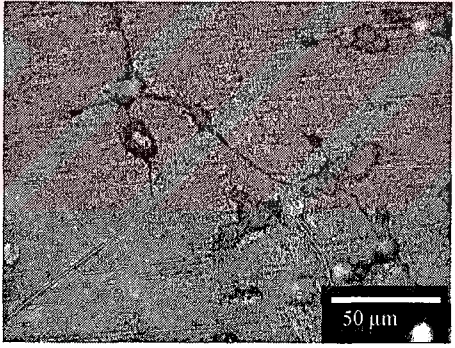
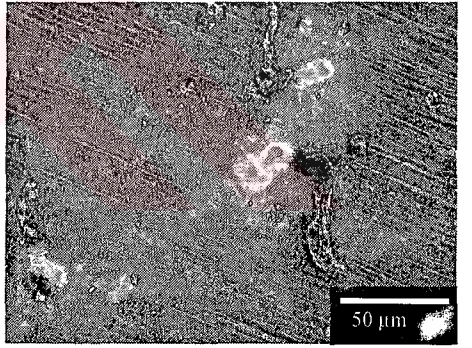
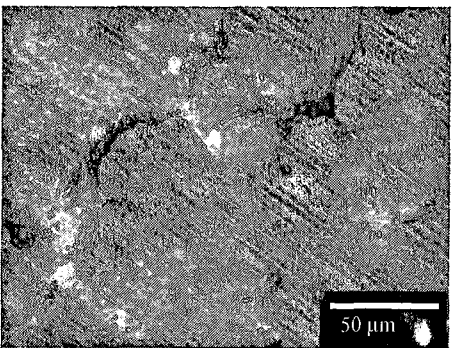
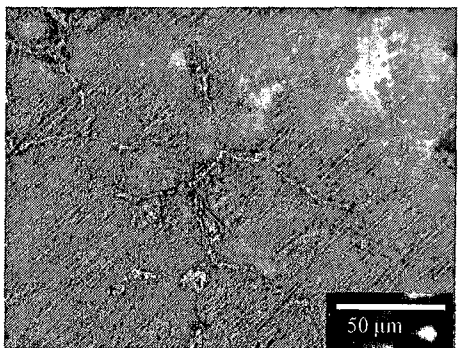
Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A2		
A3		
A4		

şekil B.1 İncelenen alaşımların darbe deney numunelerinin kırılma yüzeylerine ait optik mikroskop görünümleeri.

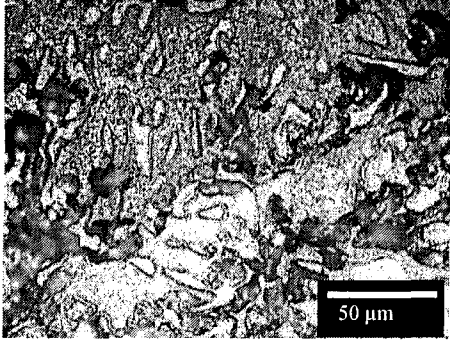
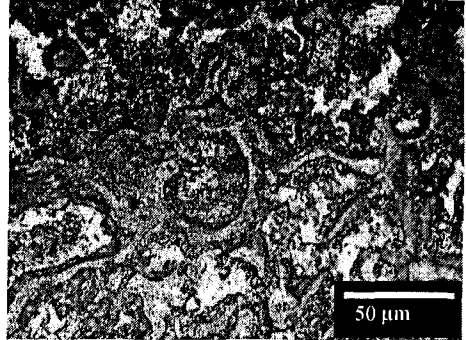
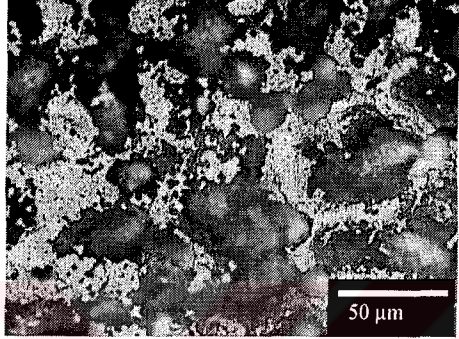
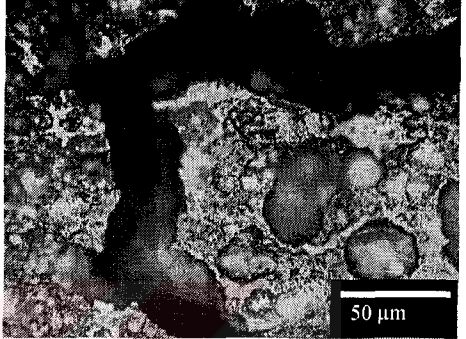
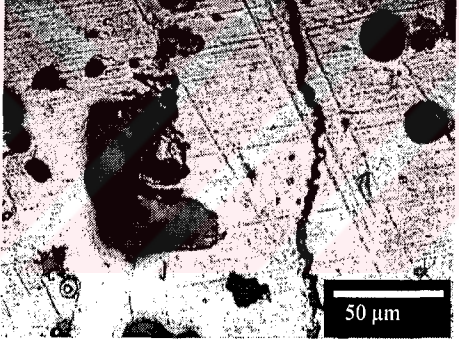
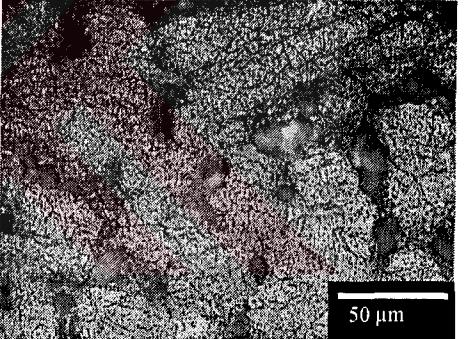
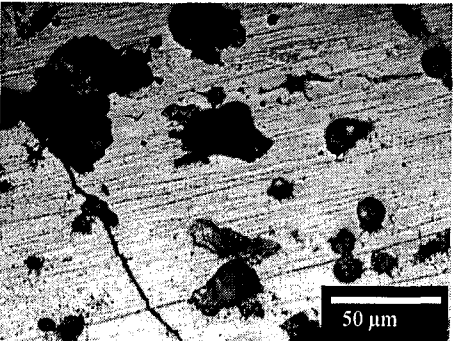
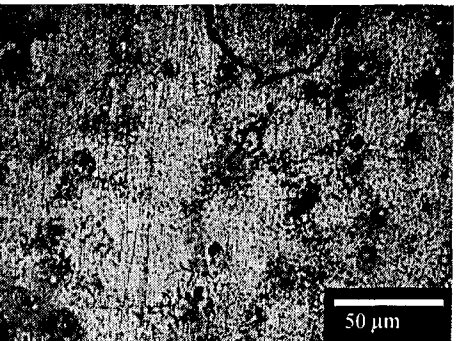
Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A4		

şekil B.2 İncelenen alaşımların darbe deney numunelerinin kırılma yüzeilerine ait SEM görünümleri.

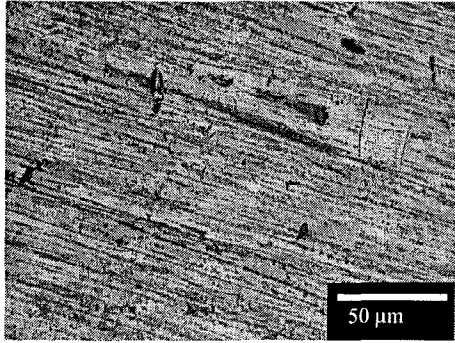
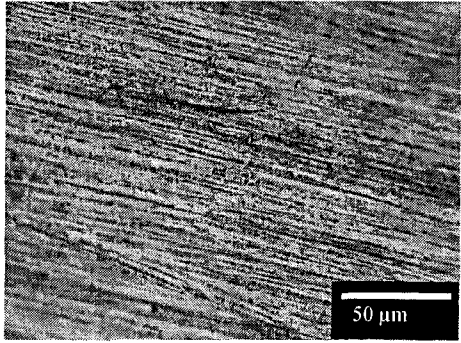
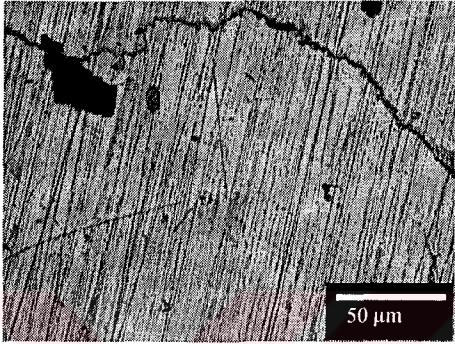
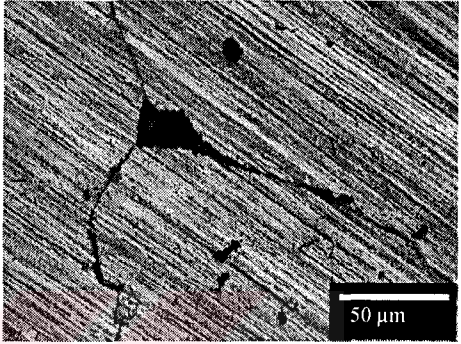
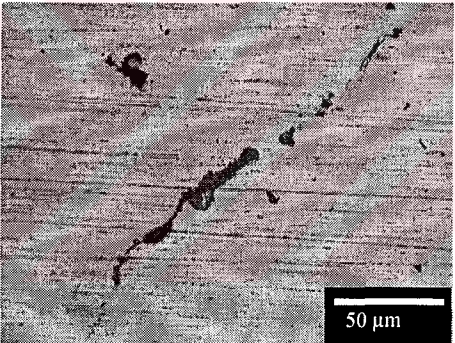
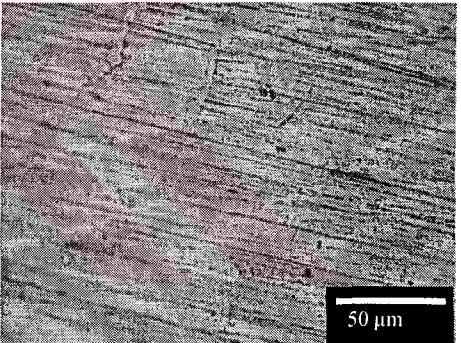
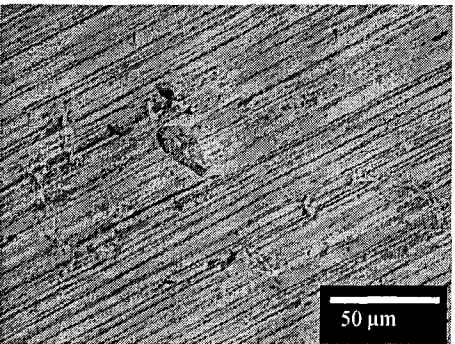
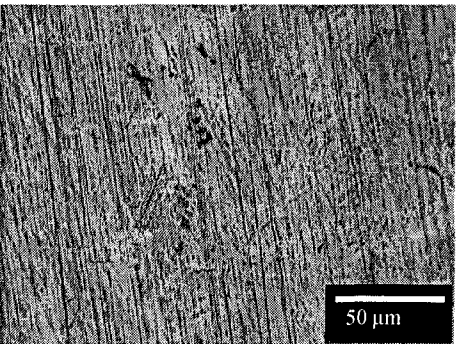
Ek C : Korozyon deneyleri şekilleri

Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A2		
A3		
A4		

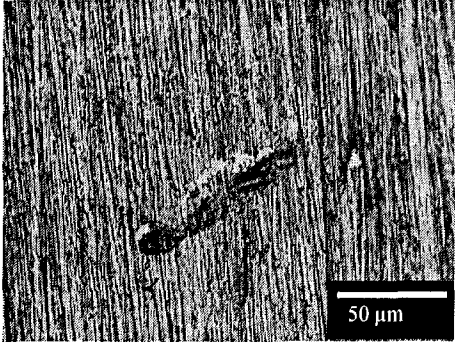
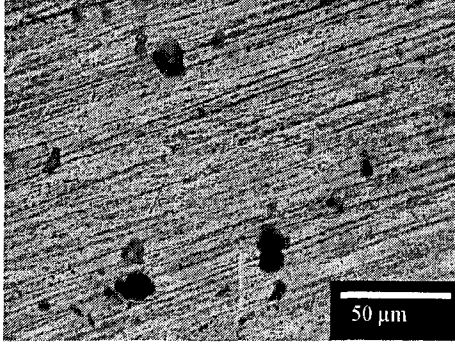
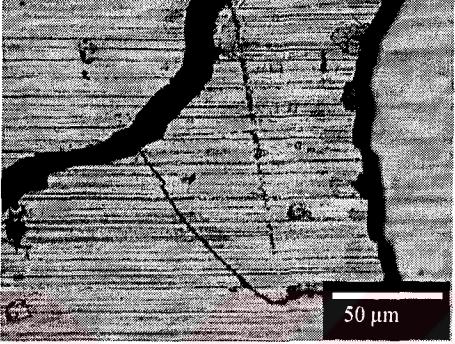
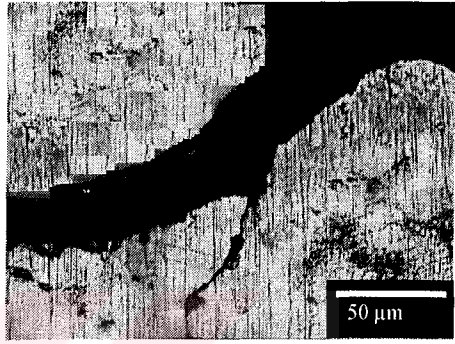
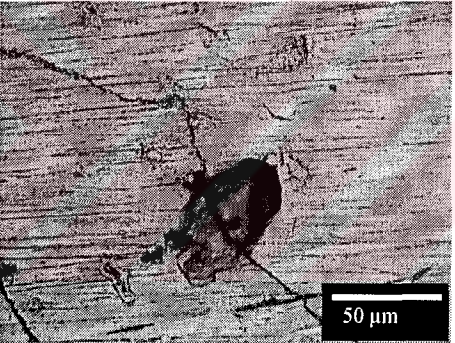
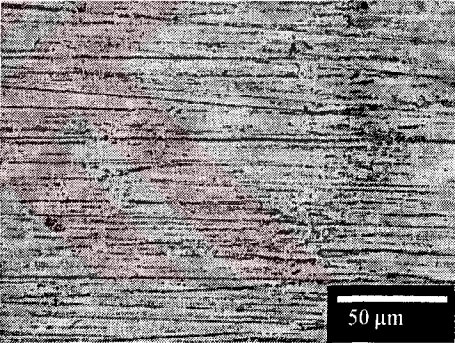
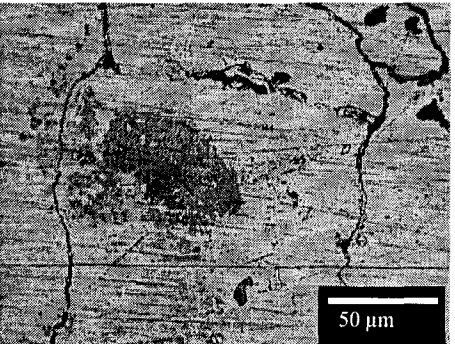
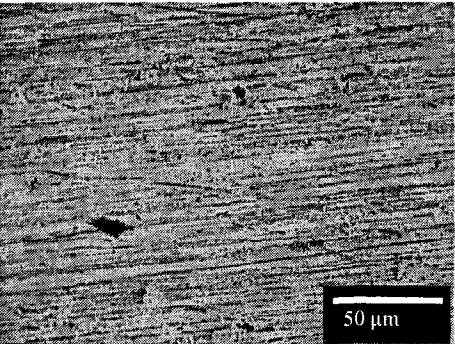
şekil C.1 % 1 H₂SO₄ çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görünümleeri.

Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A2		
A3		
A4		

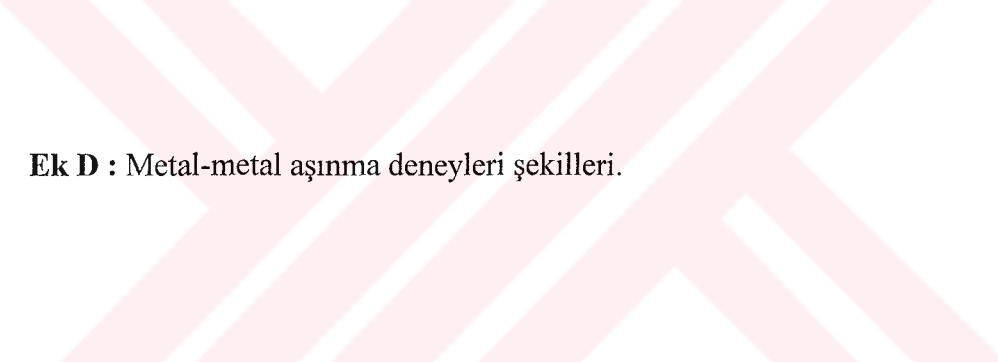
şekil C.2 % 10 H₂SO₄ çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görünümleeri.

Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A2		
A3		
A4		

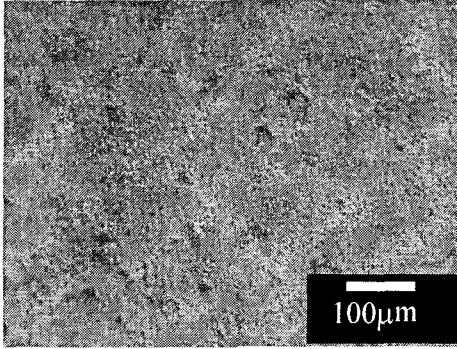
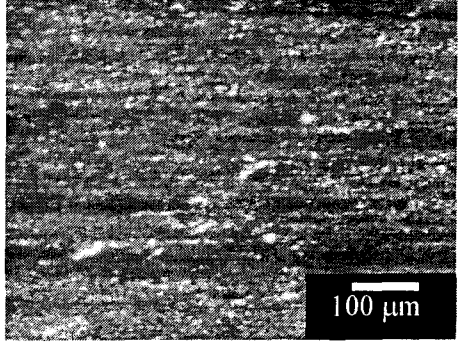
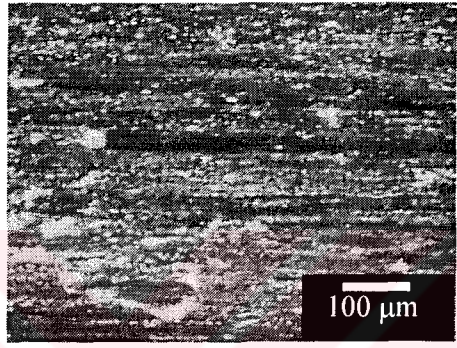
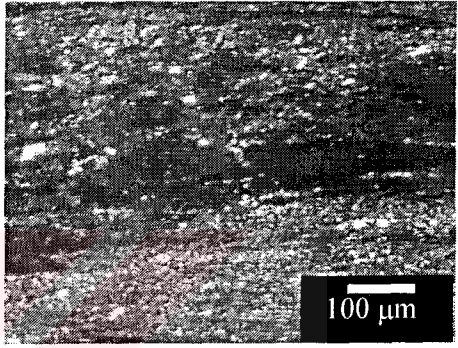
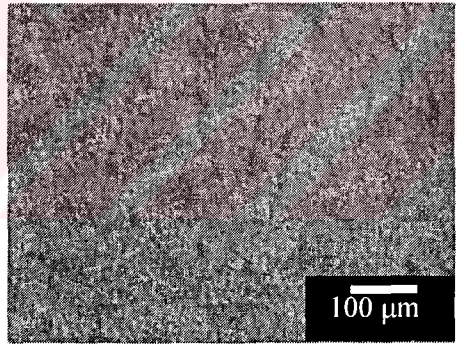
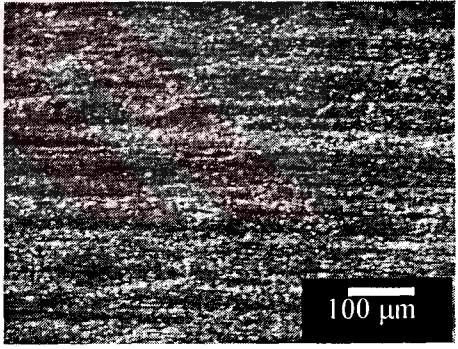
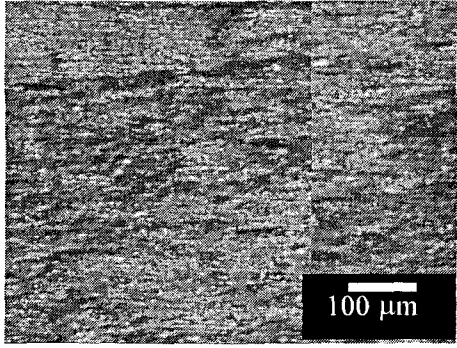
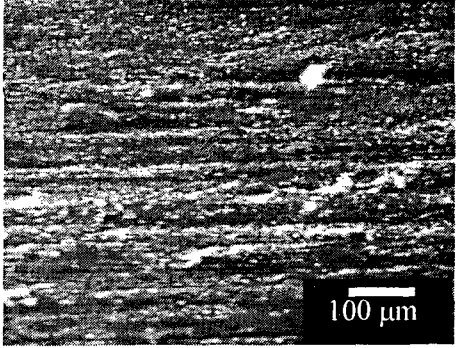
şekil C.3 % 1 FeCl₃ çözeltisi ierisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görünümeri.

Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A2		
A3		
A4		

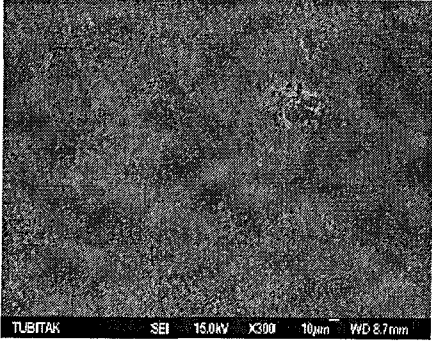
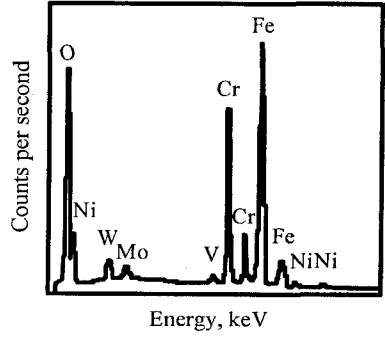
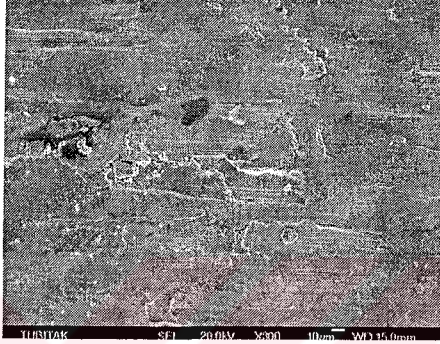
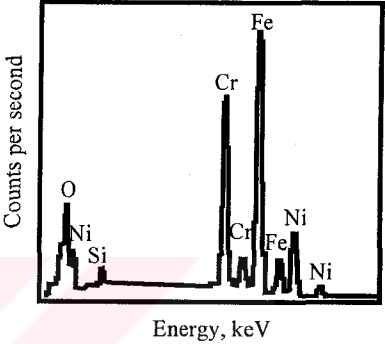
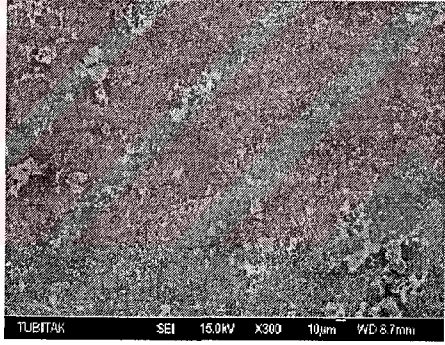
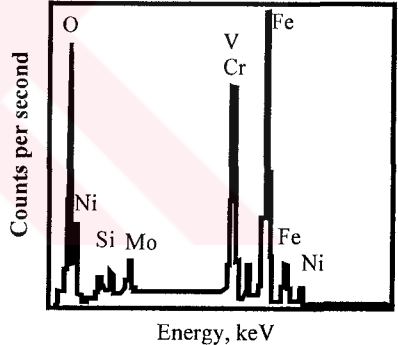
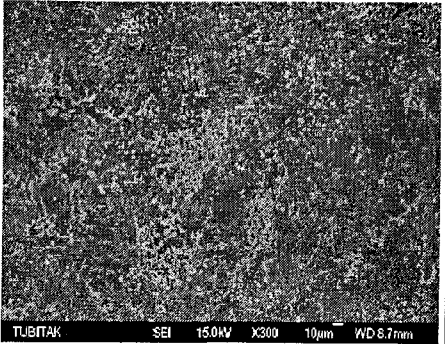
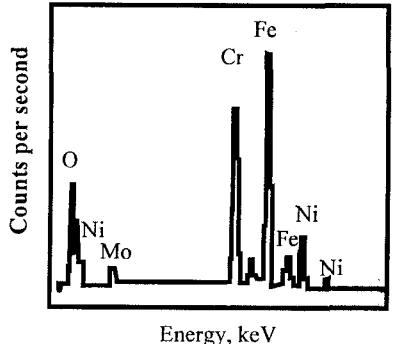
şekil C.4 % 10 FeCl₃ çözeltisi içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulan numunelerin yüzeylerinin deney sonrası optik mikroskop görünümleeri.



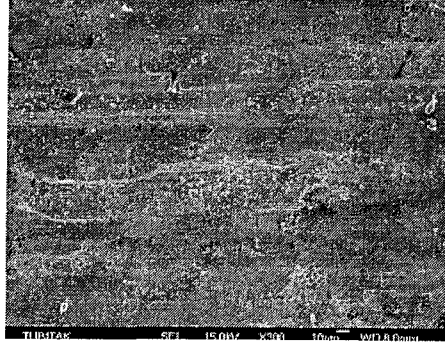
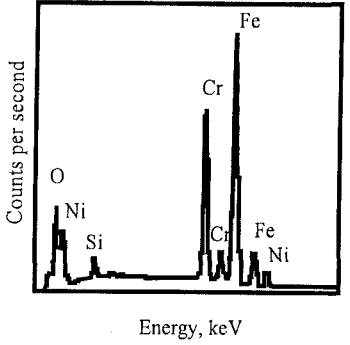
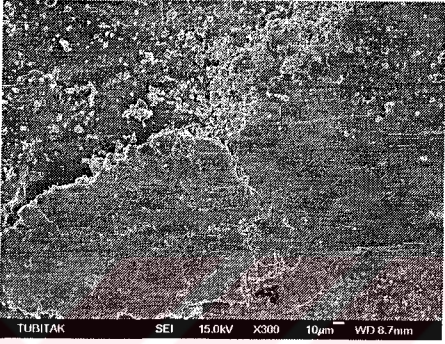
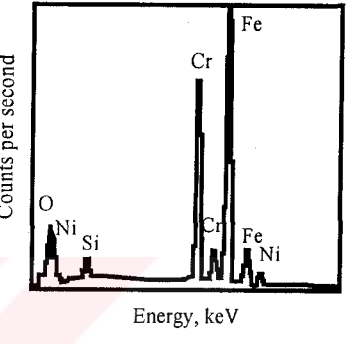
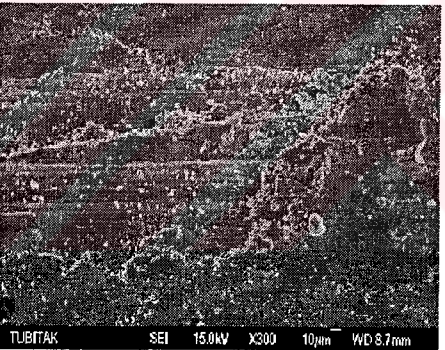
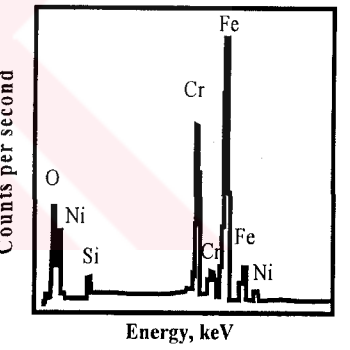
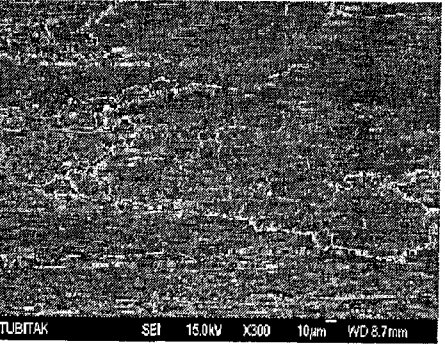
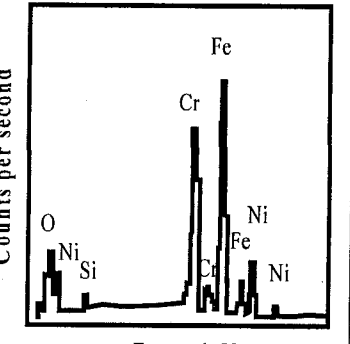
Ek D : Metal-metal aşınma deneyleri şekilleri.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Deney Yüğü (N)	
		13.3	40
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

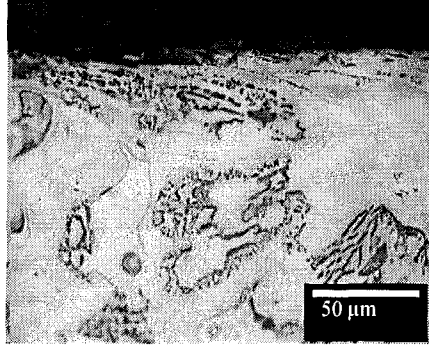
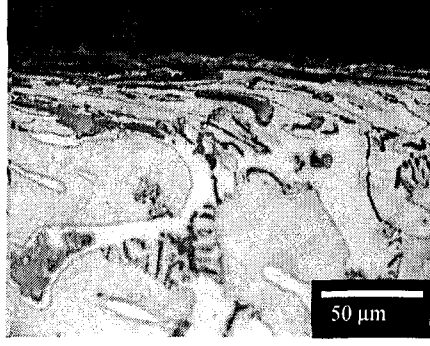
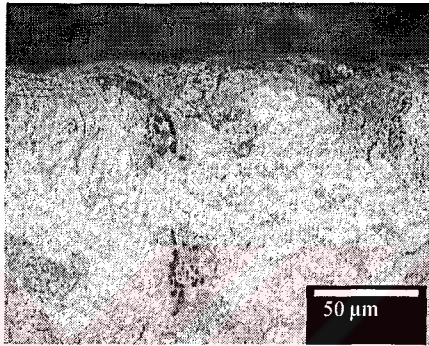
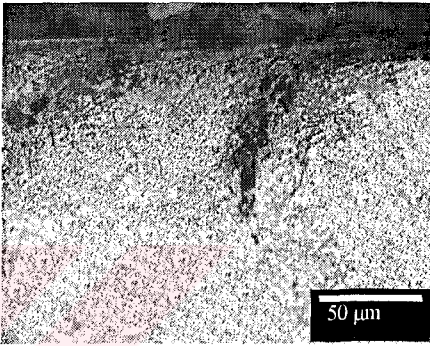
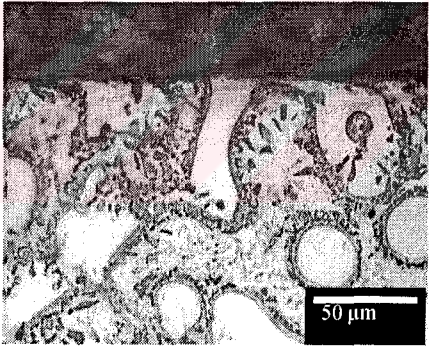
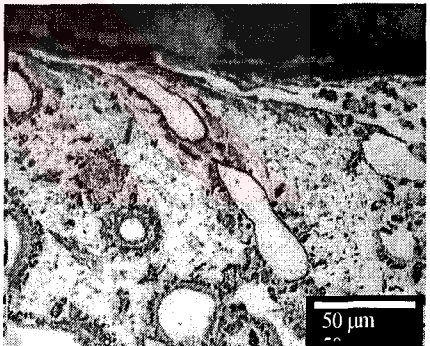
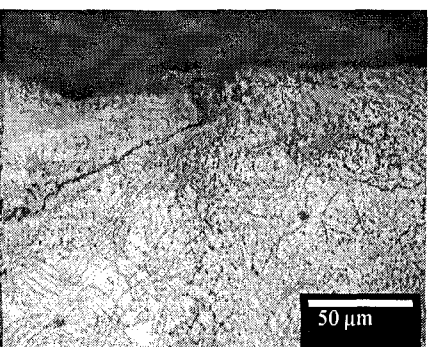
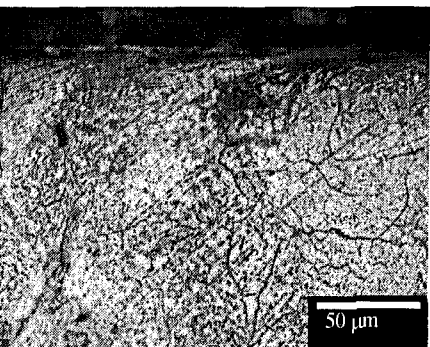
Şekil D.1 Metal-metal aşınma deneyleri sonrası aşınma yüzeyine ait optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durum	Alaşım	SEM	EDS
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

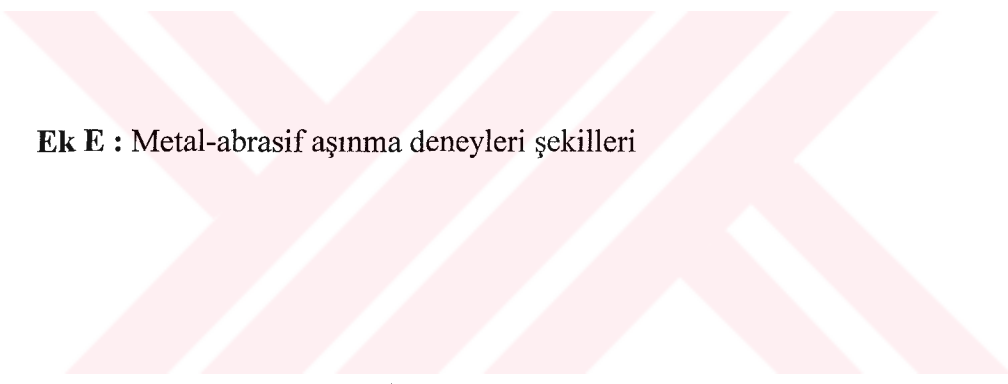
Şekil D.2 13.3 N deney yükünde metal-metal aşınma deneyine tabi tutulan numunelere ait aşınmış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analizleri.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	SEM	EDS
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

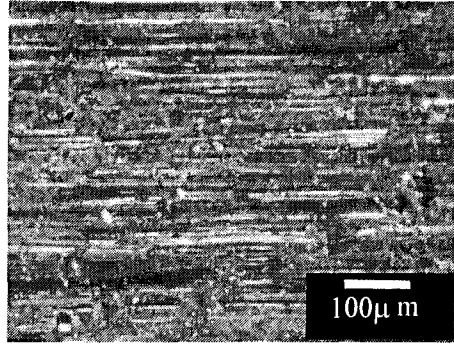
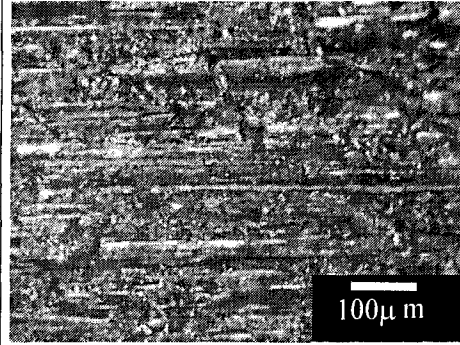
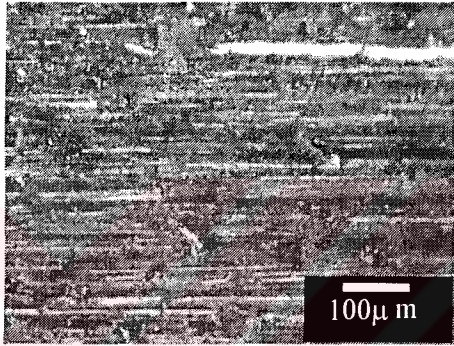
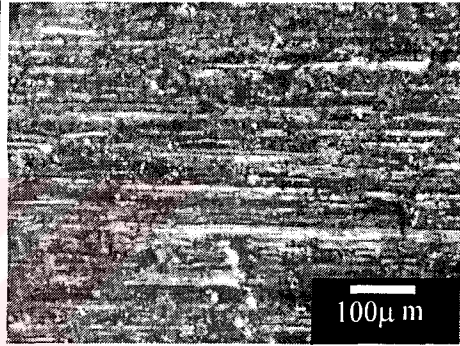
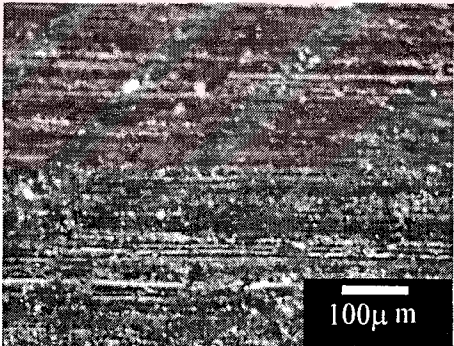
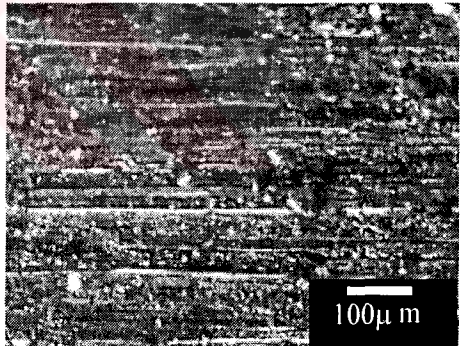
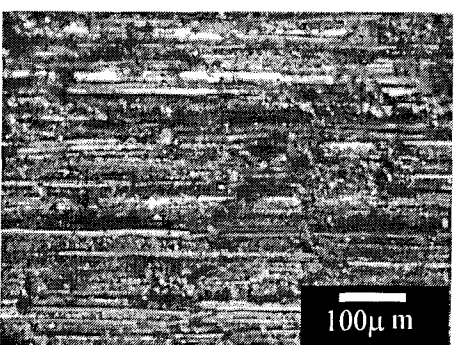
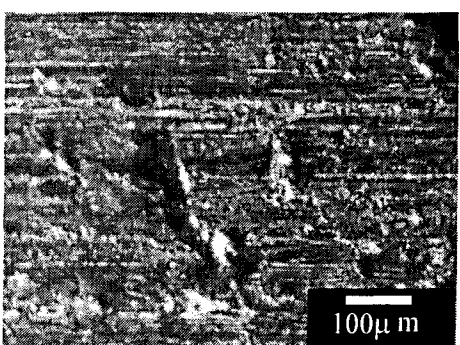
Şekil D.3 40 N deney yükünde metal-metal aşınma deneyine tabi tutulan numunelere ait aşınmış yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDS analizleri

Isıl İşlem Durumu	Aşınım	Deney Yüğü (N)	
		13.3	40
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

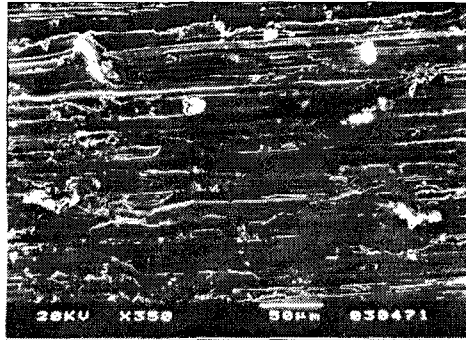
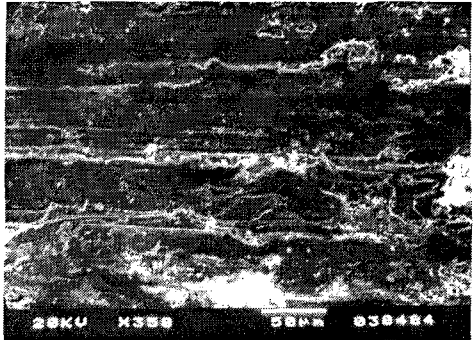
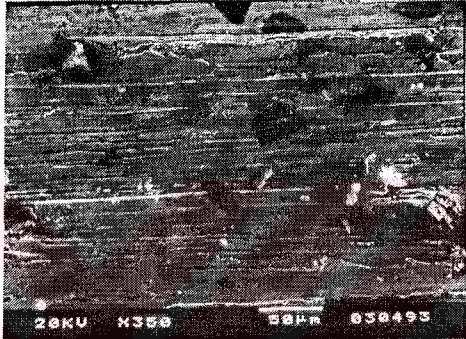
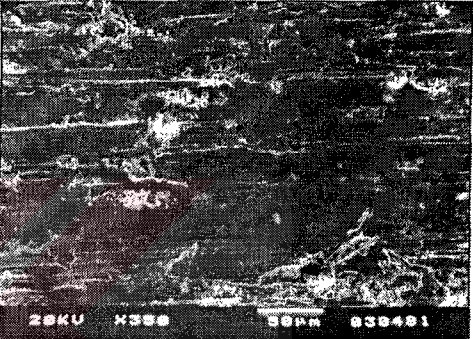
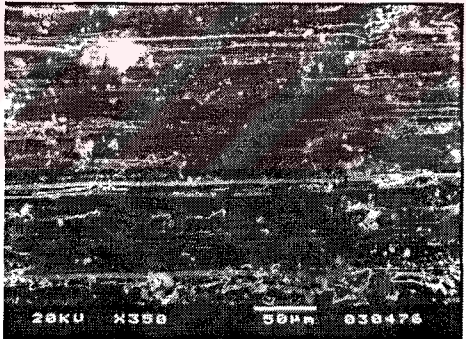
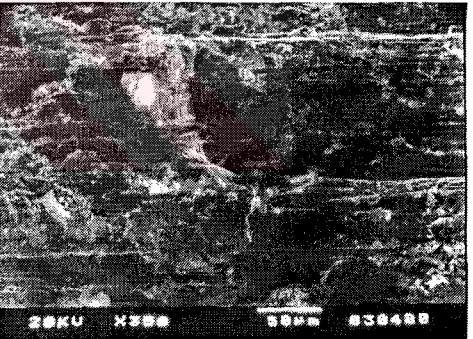
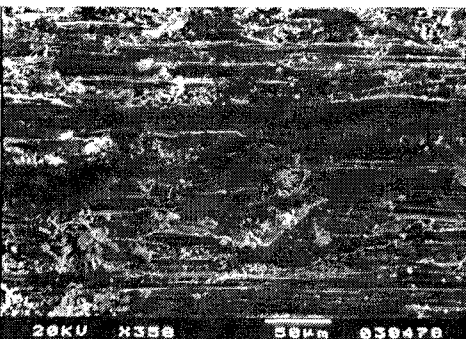
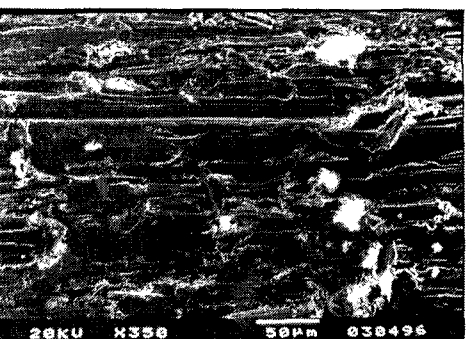
Şekil D.4 Metal-metal aşınma deneylerine tabi tutulan numunelere ait aşınma yüzey altı optik mikroskop görüntüleri.



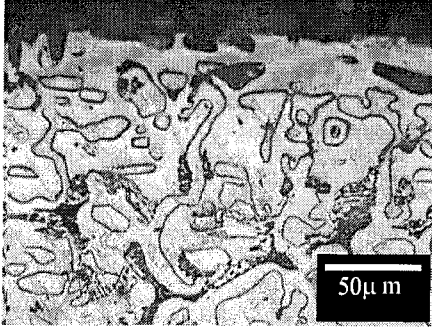
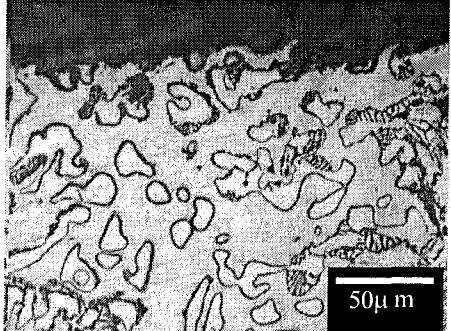
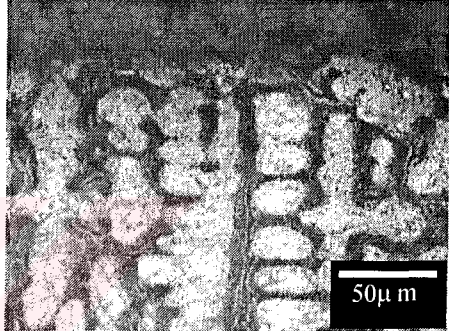
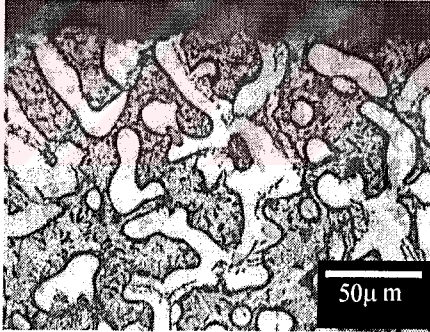
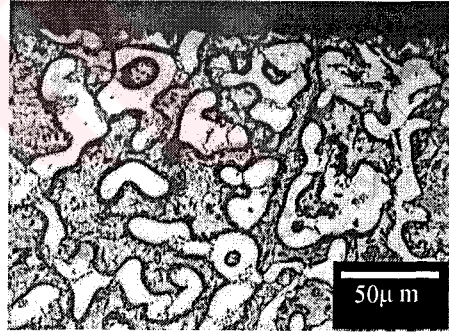
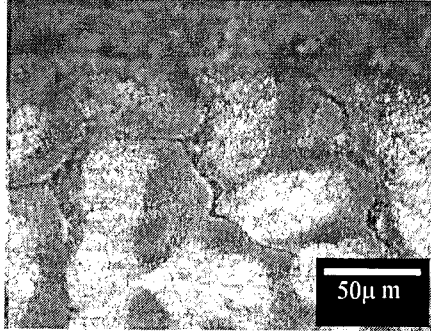
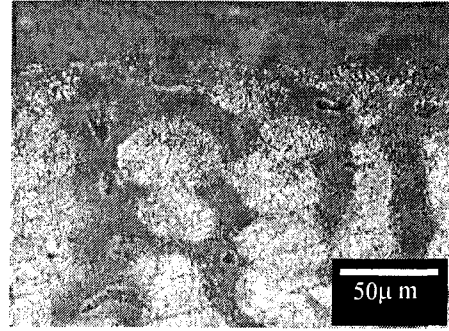
Ek E : Metal-abrasif aşınma deneyleri şekilleri

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Deney Sıcaklığı (°C)	
		Oda Sıcaklığı	600
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

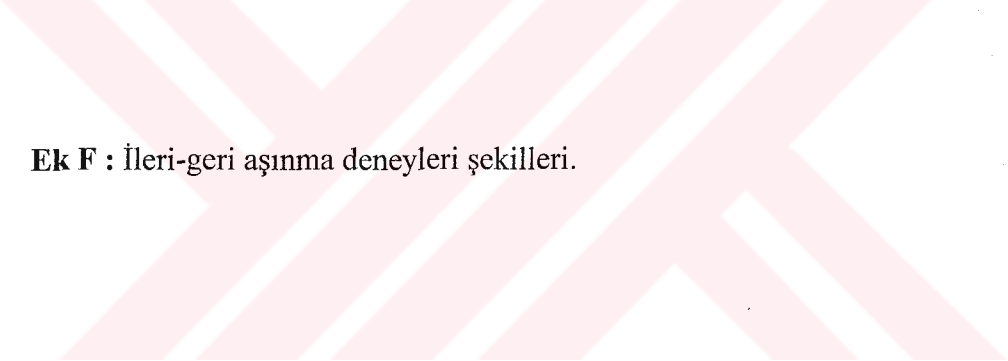
Şekil E.1 Metal-abrasif aşınma deneylerine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeyine ait optik mikroskop görüntüleri.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Deney Sıcaklığı (°C)	
		Oda Sıcaklığı	600
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

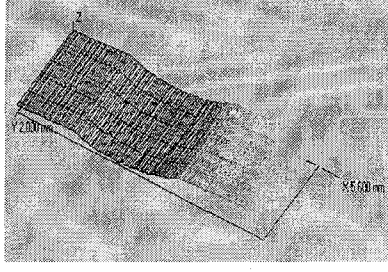
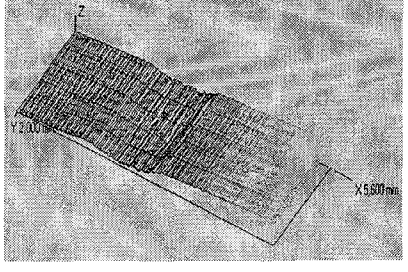
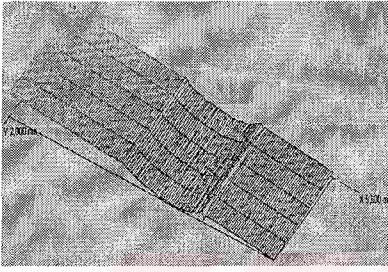
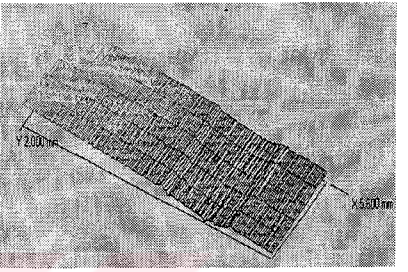
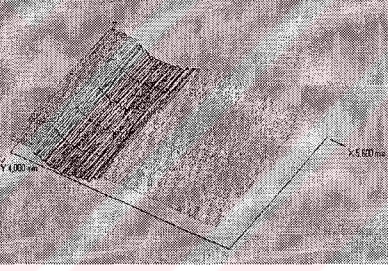
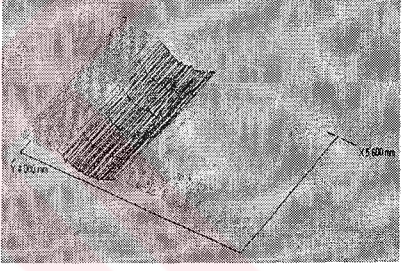
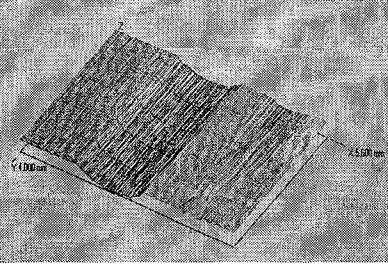
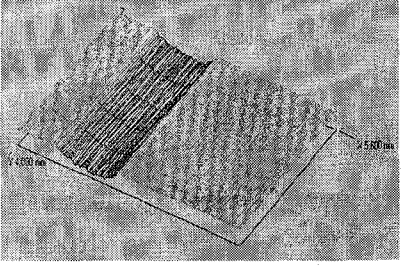
Şekil E.2 Metal-abrasif aşınma deneylerine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Deney Sıcaklığı (°C)	
		Oda Sıcaklığı	600
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

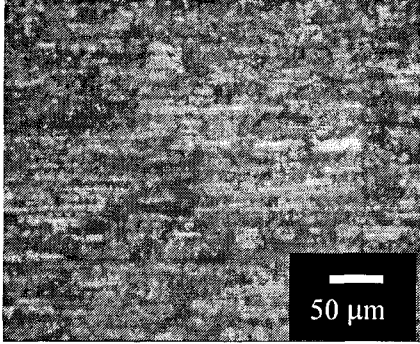
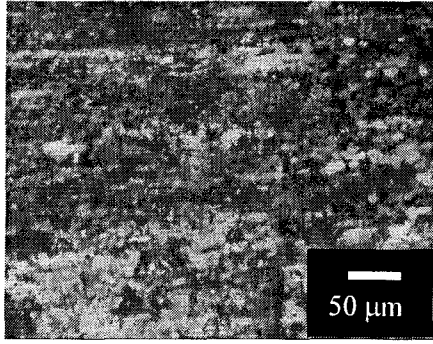
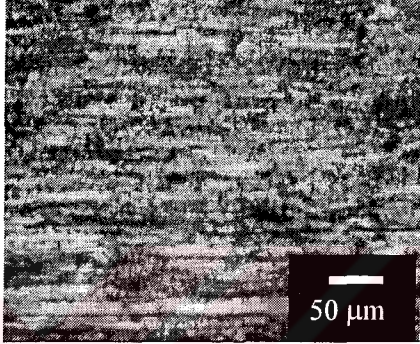
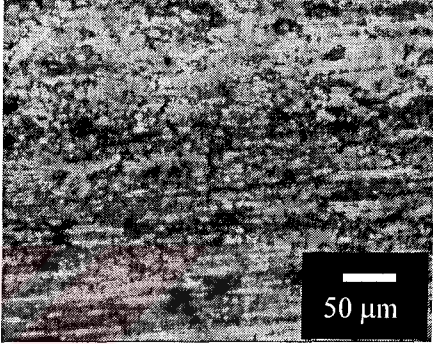
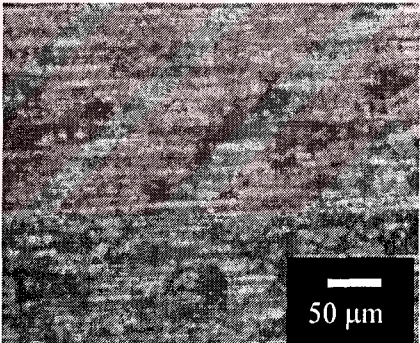
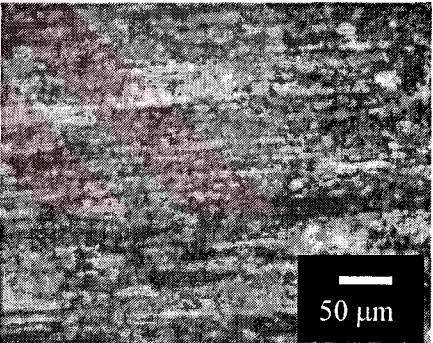
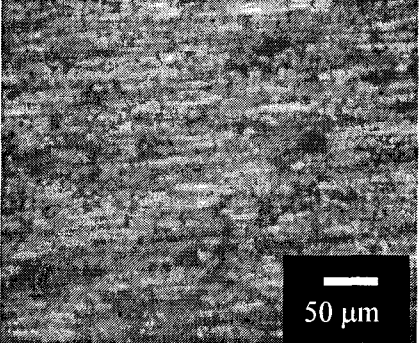
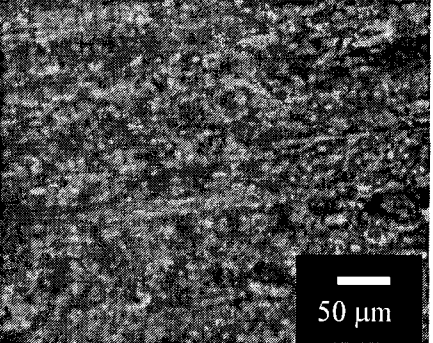
Şekil E.3 Metal-abrasif aşınma deneylerine tabi tutulan numunelerin aşınma yüzey altına ait optik mikroskop görüntüleri.



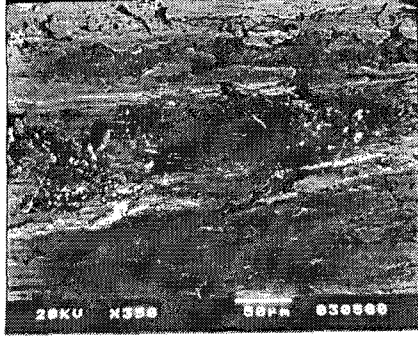
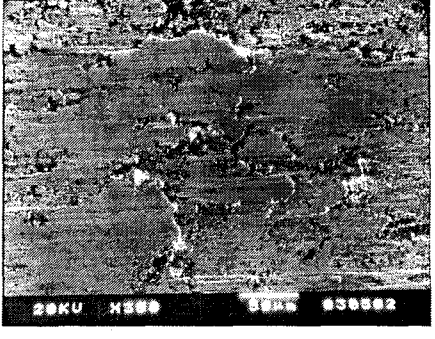
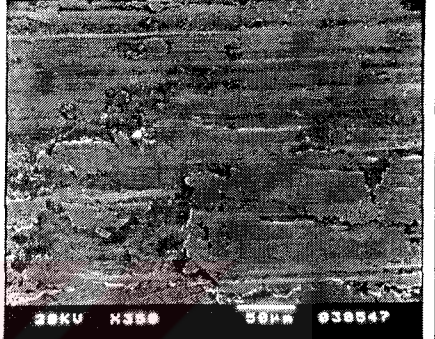
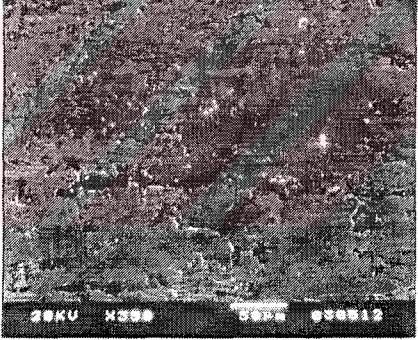
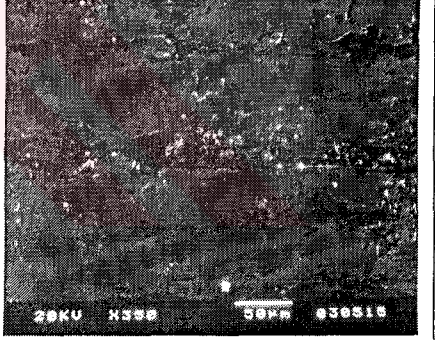
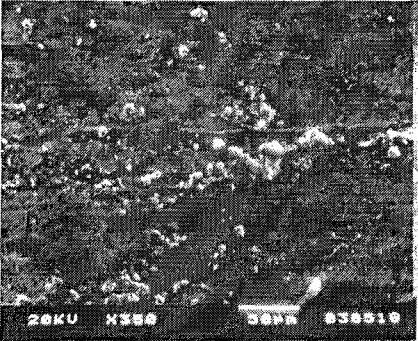
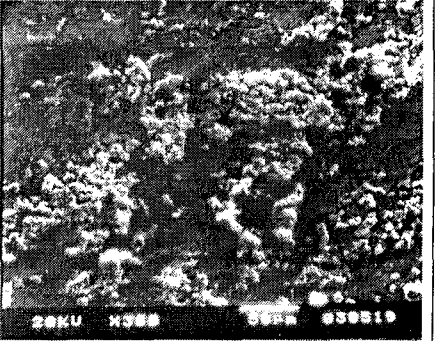
Ek F : İleri-geri aşınma deneyleri şekilleri.

Isıl İşlem Durumu	Aşınım	Kayma Hızı (mm/s)	
		26	87
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

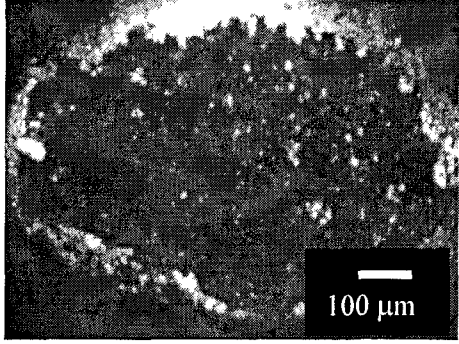
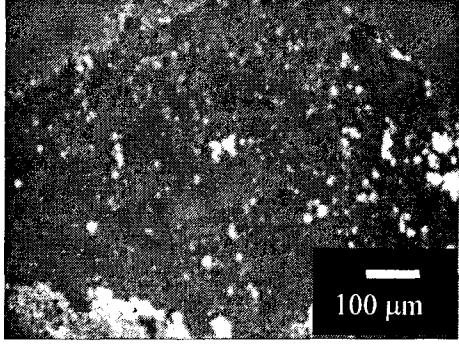
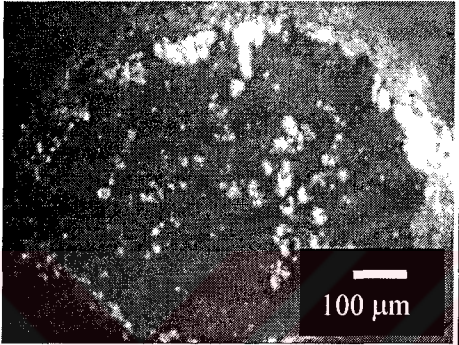
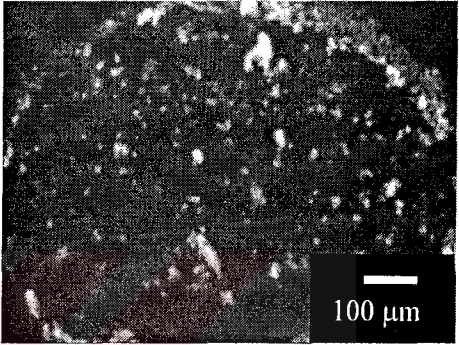
Şekil F.1 Kuru ortam koşullarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görüntümler.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Kayma Hızı (mm/s)	
		26	87
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

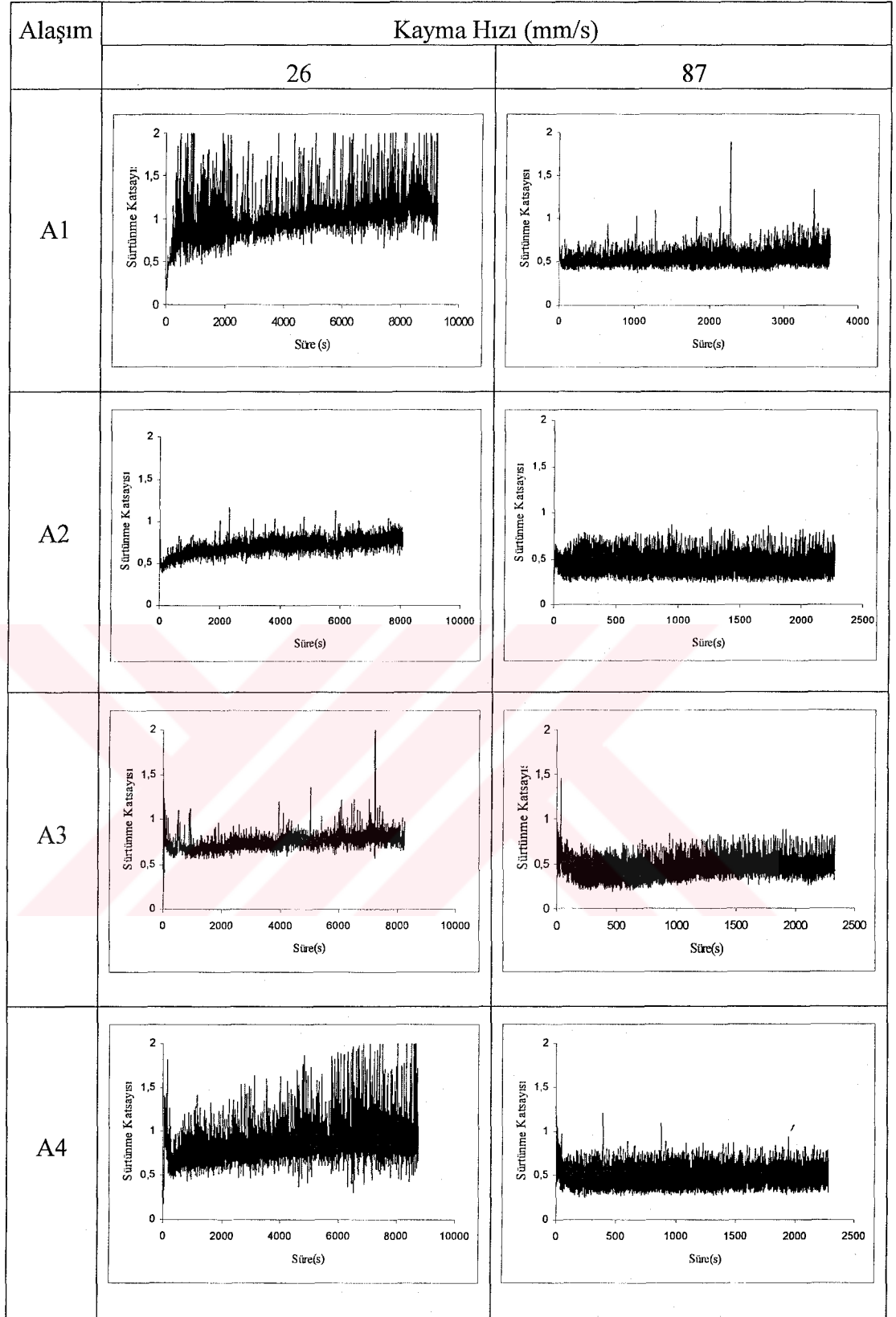
Şekil F.2 Kuru ortam koşullarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	Kayma Hızı (mm/s)	
		26	87
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

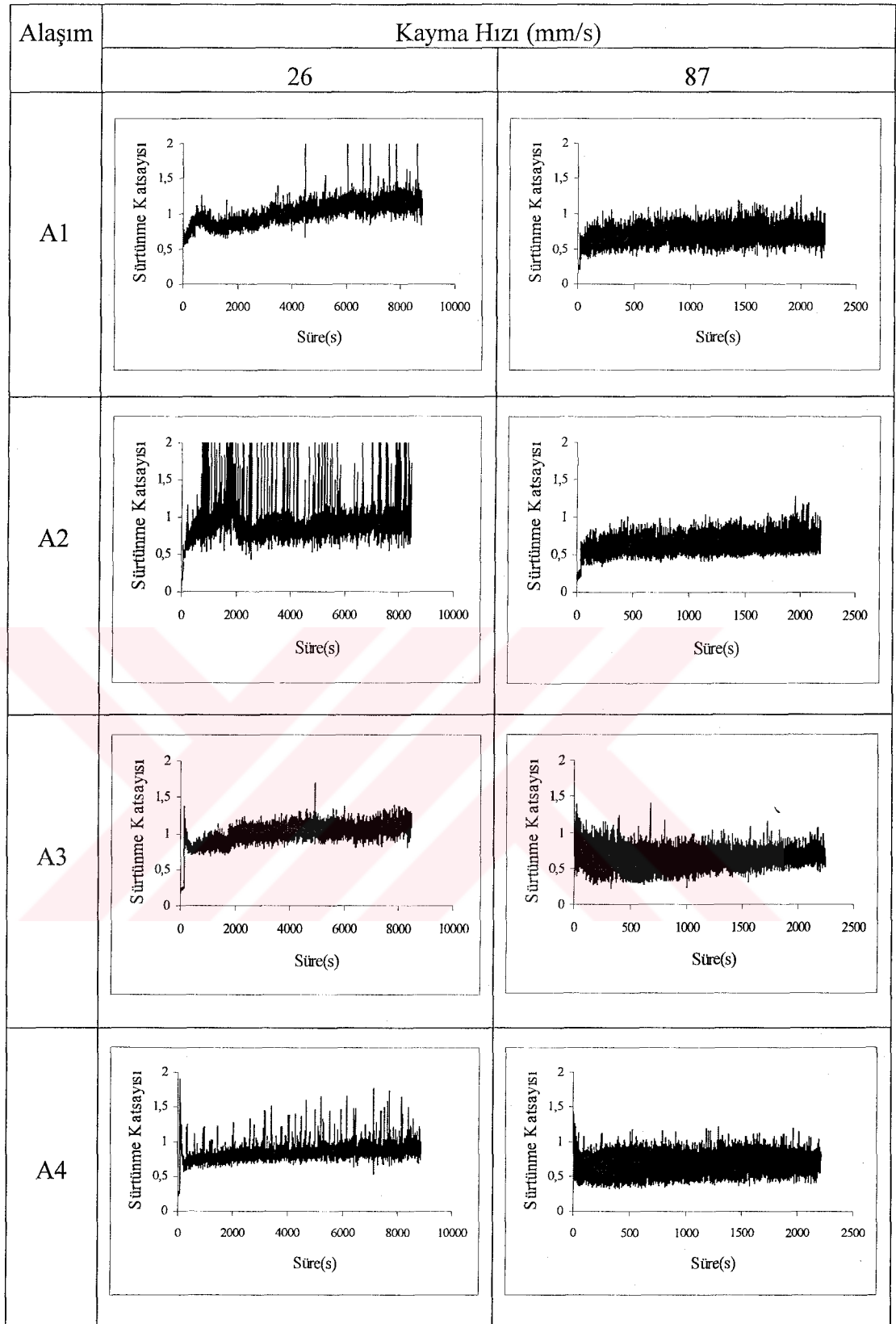
Şekil F.3 Kuru ortam koşullarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM görüntüleri.

Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A4		

Şekil F.4 Kuru ortam koşullarında 87mm/s kayma hızında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sonrası Al_2O_3 topta oluşan izin optik mikroskop görüntüleri.



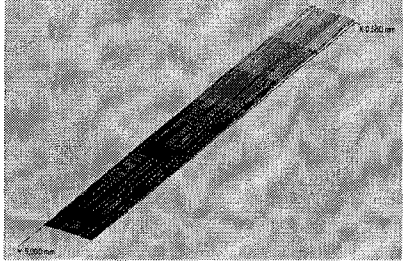
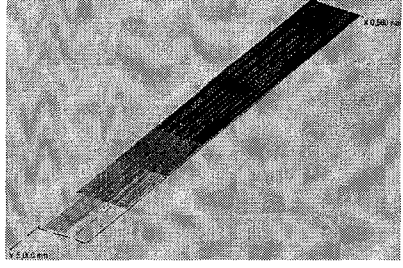
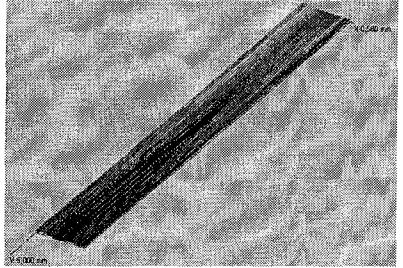
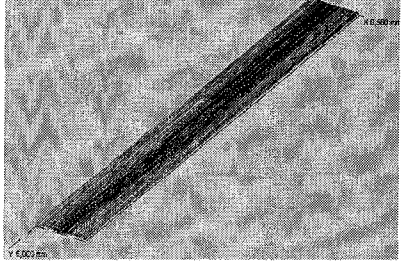
şekil F.5 Döküm halindeki alaşımlarının kuru ortam koşullarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.



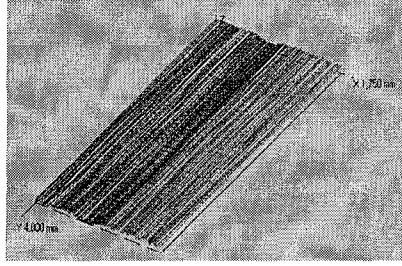
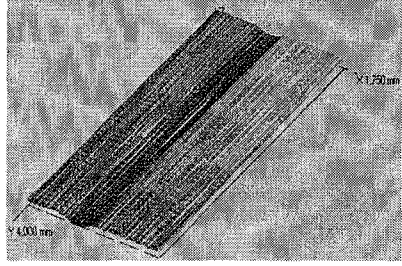
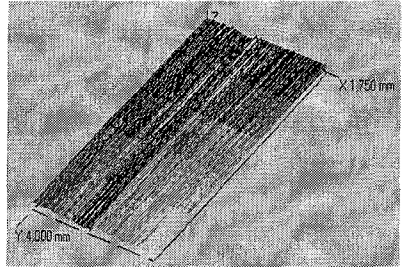
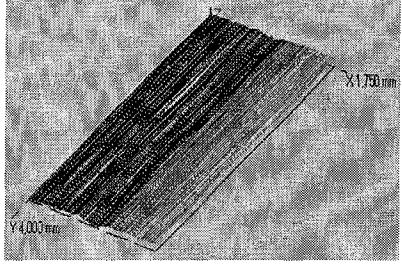
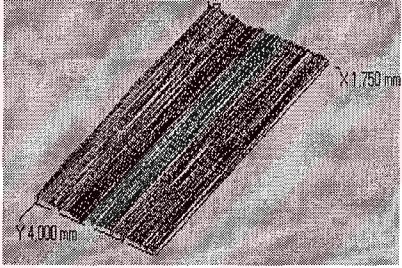
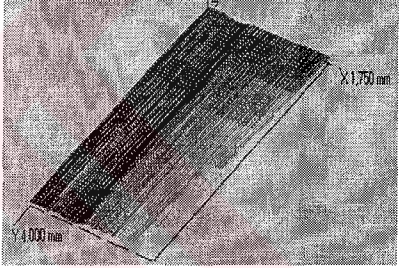
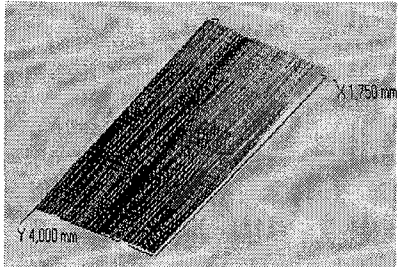
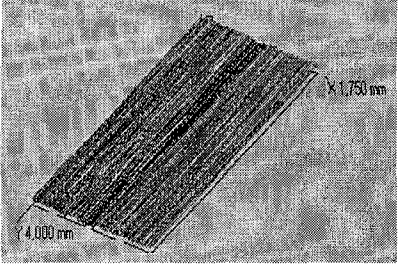
Şekil F.6 Yaşlandırılmış alaşımlarının kuru ortam koşullarında yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

EK G: Korozi Ortam Aşınma Deney Şekilleri



Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A4		

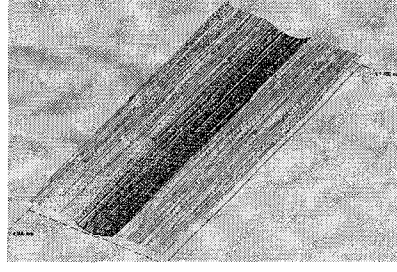
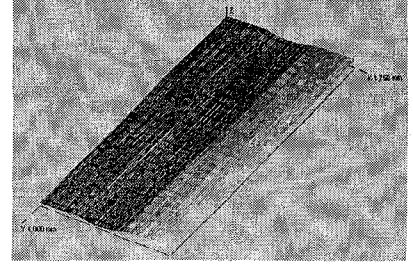
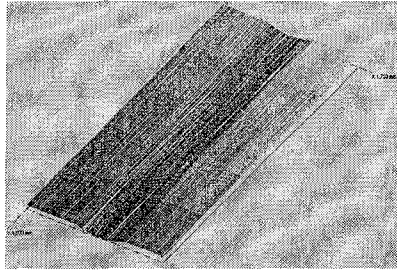
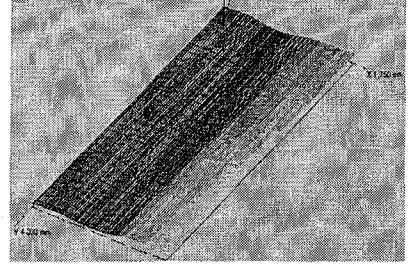
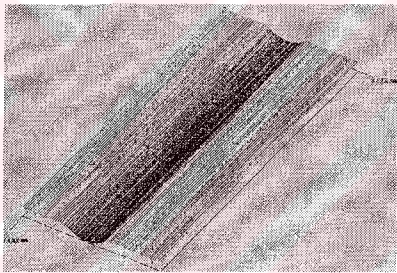
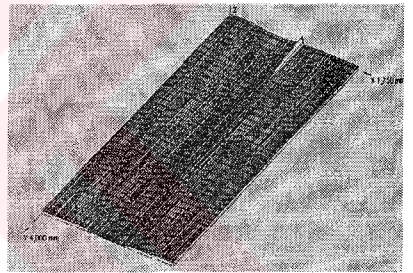
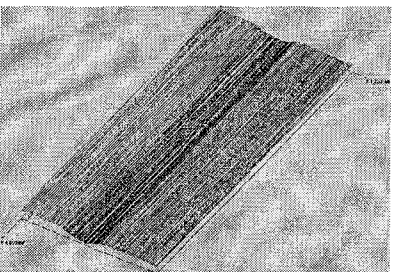
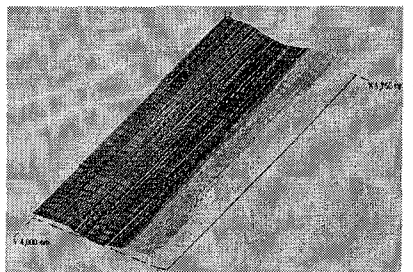
şekil G.1 Saf su içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünümler.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	% 1 NaCl	% 10 NaCl
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

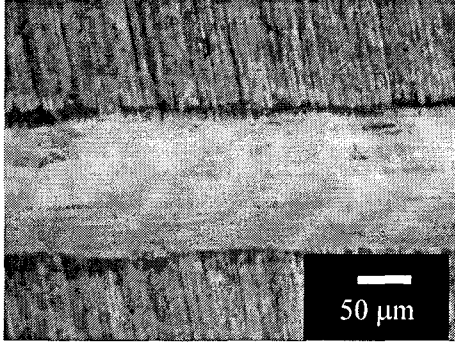
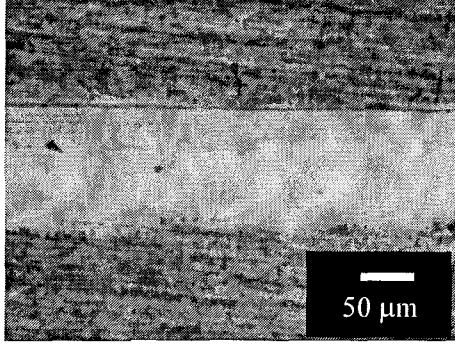
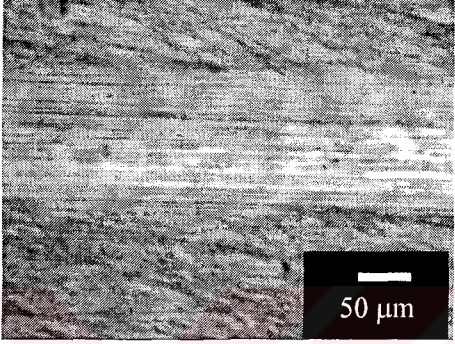
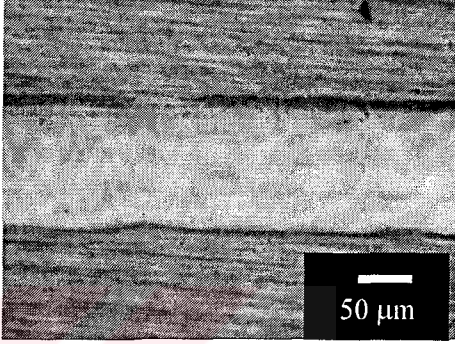
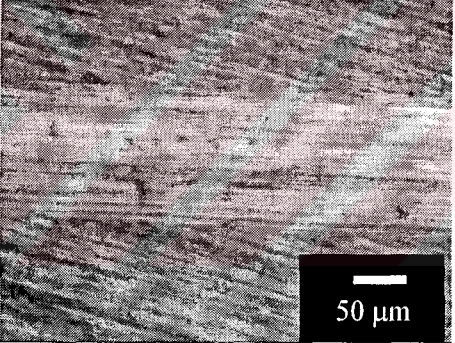
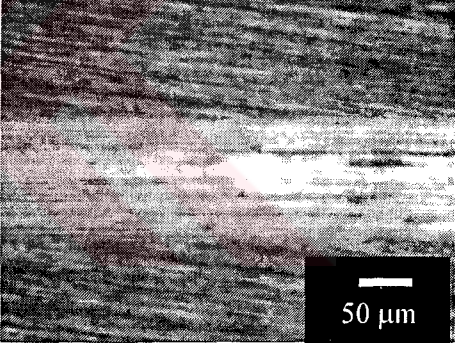
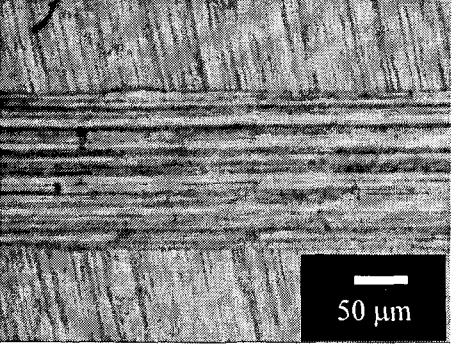
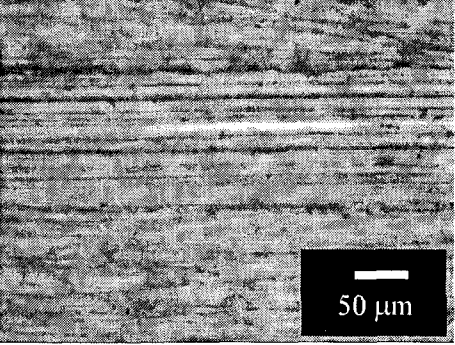
Şekil G.2 NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görünümüler.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	% 1 H ₂ SO ₄	% 10 H ₂ SO ₄
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

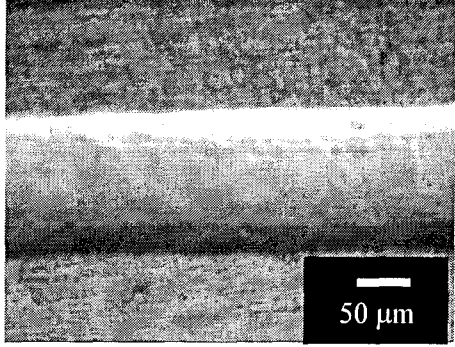
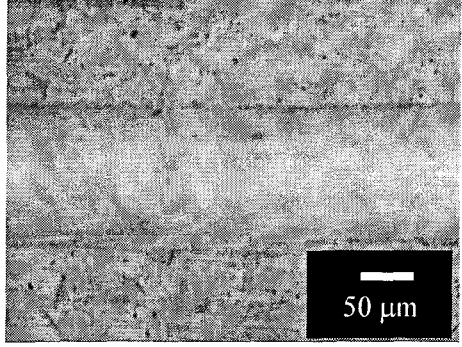
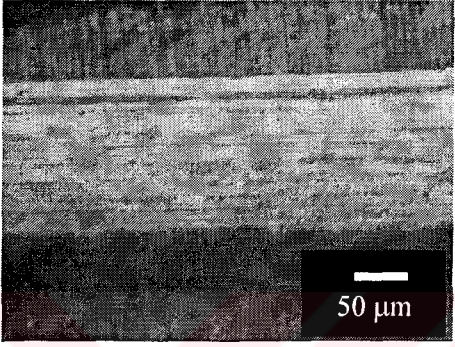
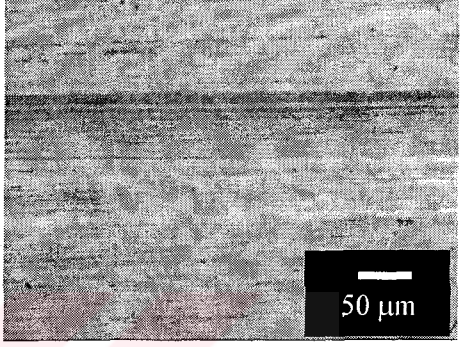
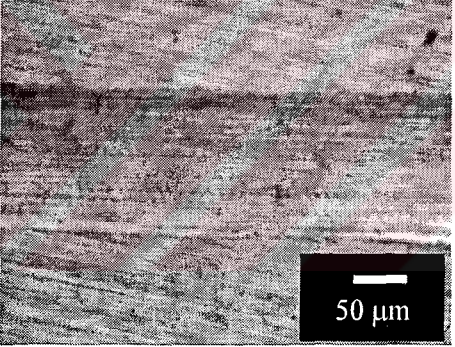
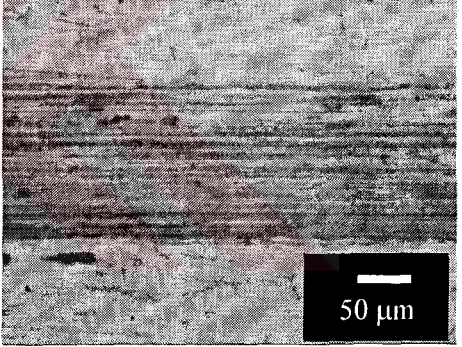
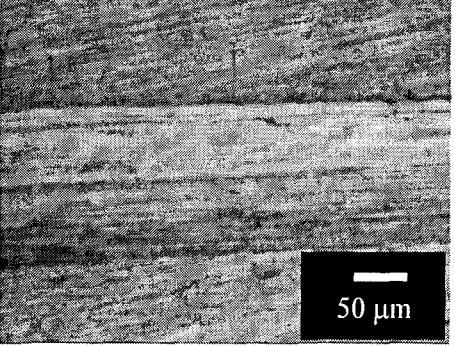
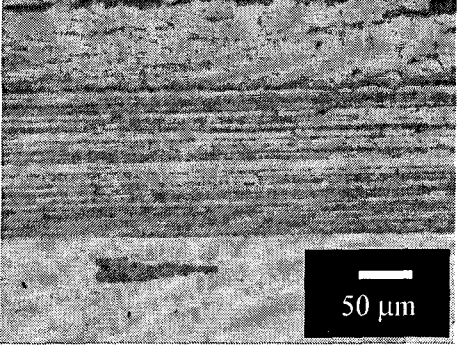
Şekil G.3 H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görüntümler.

Isıl İşlem Durumu	Alaşım	% 1 FeCl ₃	% 10 FeCl ₃
Döküm	A1		
	A4		
Yaşlandırılmış	A1		
	A4		

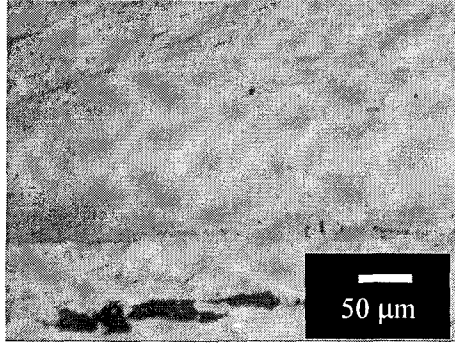
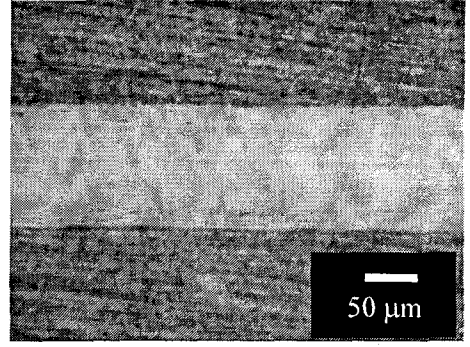
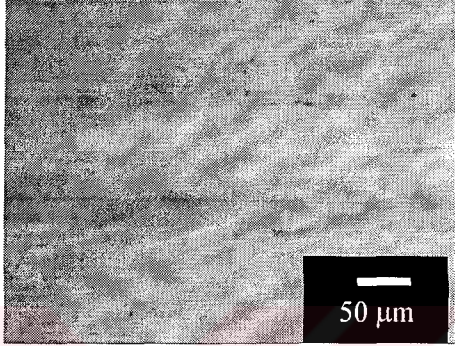
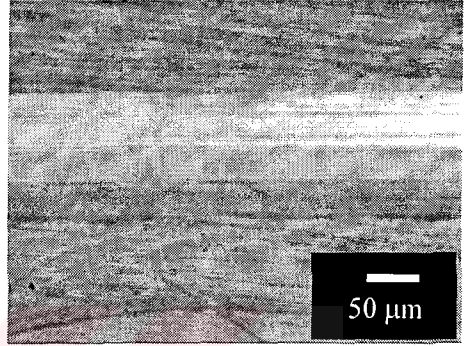
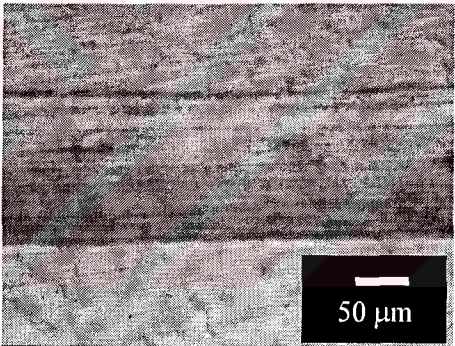
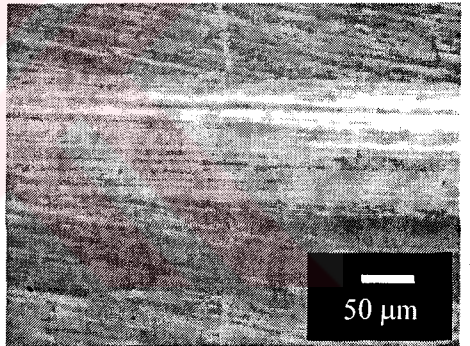
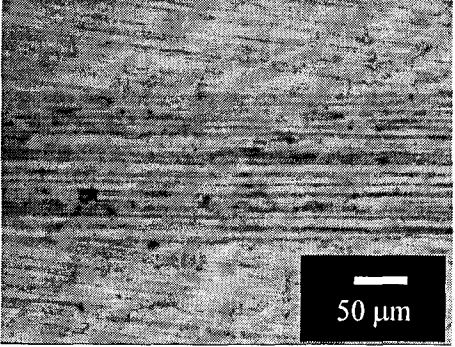
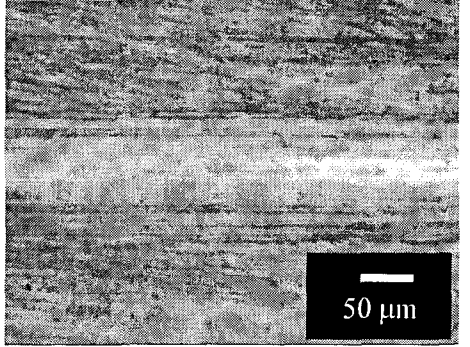
Şekil G.4 FeCl₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait 3 boyutlu profilometrik görüntümler.

Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A2		
A3		
A4		

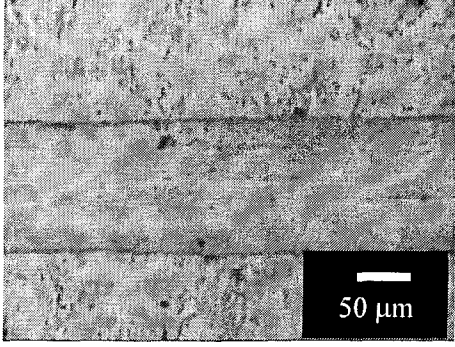
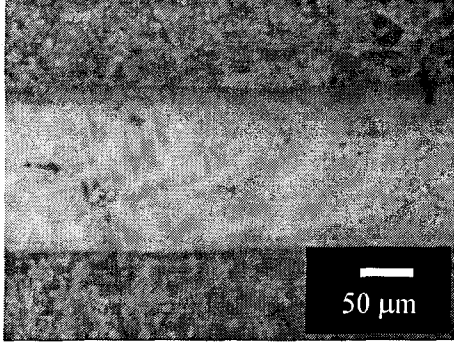
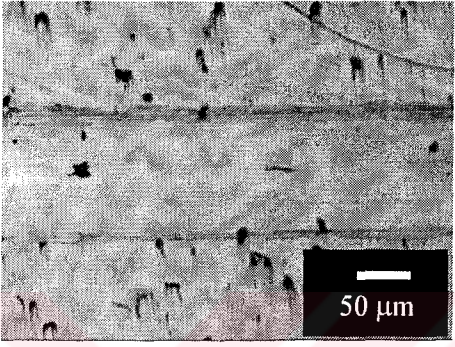
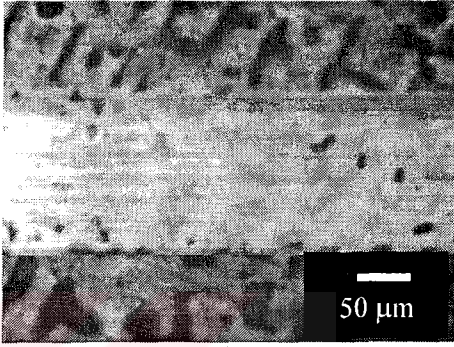
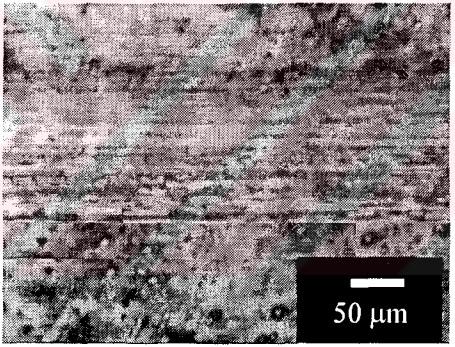
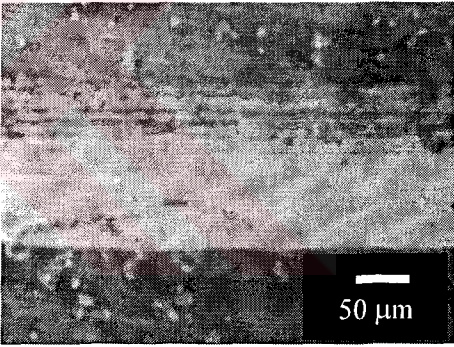
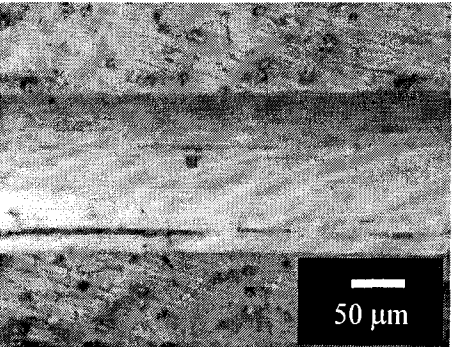
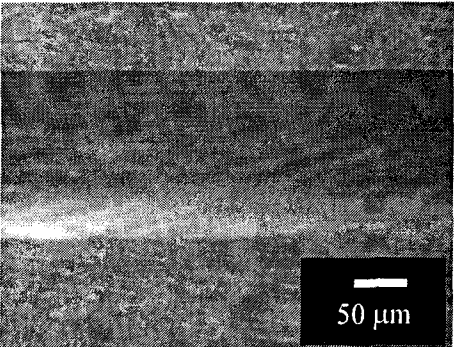
şekil.G.5 Saf su ierisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görünümleri.

Alaşım	% 1 NaCl	% 10 NaCl
A1		
A2		
A3		
A4		

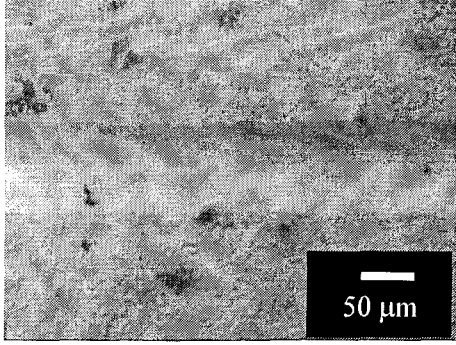
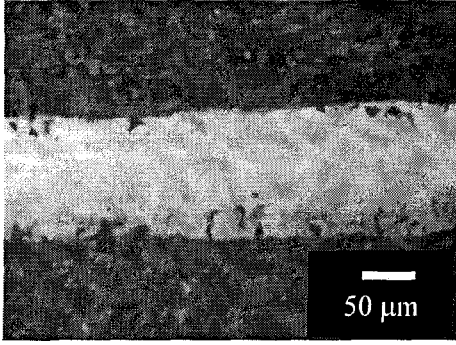
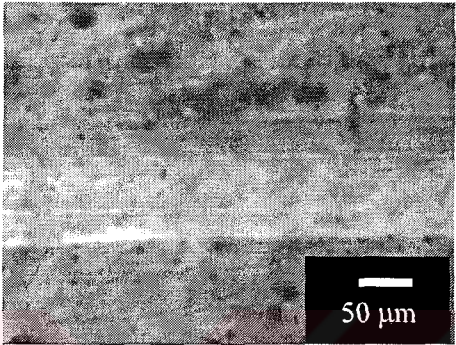
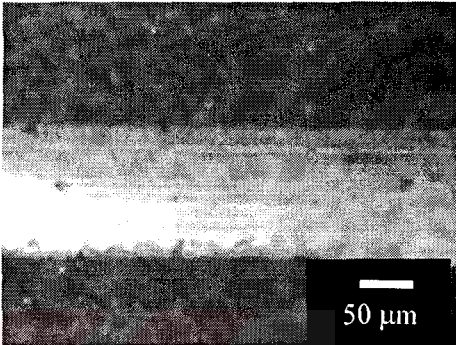
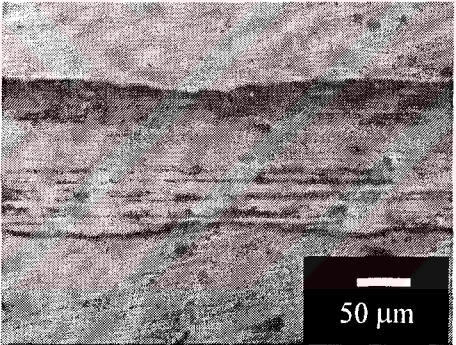
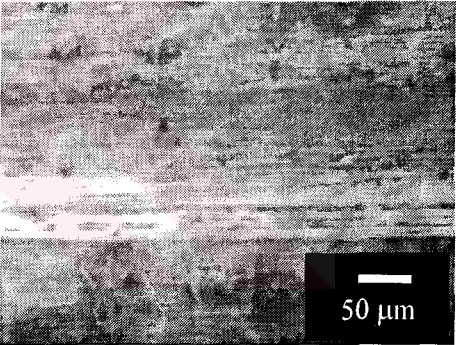
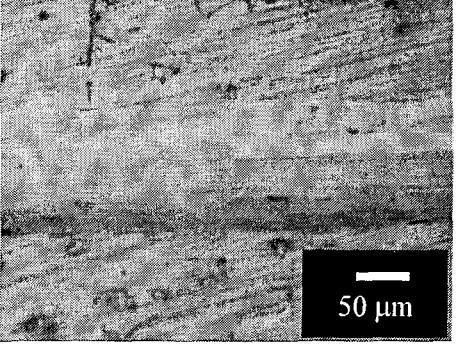
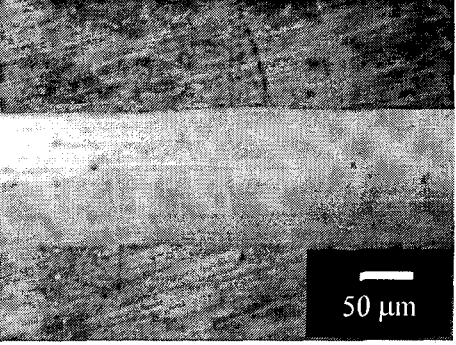
şekil G.6 NaCl çözeltilisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında döküm halindeki alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görünümleri.

Alaşım	% 1 NaCl	% 10 NaCl
A1		
A2		
A3		
A4		

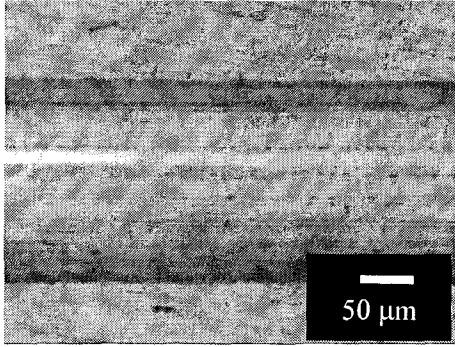
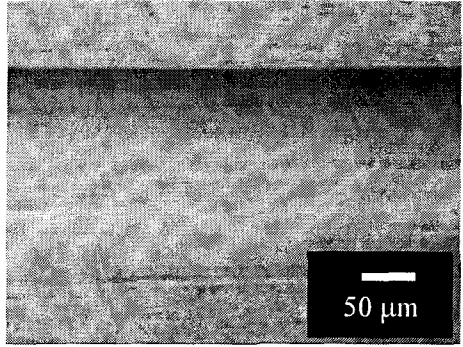
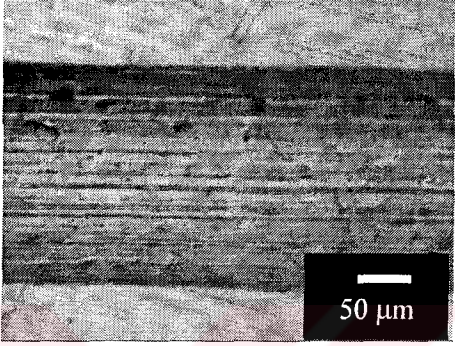
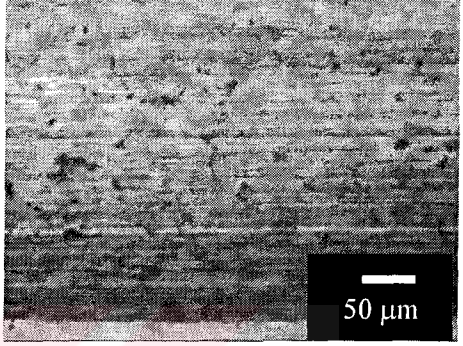
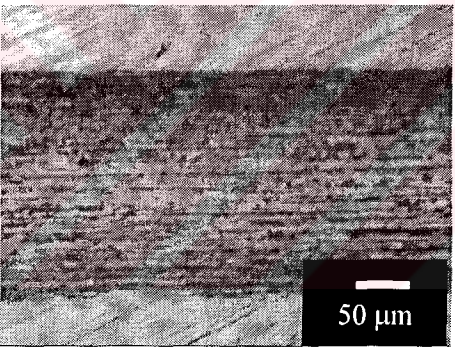
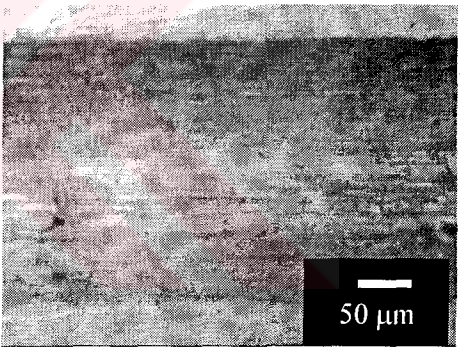
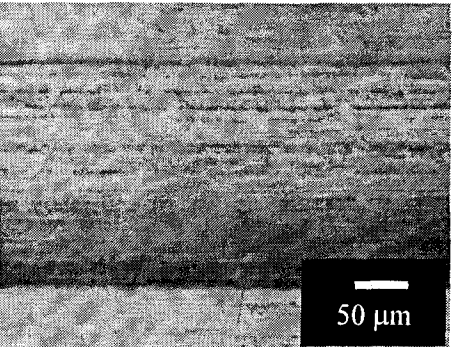
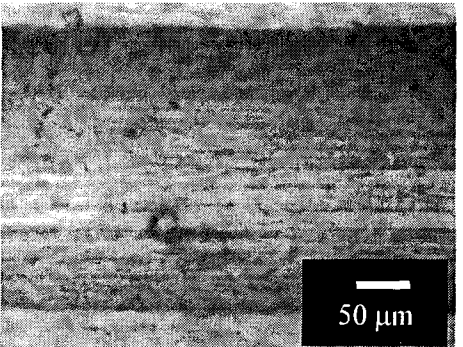
Şekil G.7 NaCl çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında yaşlandırılmış alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.

Alaşım	% 1 H ₂ SO ₄	% 10 H ₂ SO ₄
A1		
A2		
A3		
A4		

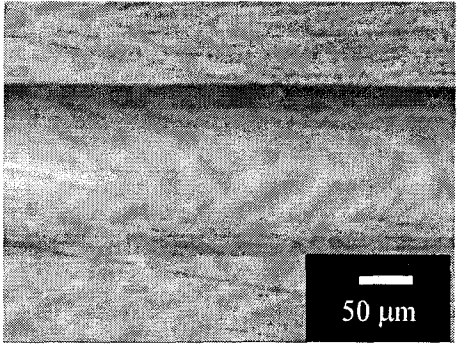
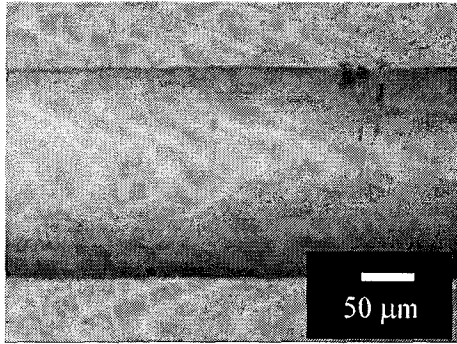
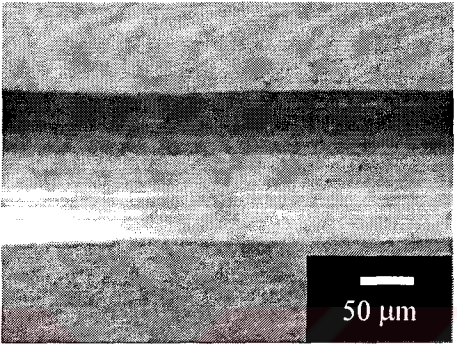
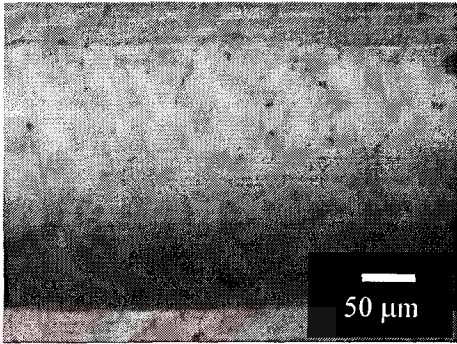
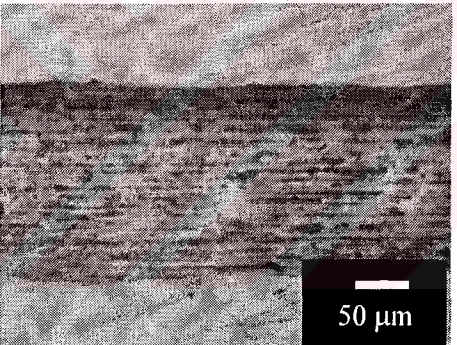
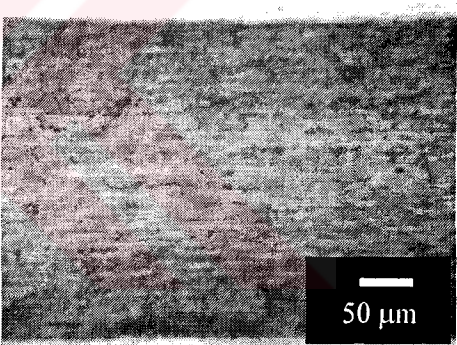
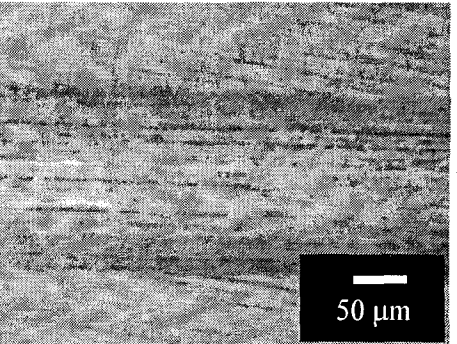
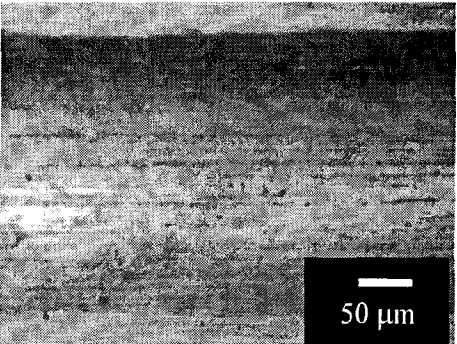
Şekil G.8 H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında döküm halindeki alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.

Alaşım	% 1 H ₂ SO ₄	% 10 H ₂ SO ₄
A1		
A2		
A3		
A4		

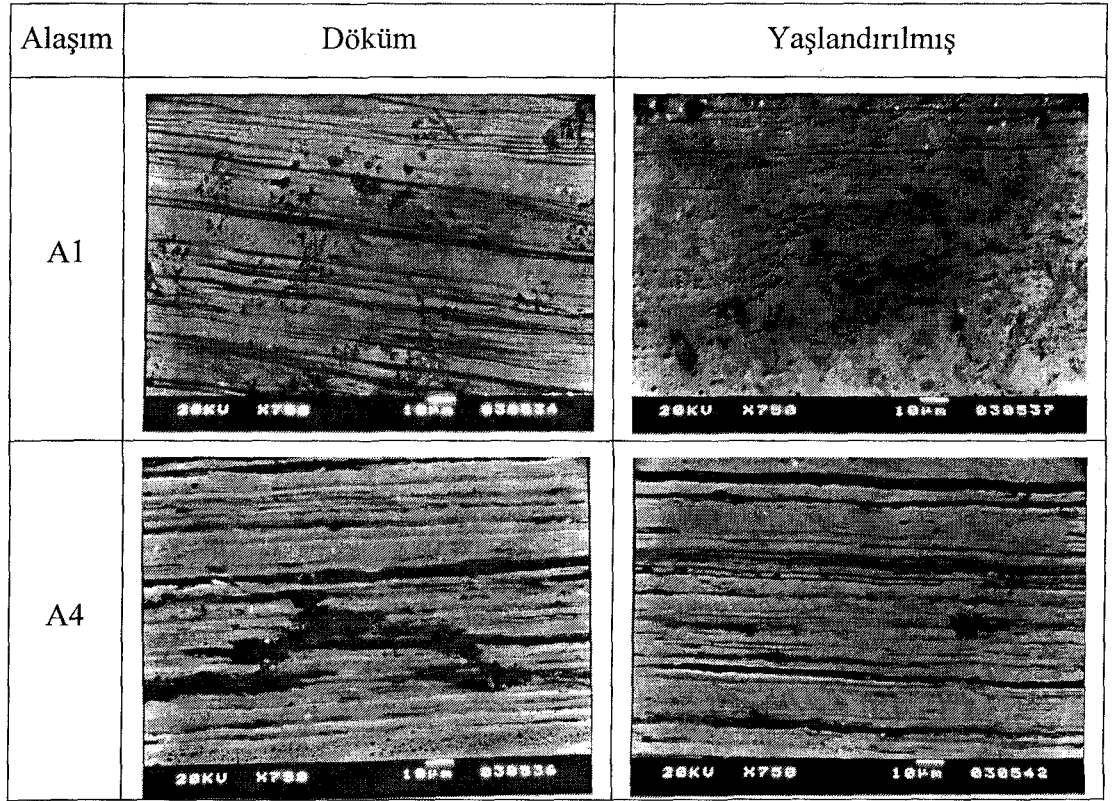
Şekil G.9 H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında yaşlandırılmış alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.

Alaşım	% 1 FeCl ₃	% 10 FeCl ₃
A1		
A2		
A3		
A4		

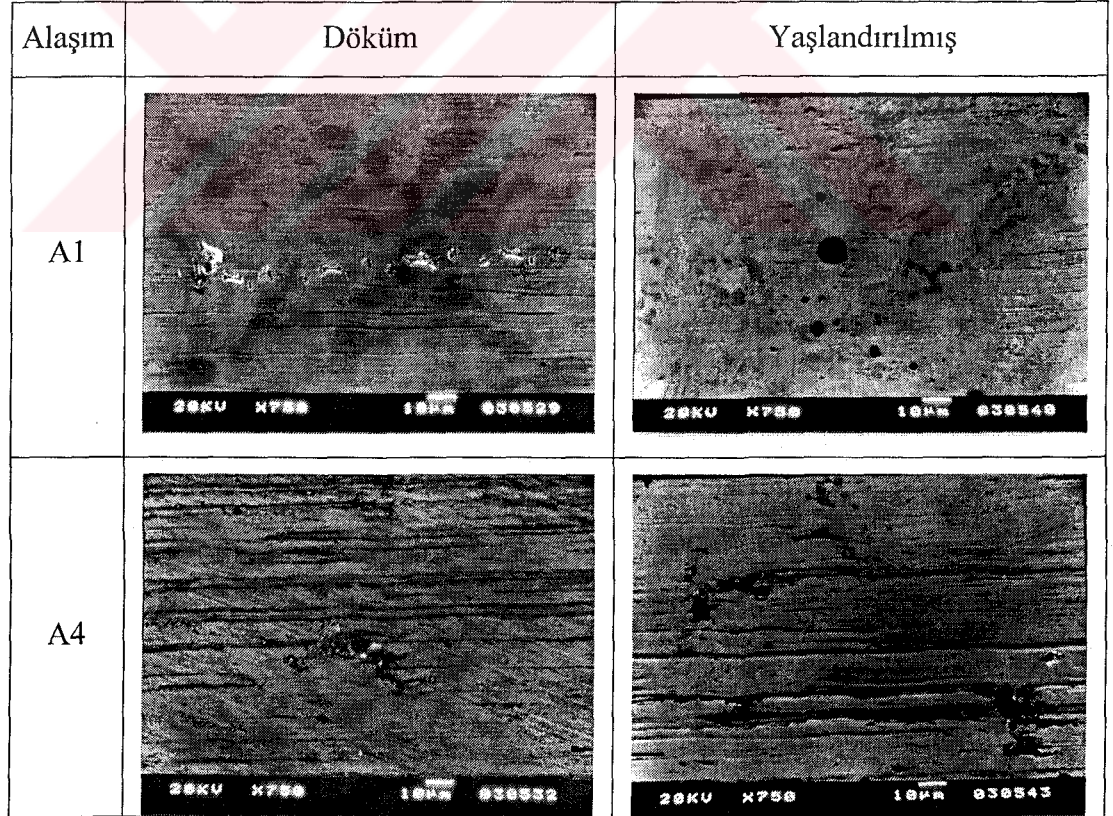
Şekil G.10 FeCl₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında döküm halindeki alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görüntüleri.

Alaşım	% 1 FeCl ₃	% 10 FeCl ₃
A1		
A2		
A3		
A4		

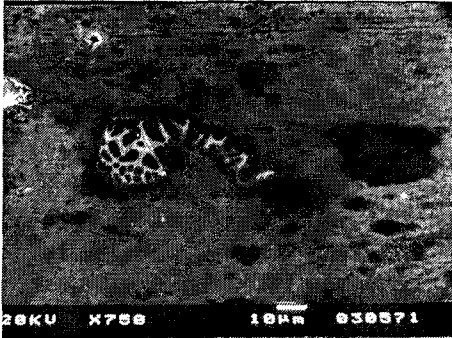
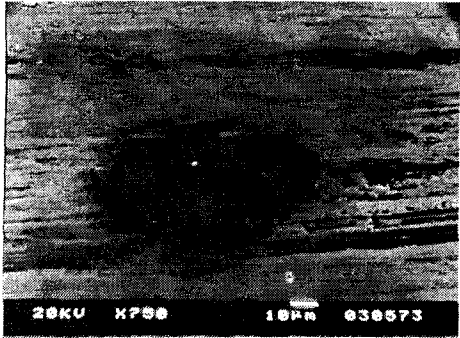
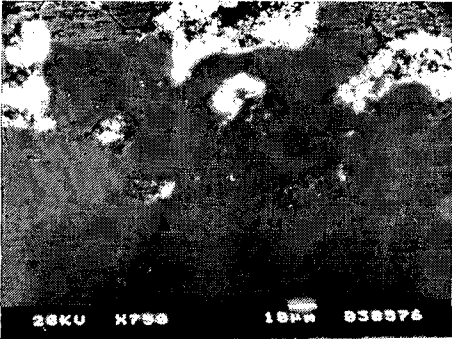
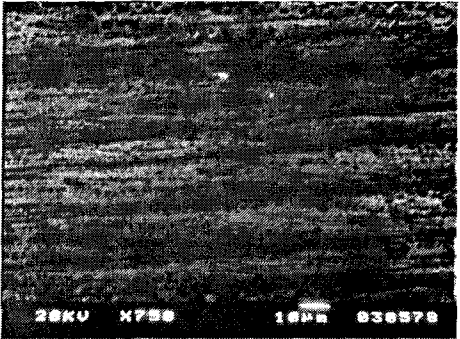
şekil G.11 FeCl₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında döküm halindeki alaşımların yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait optik mikroskop görünümleri.



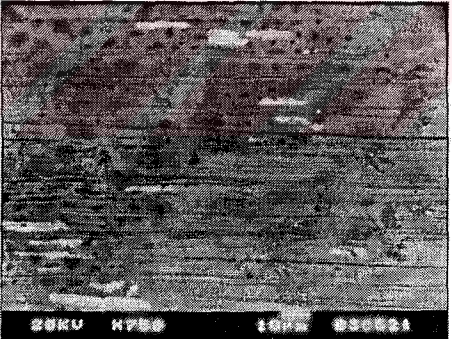
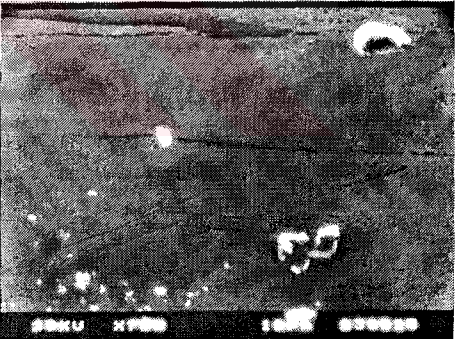
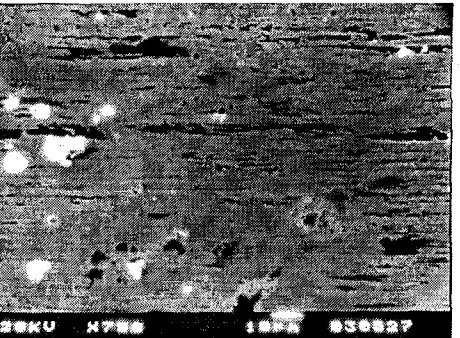
şekil G.12 Saf su ierisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM görünümleri.



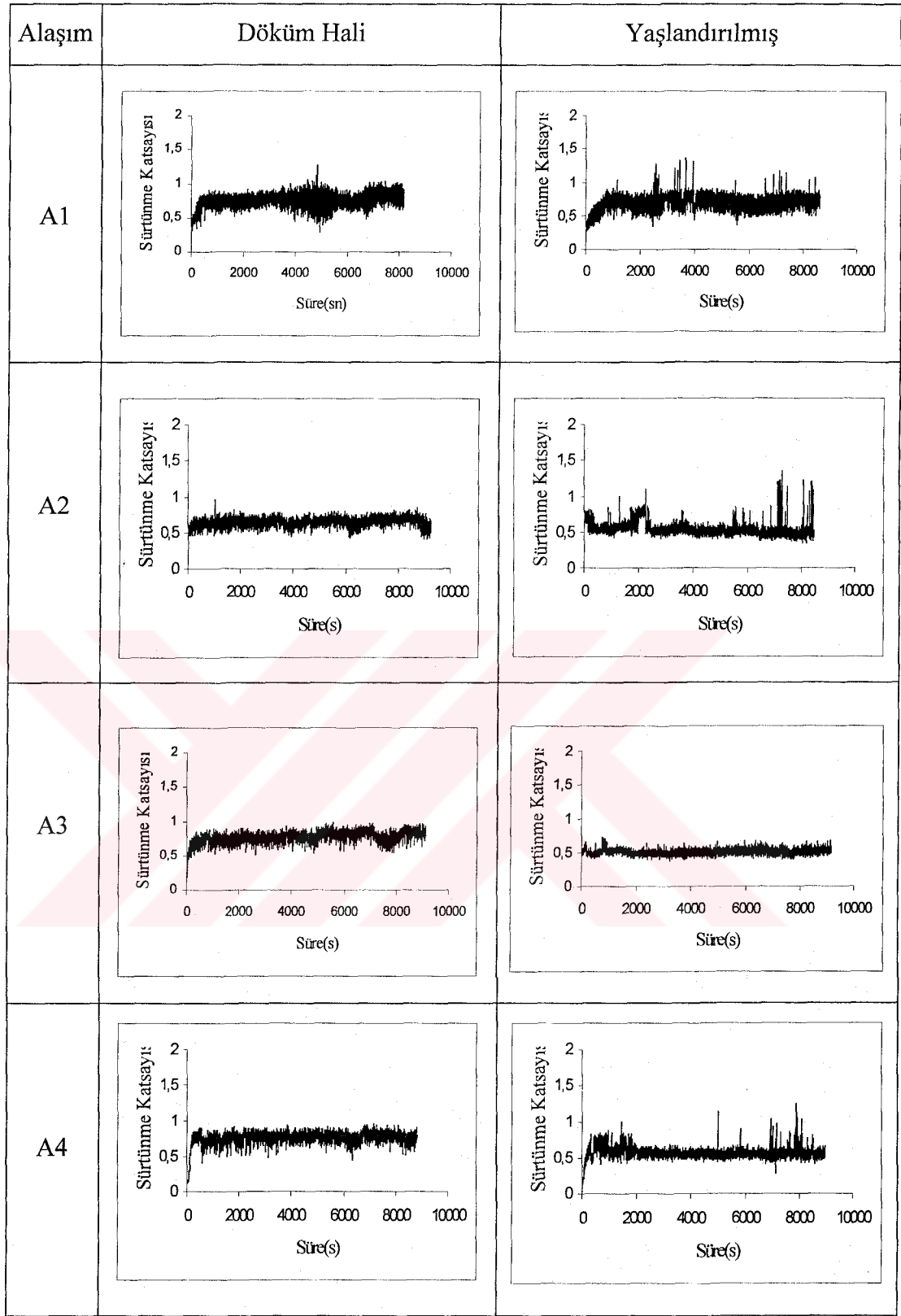
şekil G.13 % 10 NaCl zltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM görünümleri.

Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A4		

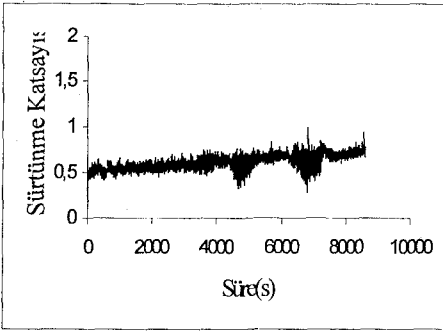
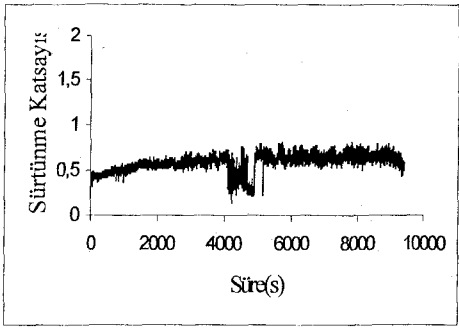
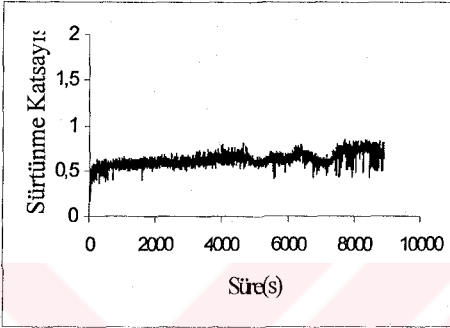
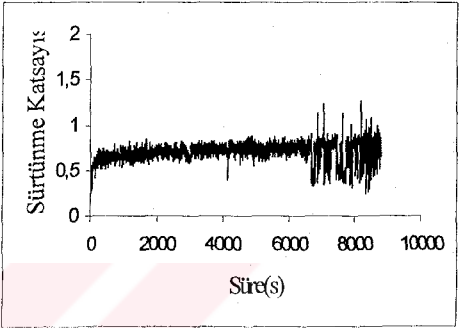
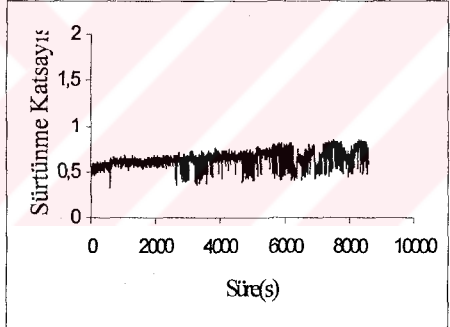
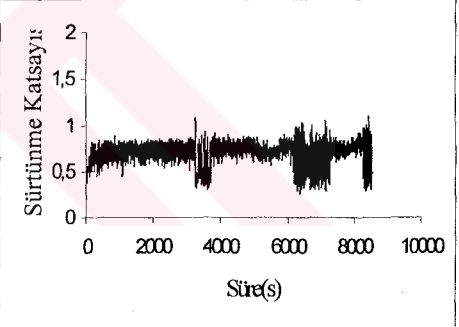
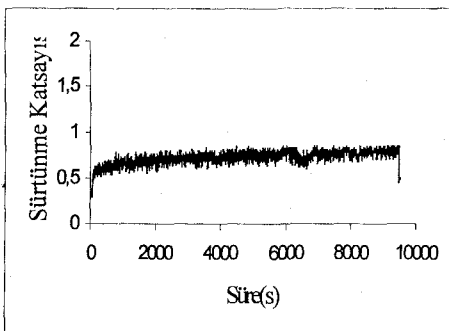
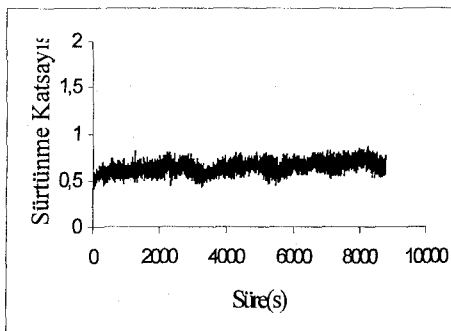
şekil G.14 % 10 H_2SO_4 çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM görünümleri.

Alaşım	Döküm	Yaşlandırılmış
A1		
A4		

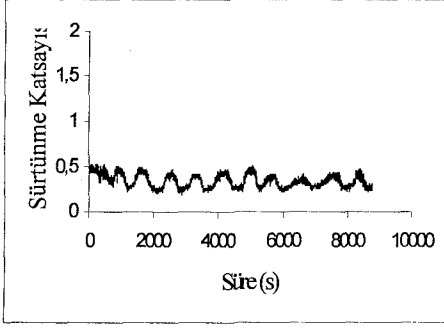
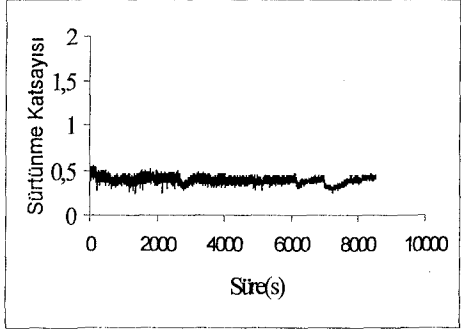
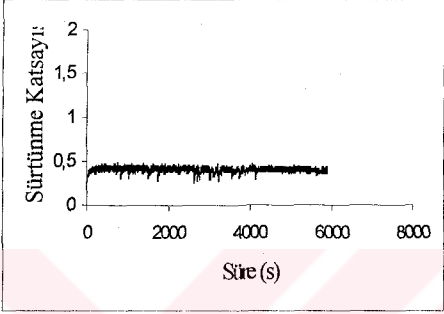
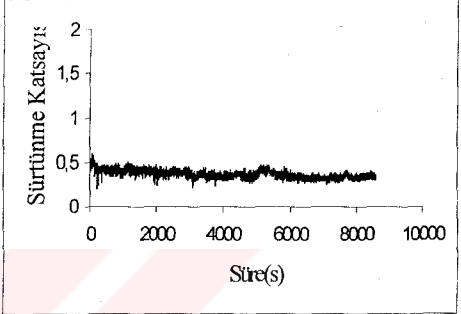
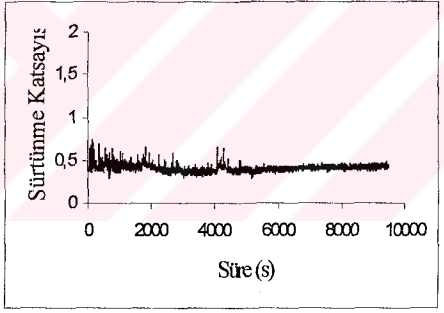
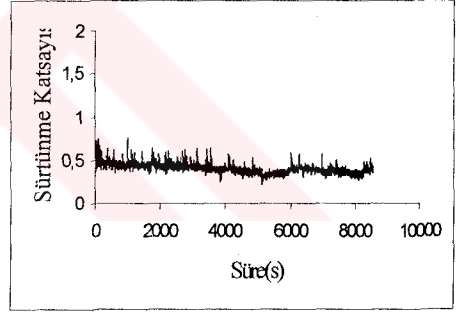
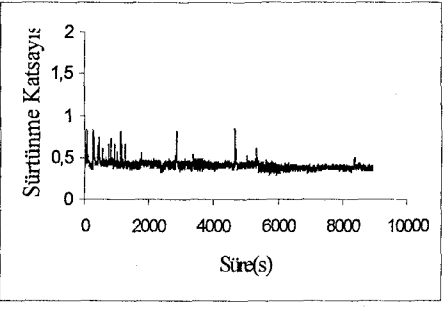
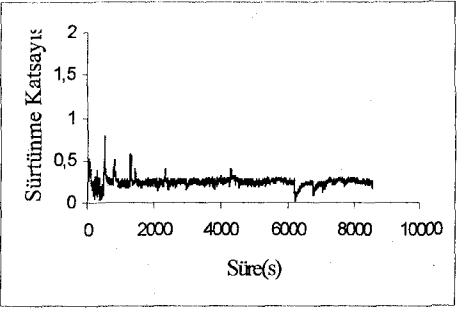
şekil G.15 % 10 $FeCl_3$ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında numunelerin yüzeyinde oluşan aşınma izlerine ait SEM görünümleri.



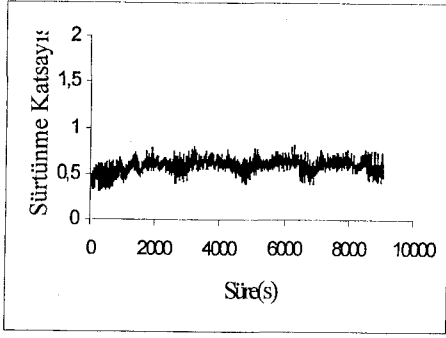
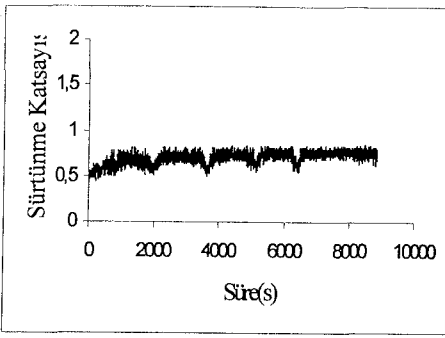
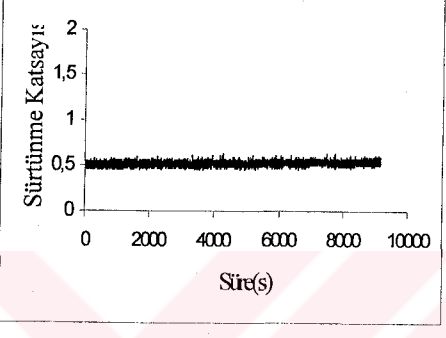
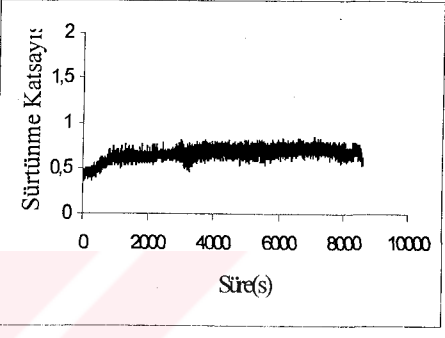
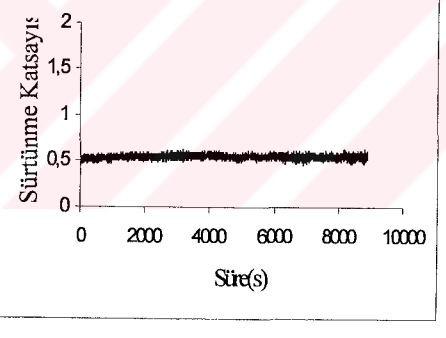
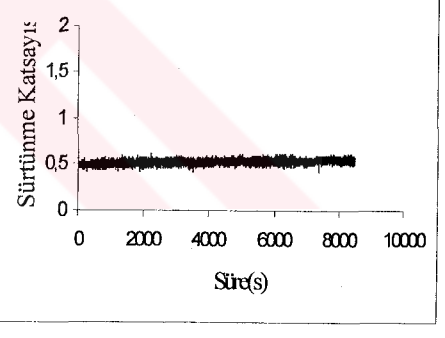
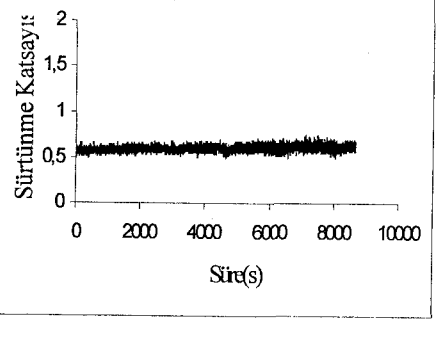
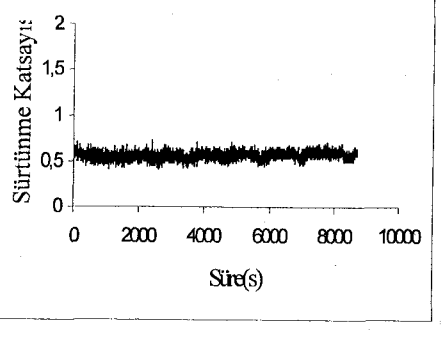
şekil G.16 Saf su içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

Alaşım	Döküm Hali	Yaşlandırılmış
A1		
A2		
A3		
A4		

şekil G.17 % 10 NaCl çözteltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

Alaşım	Döküm Hali	Yaşlandırılmış
A1		
A2		
A3		
A4		

şekil G.18 % 10 H₂SO₄ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri.

Alaşım	Döküm Hali	Yaşlandırılmış
A1		
A2		
A3		
A4		

şekil G.19 % 10 FeCl₃ çözeltisi içerisinde yapılan ileri-geri aşınma deneyleri sırasında elde edilen sürünme katsayısı grafikleri.

ÖZGEÇMİŞ

Yavuz SUN 1973 yılında Kütahya'nın Gediz ilçesinde doğmuştur. İlk, orta ve lise eğitimini Gediz'de tamamladıktan sonra 1994 yılında İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya-Metalurji Fakültesi'nden metalurji mühendisi olarak mezun olmuştur. Aynı yıl İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Mühendisliği Bölümü Malzeme Programı'nda yüksek lisansa başlamıştır. 1997 yılında yüksek mühendis unvanı almaya hak kazanmıştır.

