

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

DOKTORA TEZİ

AĞAÇ ENDÜSTRİSİNDE KESİCİ MALZEME OLARAK
KULLANILAN SOĞUK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN
KOROZYON VE TRİBO-KOROZYON DAVRANIŞININ
İNCELENMESİ

MERT ONAN

KOCAELİ 2017

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

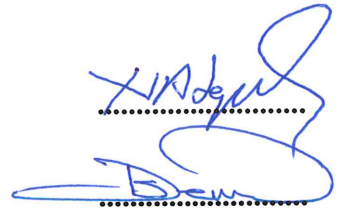
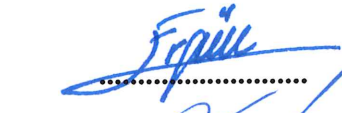
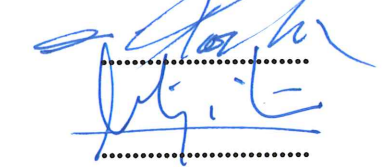
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

DOKTORA TEZİ

AĞAÇ ENDÜSTRİSİNDE KESİCİ MALZEME OLARAK
KULLANILAN SOĞUK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN
KOROZYON VE TRIBO-KOROZYON DAVRANIŞININ
İNCELENMESİ

MERT ONAN

Doç. Dr. Ş. Hakan ATAPEK
Danışman, Kocaeli Üniv.
Prof. Dr. Sibel ZOR
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.
Doç. Dr. Ergün KELEŞOĞLU
Jüri Üyesi, Yıldız Teknik Üniv.
Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN
Jüri Üyesi, Yıldız Teknik Üniv.
Yrd. Doç. Dr. Enbiya TÜREDİ
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.

Tezin Savunulduğu Tarih: 23.06.2017

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Deneysel çalışmalarımın gerçekleştirilmesinde önümü açan, çalışmayı sevdiren, her türlü katkı ve yardımı esirgmeden yol gösteren ve teknik olarak desteğini eksik etmeyen Tez Danışmanım Doç. Dr. Ş. Hakan ATAPEK'e de katkılarından dolayı sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Doktora tezim boyunca Tez izleme komitesi olarak değerli katkı ve desteklerinden esirgemeyen Prof. Dr. Sibel ZOR ve Doç. Dr. Ergün KELEŞOĞLU'na teşekkür ederim. Ayrıca Tez Jürisinde bulunarak katkılarıyla teze değer katan Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN ve Yrd. Doç. Dr. Enbiya TÜREDİ'ye teşekkür ederim.

Deney numunelerinin tedarik edilmesinde katkı sağlayan Sağlam Metal Sanayi Ticaret A.Ş. firmasına sonsuz minnettarlığımı sunarım.

Doktora tezi boyunca beraber vakit geçirdiğim, yardımlarını esirgemeyen Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü öğretim üyelerine, araştırma görevlilerine, lisansüstü eğitim gören arkadaşlarıma teşekkür ederim. Ayrıca tez çalışmalarımın korozyon bölümünde desteğini gördüğüm Kimya bölümü Fizikokimya laboratuvar sorumlularına ve adını sayamadığım herkese desteklerinden dolayı teşekkür ederim.

Termodinamiksel veriler kullanılarak yapılan ThermoCalc hesaplamaları sayesinde çalışmanın içeriğini zenginleştiren Thessaly Üniversitesi Makine Mühendisliğinde görevli Prof. Dr. Gregory HAIDEMENOPOULOS'a çok teşekkür ederim.

Elektrokimya testlerinde düzeneğin kurulumu, çalışması esnasında ve sonrasında değerli desteğini esirgemeyen başta Prof. Dr. Sibel ZOR ve Yük. Kimyager Nargiz ILMIEVA'ya teşekkür ederim. FTIR analizlerini eksiksiz yapan Kimyager Merve PALA'ya teşekkür ederim.

Aşınma test kısmındaki katkılarından ve her türlü sıkıntıda gösterdiği özveriden dolayı yardımcı olan arkadaşım Arş. Gör. Yük. Müh. Gülşah AKTAŞ ÇELİK'e teşekkür ederim. Ayrıca profilometrik ölçümlerde katkılarından dolayı Yrd. Doç. Dr. Sinan FİDAN'a teşekkür ederim.

AFM analiz çalışmaları kapsamında hizmet aldığımız NanoManyetik Bilimsel Cihazlar Sanayi ve Ticaret Ltd. Şti. firmasına ve çalışanlarına teşekkür ederim.

Doktora çalışmalarında, yurt içi lisansüstü bursları kapsamında 2211-C 1. Dönem (2014 yılı) bursiyeri olarak maddi destek sağlayan TUBİTAK-BİDEB kurumuna teşekkürlerimi sunarım. Burs süresi boyunca her türlü problem ve sorunlarımız ile yakından ilgilenen TUBİTAK-BİDEB 2211 Lisansüstü Burs birimi çalışanlarına teşekkür ederim.

Bu tezde yapılan çalışmalar, 2015/028 numaralı proje kapsamında Kocaeli

Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri tarafından desteklenmiştir. Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü ve Bilimsel Araştırma Projeleri birimi çalışanlarına teşekkür ederim.

Çalışmalarım esnasında maddi ve manevi yanımda olan anneannem, annem ile babama teşekkür ederim. Aynı zamanda katkılarıyla yol gösteren ve yanımda olan kardeşim Dr. Cenk ONAN'a desteklerinden dolayı teşekkür ederim. Son olarak doktora tezim esnasında destek veren eşim Dr. Miray ÜSTÜNTÜRK-ONAN'a ve oğlumuz Tuna ONAN'ın varlığından dolayı annesine teşekkür ederim.

Ağustos - 2017

Mert ONAN



İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR	i
İÇİNDEKİLER	iii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	v
TABLOLAR DİZİNİ	x
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xii
ÖZET.....	xiv
ABSTRACT.....	xv
GİRİŞ	1
1. AĞAÇ ENDÜSTRİSİNDE KULLANILAN KESİCİ MALZEMELERİ	3
1.1. Kesici Malzemelere Genel Bakış ve Ağaç Endüstrisinde Yeri.....	3
1.2. Kesici Malzemelerinin Ömrü.....	5
1.3. Doğal Bir Malzeme Olarak Ağaç.....	6
1.4. Ağaçlarda Bulunan Tannik Asidin Kimyası ve Özellikleri	7
1.5. Tannik Asidin Kesici Takımlar Üzerine Etkisi.....	10
2. SOĞUK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ VE FİZİKSEL METALURJİSİ	12
2.1. Takım Çeliklerine Genel Bir Bakış.....	12
2.2. Soğuk İş Takım Çeliklerinin Sınıflandırılması	15
2.2.1. Yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri	16
2.2.2. Havada sertleşen soğuk iş takım çelikleri	16
2.2.3. Yüksek karbonlu ve yüksek kromlu soğuk iş takım çelikleri	18
2.3. Soğuk İş Takım Çeliklerinin Fiziksel Metalurjisi.....	18
2.3.1. Alaşım elementlerinin etkisi	18
2.3.2. Isıl işlem süreçleri	22
2.3.2.1. Östenitleştirme	23
2.3.2.2. Su verme	24
2.3.2.3. Temperleme	26
2.3.3. Mikroyapısal özellikleri	26
3. ÇELİK ESASLI MALZEMELERİN KOROZYON VE AŞINMA DAVRANIŞI	30
3.1. Kesici Çeliklerin Korozyon Davranışı	30
3.2. Kesici Çeliklerin Aşınma Davranışı.....	39
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	44
4.1. Malzeme ve Yöntem	44
4.1.1. Malzeme	44
4.1.2. Isıl işlem süreçleri	44
4.1.3. ThermoCalc hesaplamaları.....	45
4.1.4. Mikroyapı ve yüzey incelemeleri.....	45
4.1.5. Sertlik ölçümleri.....	46
4.1.6. Korozyon testleri.....	47
4.1.7. Tribo-Korozyon çalışmaları	48
5. BULGULAR VE TARTIŞMA	50
5.1. Termodinamiksel Modelin Değerlendirilmesi	50
5.2. Mikroyapısal Karakterizasyon.	53

5.3. Elektrokimyasal Verilerin Değerlendirilmesi	60
5.4. Elektrokimyasal Özellikler Üzerine Metalurjik Etkiler	65
5.5. Korozyon Daldırma Testleri Sonrası Yüzey İncelemeleri	66
5.6. Tribo-Korozyon Test Verilerinin Değerlendirilmesi	75
5.7. Tribo-Korozyon Testleri Sonrası Yüzey İncelemeleri.....	80
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	90
KAYNAKLAR	93
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER	100
ÖZGEÇMİŞ	101



ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1.	Tannik asitin kimyasal yapısı.....	8
Şekil 1.2.	Tanenlerin kendi içlerinde sınıflandırılması	8
Şekil 1.3.	Tannik asite ait FTIR spektrometre sonuçları	9
Şekil 2.1.	Alaşım karbürlerinin karşılaştırılmalı sertlikleri	21
Şekil 2.2.	Karbon ve krom oranına bağlı olarak takım çeliği yapısında oluşan karbür türleri	22
Şekil 2.3.	Takım çeliğinin ısıtılma işlem basamakları.....	23
Şekil 2.4.	Ticari CPOH soğuk iş takım çeliği için önerilen ısıtılma işlem basamakları.....	24
Şekil 2.5.	D2 soğuk iş takım çeliğine ait ışık mikroskop görüntüsü	27
Şekil 2.6.	A7 soğuk iş takım çeliğine ait mikroyapılar; (a) birincil ve ikincil karbürler, (b) temperlenmiş martenzit ve kalıntı östenit yapısı	28
Şekil 2.7.	Konvansiyonel yolla üretilen D2 soğuk iş takım çeliğinin a) optik mikroskop b) taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.....	29
Şekil 2.8.	Farklı soğuk iş takım çelik matrislerinde karbür dağılımı; (a) D2 takım çeliği, (b) 1C- 8Cr çeliği	29
Şekil 3.1.	Farklı sıcaklıklarda temperlenmiş çeliklerin potansiyodinamik eğrileri; (a) 200 °C (b) 540 °C (c) 600 °C’de temperleme.....	31
Şekil 3.2.	Farklı sıcaklıklarda temperlenmiş çeliklerin % 3,5 NaCl çözeltisi ile yedi günlük etkileşimi sonrası yüzey SEM görüntüleri; (a) 200 °C (b) 540 °C (c) 600 °C’de temperleme	32
Şekil 3.3.	Farklı sıcaklık ve sürelerde yüzeyi nitrasyon ile modifiye edilmiş DIN 1.2210 çeliğinin %3,5 NaCl ortamında sergilediği potansiyodinamik eğriler.....	33
Şekil 3.4.	Demir ile farklı zamanlarda etkileşen tannik asitin FTIR spektrumları; (a) tannik asit, (b) 6 ay, (c) 3 ay, (d) 1 ay, (e) 1 hafta ve (f) 1 gün	35
Şekil 3.5.	Isıl işlem uygulanmış soğuk iş takım çeliklerinin mikroyapıları; (a) 0,5C-8Cr (b) 1,5C-12Cr ve (c) 1,0C-8Cr çeliği	36
Şekil 3.6.	Isıl işlem uygulanmış soğuk iş takım çeliklerinin tannik asit ile etkileşimi sonrası yüzey bozunumlarını gösteren SEM görselleri; (a) 0,5C-8Cr, (b) 1,5C-12Cr ve (c) 1C-8Cr çeliği	36
Şekil 3.7.	Tannik asit etkisiyle korozyona uğramış 0,5C-8Cr çeliğinin; (a) yüzey film yapısı ve (b) 60 °C’deki korozyonu.....	37
Şekil 3.8.	Paslı karbon çeliğinin tannik asit ile etkileşimi sonrası (a) şematik yüzey film yapısı ve (b) filme ait SEM görseli.....	39
Şekil 3.9.	DIN 1.2379 çeliğinin içerdiği matris bileşenleri; (a) XRD analiz sonuçları (b) mikroyapısal karakterizasyon sonuçları	40
Şekil 3.10.	Sertleştirilmiş ve temperlenmiş DIN 1.2379 çeliğinin aşınma testi sonuçları; (a) hacimsel kayıp (b) aşınma yüzeyine ait bir SEM görseli.....	41

Şekil 3.11. Farklı sıcaklıklarda 6 saat boyunca plazma nitrasyon uygulanmış DIN 1.2210 çeliğinin mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimleri (a) plazma nitrasyon uygulanmamış (b) 450 °C (c) 500 °C (d) 550 °C’de nitrasyon uygulanmış	42
Şekil 3.12. Aşınma testi sonrası izlere ait SEM görselleri; a-c) SiO ₂ aşındırıcı d) Al ₂ O ₃ aşındırıcı ile gerçekleştirilen aşınma yüzeyleri	43
Şekil 5.1. Her iki alaşım için azalan sıcaklığın bir fonksiyonu olarak %-faz miktarlarının değişimi; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	50
Şekil 5.2. Isıl işlem uygulanmış çeliklerin IM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	53
Şekil 5.3. Isıl işlem uygulanmış çelik matrikslerinin AFM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	54
Şekil 5.4. AFM görsellerinden alınan ve deneysel çeliklerin dağılmış yüzeylerine ait topoğrafik veriler; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	54
Şekil 5.5. Her iki alaşıma ait SEM-EDS analizi yapılan bloksu ve globular yapıdaki karbürler; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	55
Şekil 5.6. M1 alaşımına ait SEM görselleri (a) ve haritalama sonrası matriks içi elementel dağılımlar; (b) Cr, (c) Mo ve (d) V	56
Şekil 5.7. C1 alaşımına ait SEM görselleri (a) ve haritalama sonrası matriks içi elementel dağılımlar; (b) Cr, (c) Mo ve (d) V	56
Şekil 5.8. Isıl işlem uygulanmış çeliklerin ikincil karbürleri içeren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	57
Şekil 5.9. M1 ve C1 alaşımına ait XRD analiz sonuçları	57
Şekil 5.10. Su verilmiş konumda deneysel çeliklerin matriksinde EDS analizi yapılan bölgeleri gösteren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	58
Şekil 5.11. Temperlenmiş konumda deneysel çeliklerin matriksinde EDS analizi yapılan bölgeleri gösteren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	59
Şekil 5.12. 0,1M NaCl çözeltisinde tutulan alaşımlara ait OCP eğrileri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	60
Şekil 5.13. 0,1M NaCl+0,03M TA çözeltisinde tutulan alaşımlara ait OCP eğrileri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	61
Şekil 5.14. M1 alaşımına ait farklı çözeltilerde elde edilen Tafel eğrileri	61
Şekil 5.15. C1 alaşımına ait farklı çözeltilerde elde edilen Tafel eğrileri	62
Şekil 5.16. M1 alaşımına ait farklı çözeltilerde elde edilen EIS eğrileri	64
Şekil 5.17. C1 alaşımına ait farklı çözeltilerde elde edilen EIS eğrileri	64
Şekil 5.18. M1 alaşımının NaCl çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren IM görüntüleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. gün	66
Şekil 5.19. M1 alaşımının TA katkılı çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren IM görüntüleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. gün	66
Şekil 5.20. C1 alaşımının NaCl çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren IM görüntüleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. gün	67

Şekil 5.21. C1 alaşımının TA katkılı çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren IM görüntüleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. Gün.....	67
Şekil 5.22. M1 alaşımının NaCl çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren SEM görselleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. Gün.....	68
Şekil 5.23. M1 alaşımının TA katkılı çözelti ortamında farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren SEM görselleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. gün.....	68
Şekil 5.24. C1 alaşımının NaCl çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren SEM görselleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. Gün.....	68
Şekil 5.25. C1 alaşımının TA katkılı çözelti ortamında farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren SEM görselleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. gün.....	69
Şekil 5.26. 10 gün etkileşim sonrası TA katkılı çözelti ortamının yüzeyde oluşturduğu tabaka; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı.....	70
Şekil 5.27. TA katkılı çözelti içerisinde 10 gün etkileşim sonrası çelik yüzeylerine ait SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı.....	70
Şekil 5.28. TA katkılı çözelti içerisinde 10 gün etkileşim sonrası farklı oranda yenime sahip çelik matrikslerine ait SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı.....	71
Şekil 5.29. NaCl ve TA katkılı NaCl çözeltilerinde 5 günlük etkileşime bağlı olarak değişen pH değerleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı.....	71
Şekil 5.30. Deneysel alaşımların farklı çözeltilerle 10 günlük etkileşimi sonrası yüzeylerinden alınan birikintilere ait FTIR analiz verileri; (a) M1 ve (b) C1 alaşım yüzeyinden alınan birikintiler.....	72
Şekil 5.31. TA çözeltisi ile 8 saat etkileştirilen M1 alaşımının yüzeyindeki film yapısının farklı sıcaklıklarda AFM görüntüleri; (a) 25 °C (b) 60 °C ve (c) 90 °C.....	74
Şekil 5.32. Deneysel çeliklerin 5 günlük TA katkılı çözelti ile etkileşimi sonrası yüzeylerine ait AFM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı.....	74
Şekil 5.33. TA katkılı çözelti ile 5 günlük etkileşim sonrası M1 alaşımının yüzeyinde oluşturulan film yapısının farklı sıcaklıklarda bozunumunu gösteren AFM görüntüleri; (a) 60 °C ve (b) 90 °C.....	75
Şekil 5.34. TA katkılı çözelti ile 5 günlük etkileşim sonrası C1 alaşımının yüzeyinde oluşturulan film yapısının farklı sıcaklıklarda bozunumunu gösteren AFM görüntüleri; (a) 60 °C ve (b) 90 °C.....	75
Şekil 5.35. Alaşımlara ait kuru sürtünme koşullarında mesefaye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramı.....	76
Şekil 5.36. TA ortamında gerçekleştirilen aşınma testleri sonrası elde edilen alaşımlara ait mesefaye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramı.....	77
Şekil 5.37. TA ortamında farklı mesafelerde gerçekleştirilen aşınma testleri sonrası elde edilen alaşımlara ait mesefaye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramları; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı.....	78
Şekil 5.38. Farklı tribolojik koşullarda test edilen alaşımlara ait hacim kaybı değişim grafiği.....	79

Şekil 5.39. Farklı tribolojik koşullarda test edilen alaşımlara ait aşınma oranı değişim grafiği	79
Şekil 5.40. Kuru sürtünme koşullarında test edilen alaşımların aşınma yüzeylerine ait profilometrik projeksiyonlar; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	80
Şekil 5.41. TA ortamında test edilen M1 alaşımının farklı mesafelerde aşındırılmış yüzeylerine ait profilometrik projeksiyonlar; (a) 100, (b) 300 ve (c) 500 m.....	81
Şekil 5.42. TA ortamında test edilen C1 alaşımının farklı mesafelerde aşındırılmış yüzeylerine ait profilometrik projeksiyonlar; (a) 100, (b) 300 ve (c) 500 m.....	82
Şekil 5.43. Kuru sürtünme koşullarında test edilen alaşımların toplam hacimsel kaybının hesaplanması için projeksiyon üzerinde çerçevelendirilen izler; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	82
Şekil 5.44. TA ortamında test edilen M1 alaşımının farklı mesafelerde aşındırılmış yüzeylerine ait projeksiyonlar üzerinde çerçevelendirilen izler; (a) 100, (b) 300 ve (c) 500 m.....	83
Şekil 5.45. TA ortamında test edilen C1 alaşımının farklı mesafelerde aşındırılmış yüzeylerine ait projeksiyonlar üzerinde çerçevelendirilen izler; (a) 100, (b) 300 ve (c) 500 m.....	83
Şekil 5.46. Farklı tribolojik koşullarda test edilen alaşımların profilometrik ölçümleri sonrası hesaplanan hacimsel kayıpları	84
Şekil 5.47. Farklı tribolojik koşullarda test edilen alaşımların profilometrik ölçümleri sonrası hesaplanan aşınma oranları.....	84
Şekil 5.48. Kuru sürtünme koşullarında test edilen alaşımların aşınma yüzeyinde bulunan izlere ait derinlik-genişlik profilleri	85
Şekil 5.49. TA ortamında 100 metrelik mesafede test edilen alaşımların aşınma yüzeyinde bulunan izlere ait derinlik-genişlik profilleri.....	85
Şekil 5.50. TA ortamında 300 metrelik mesafede test edilen alaşımların aşınma yüzeyinde bulunan izlere ait derinlik-genişlik profilleri.....	86
Şekil 5.51. TA ortamında 500 metrelik mesafede test edilen alaşımların aşınma yüzeyinde bulunan izlere ait derinlik-genişlik profilleri.....	86
Şekil 5.52. Kuru sürtünme koşullarında test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	87
Şekil 5.53. Kuru sürtünme koşullarında test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyine ait SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı	87
Şekil 5.54. TA ortamında 100 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı.....	88
Şekil 5.55. TA ortamında 100 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyini kaplamış tabaka yapılarını gösteren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı.....	88
Şekil 5.56. TA ortamında 300 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı.....	88
Şekil 5.57. TA ortamında 500 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı.....	89

- Şekil 5.58. TA ortamında 300 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyini kaplamış tabaka yapılarını gösteren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı..... 89
- Şekil 5.59. TA ortamında 500 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyini kaplamış tabaka yapılarını gösteren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı..... 89



TABLolar DİZİNİ

Tablo 1.1.	Farklı ağaç türlerinin tannik asit konsantrasyon içeriği ve pH değerleri	9
Tablo 2.1.	AISI ve SAE standartlarına göre bazı takım çeliklerinin sınıflandırılması	13
Tablo 2.2.	Yağda sertleşen soğuk iş takım çeliklerinin kimyasal bileşimi	16
Tablo 2.3.	Havada sertleşen soğuk iş takım çeliklerinin kimyasal bileşimi	17
Tablo 2.4.	Yüksek karbonlu ve yüksek kromlu soğuk iş takım çeliklerinin kimyasal bileşimi	18
Tablo 2.5.	Alaşım karbürlerin özellikleri ve kafes yapıları	21
Tablo 3.1.	Alaşım kompozisyonuna, matrikslerinde belirlenen karbon ve krom içeriğine ve karbür miktarına bağlı olarak soğuk iş takım çelikleri için olası korozyon mekanizmaları	37
Tablo 3.2.	Çeşitli ağaçlardan elde edilen ekstratlara ait tannik asit içeriği, pH değeri ve çelik ile etkileşimleri halinde hesaplanan korozyon hızları	39
Tablo 4.1.	Kullanılan takım çeliklerine ait kimyasal kompozisyonlar (ağ- %)	44
Tablo 5.1.	Fe-1.55C-11.75Cr içeriğindeki alaşım için karbon, krom ve karbür miktarları.	52
Tablo 5.2.	Deneysel çeliklerin östenitleştirme işlemini takiben su verme koşuluna ait hesaplanan ThermoCalc verileri	52
Tablo 5.3.	Deneysel çeliklerin temperleme koşuluna ait hesaplanan ThermoCalc verileri	52
Tablo 5.4.	Isıl işlem uygulanmış çeliklerin bazı mikroyapısal özelliklerinin kantitatif analizi	53
Tablo 5.5.	Isıl işlem sonrası deneysel çeliklerin matriks sertlikleri	55
Tablo 5.6.	M1 alaşımının içerdiği ve Şekil 5.5a'da verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen karbürlere ait EDS analiz sonuçları	55
Tablo 5.7.	C1 alaşımının içerdiği ve Şekil 5.5b'de verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen karbürlere ait EDS analiz sonuçları	56
Tablo 5.8.	Su verme konumunda M1 çeliği için Şekil 5.10a'da verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen bölgelere ait EDS analiz sonuçları	58
Tablo 5.9.	Su verme konumunda C1 çeliği için Şekil 5.10b'de verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen bölgelere ait EDS analiz sonuçları	58
Tablo 5.10.	Temperlenmiş konumunda M1 çeliği için Şekil 5.11a'da verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen bölgelere ait EDS analiz sonuçları	59
Tablo 5.11.	Temperlenmiş konumunda C1 çeliği için Şekil 5.11b'de verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen bölgelere ait EDS analiz sonuçları	59

Tablo 5.12. Tafel eğrilerinden elde edilen elektrokimyasal parametre değerleri	63
--	----



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

β_a	: Anodik Tafel Doğrularının Eğimi
β_c	: Katodik Tafel Doğrularının Eğimi
γ_r	: Kalıntı Östenit
d	: Aşınma İzi Genişliği
E_{anot}	: Hücre Anodik Potansiyeli
E_{katot}	: Hücre Katodik Potansiyeli
E_{corr}	: Korozyon Potansiyeli
i_{corr}	: Korozyon Akım Yoğunluğu
IE	: İnhibitör Etkinliği
M_w	: Ortalama Moleküler Ağırlığı
M_s	: Martenzit Başlangıç Sıcaklığı
M_f	: Martenzit Bitiş Sıcaklığı
r	: Bilya Yarıçapı
R	: Aşınma İzi Yarıçapı
R_a	: Ortalama Pürüzlülük Değeri
R_p	: Polarizasyon Direnci
pH	: Hidrojen Konsantrasyonu
T	: Sıcaklık
t	: Zaman
N	: Uygulanan Yük
V_{RMS}	: Titreşim Genliği
V	: Hacimsel Kayıp
Z	: Gerçek Direnç
Z'	: Sanal Direnç
W_f	: Alaşımların Aşınma Oranı

Kısaltmalar

AC	: Alternating Current (Alternatif Akım)
AFM	: Atomic Force Microscopy (Atomik Kuvvet Mikroskobu)
AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerikan Demir Çelik Enstitüsü)
AOD	: Argon Oxygen Decarburization (Argon Oksijen Dekarbürizasyon)
ASM	: International the Materials Information Society (Uluslararası Malzeme Derneği)
ASTM	: American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme Derneği)
CR	: Corrosion Rate (Korozyon Hızı)
DIN	: Deutsches Institut für Normung (Alman Standartlar Enstitüsü)
DLC	: Diamond Like Carbon (Elmas Benzeri Karbon)
EDS	: Energy-dispersive X-ray Spectroscopy (Enerji-dağılımlı X-Işın Spektrometresi)
EIS	: Electrochemical Impedance Spectroscopy (Elektrokimyasal Empedans Spektroskopisi)

F	: Ferrit
FTIR	: Fourier Transform Infrared Spectroscopy (Fourier Dönüşümlü Infrared Spektroskopisi)
ICP-OES	: Inductively Coupled Plasma-Optical Emission Spectrometry (İndüktif Eşleşmiş Plazma-Optik Emisyon Spektroskopisi)
IM	: Işık Mikroskobu
HRA	: Rockwell-A Hardness (Rockwell-A Sertlik Değeri)
HRC	: Rockwell-C Hardness (Rockwell-C Sertlik Değeri)
HSS	: High Speed Steel (Yüksek Hız Çeliği)
HV	: Vickers Hardness (Vickers Sertlik Değeri)
LSC	: Large Seconder Carbides (Büyük İkincil Karbürler)
OCP	: Open Circuit Potential (Açık Devre Potansiyeli)
OES	: Optical Emission Spectrometry (Optik Emisyon Spektrometresi)
Ö	: Östenit
PC	: Primer Carbides (Birincil Karbürler)
PID	: Proportional Integral Derivative (Oransal İntegral Türevsel Denetleyici)
S	: Sementit
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
SAE	: Society of Automotive Engineers (Otomotiv Mühendisleri Derneği)
SC	: Seconder Carbides (İkincil Karbürler)
SSC	: Small Seconder Carbides (Küçük İkincil Karbürler)
TA	: Tannic Acid (Tannik Asit)
T/M	: Toz Metalurjisi
TEM	: Transmission Electron Microscopy (Geçirimli Elektron Mikroskobu)
UV	: Ultraviolet (Ultraviyole)
XRD	: X-ray Powder Diffraction (X-Işın Toz Difraktometresi)

AĞAÇ ENDÜSTRİSİNDE KESİCİ MALZEME OLARAK KULLANILAN SOĞUK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN KOROZYON VE TRIBO-KOROZYON DAVRANIŞININ İNCELENMESİ

ÖZET

Bu çalışmanın amacı, ağaç endüstrisinde kesici malzeme olarak kullanılan soğuk iş takım çeliklerinin korozyon ve tribo-korozyon davranışının incelenmesi ve bulguların farklı kompozisyona sahip ısıtılmış işlem uygulanmış iki çeliğin mikroyapı bileşenlerine bağlı olarak irdelenmesidir. Çalışmanın birinci aşamasında, sıcaklığa bağlı olarak denge koşullarında fazların miktarını ve elementel dağılımları belirlemek için termodinamiksel hesaplamalar yapılmıştır. İkinci aşamada, birçok karakterizasyon tekniği kullanılarak mikroyapısal bileşenler (fazlar, karbürlerin türü ve miktarı, tane/paket boyutu vb.) açığa çıkarılmıştır. Üçüncü aşamada, ısıtılmış işlem uygulanmış çelikler üzerine tannik asidin etkisi elektrokimyasal ve daldırma testleri ile incelenmiştir ve tannik asidin sadece korozyon değil aynı zamanda inhibisyon etkisi de gözlenmiştir. Nihai olarak, tannik asit içerisinde tribo-korozyon testleri gerçekleştirilmiştir ve tribolojik karakterizasyon sürtünme katsayısının ve aşınma oranının belirlenmesi ve aynı zamanda aşınma yüzeylerinin incelenmesi ile yapılmıştır. Sonuçlar tannik asidin çalışılan çeliklerin korozyonuna/aşınmasına oldukça etkide bulunduğunu ve matrikslerin anodik/tribolojik davranışının şiddetli bir şekilde mikroyapısal bileşenlerden etkilendiğini göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: Korozyon, Mikroyapı, Soğuk İş Takım Çelikleri, Tannik Asit, Triboloji.

EXAMINATION OF CORROSION AND TRIBO-CORROSION BEHAVIOR OF COLD WORK TOOL STEELS USED AS CUTTING MATERIAL IN THE WOOD INDUSTRY

ABSTRACT

The aim of this study is to examine the corrosion and tribo-corrosion behavior of cold work tool steels used as cutting materials in the wood industry and the findings were discussed depending on the microstructural features of two heat treated steels having different composition. In the first stage of the study, thermodynamical calculations were done in order to obtain the amount of the phases and elemental distribution as a function of temperature in equilibrium conditions. In the second stage, several characterization techniques were used to reveal out the microstructural features (phases, type and amount of carbides, grain/packet size etc.). In the third stage, the effect of tannic acid on heat treated steels were examined by electrochemical and immersion tests and not only corrosion but also inhibition effect of tannic acid was observed. Finally, tribo-corrosion tests were carried out in tannic acid and the tribological characterization was done by determining coefficient of friction and wear rate and also examining the worn surfaces. The results showed that tannic acid was very effective to corrode/wear the studied steels and the anodic/tribological behavior of matrices strongly affected by microstructural features.

Keywords: Corrosion, Microstructure, Cold Work Tool Steels, Tannic Acid, Tribology.

GİRİŞ

Daire testere bıçakları, testere şeritler, freze bıçakları, zincir testereler gibi malzemeler ağaç endüstrisinde kesme ve mekanik talaş kaldırma için kullanılan kesici takım malzemeleridir. Özellikle çelik bıçaklar mekanik gerilmeler altında ilerleyen zamanla hasara uğrar ve kesme işlevselliğini kaybeder. Kesici takım yüzeyinde oluşan korozyonda bu işlev kaybına neden olur. Kesme koşullarında, kesici takımın yüzeyini kaplayan ağaç sıvıları da korozyon oluşumuna ve ilerlemesine neden olabilmektedir. Bu sıvılardan en çok bilineni tannik asit olup her ağaçta farklı konsantrasyonlarda bulunabilmektedir. Çeliğin tannik asit ile olan etkileşimi zamanla çukurcuk korozyon oluşumunu neden olmaktadır.

Bilindiği üzere, ısıtma işlem uygulamaları ile çeliklerin fiziksel ve kimyasal özellikleri modifiye edilen matrisleri doğrultusunda geliştirilebilmektedir. Yüzey özellikleri çeşitli kaplama tekniklerinin uygulanması dâhilinde de arttırılmaktadır. Ancak kaplama işlemleri ile yüksek yüzey özelliklerine doğru bir yönelim, proses zorluğu ve maliyet gibi sınırlamaları beraberinde getirmektedir. Bu yüzden, ağaç endüstrisinde ısıtma işlem ile sertleştirilmiş bir matris tasarımı ve kullanımı tercih edilebilmektedir.

Bu tez çalışması kapsamında, ağaç endüstrisinde kesici malzeme olarak kullanılabilen soğuk iş takım çeliklerinin tannik asit ile etkileşiminde korozyon ve aşınma davranışları araştırılmıştır. Çalışmada başlangıçta seçilen alaşımların kimyasal kompozisyonları kullanılarak azalan sıcaklıkla birlikte dengede tüm faz bileşenleri ve bu bileşenlerin %- miktarsal değişimleri termodinamiksel yaklaşımlar ile hesaplanmıştır. ThermoCalc ile yapılan bu hesaplamalar çalışma için bir model olarak kabul edilmiştir. Kurgulanan modelde öngörülen ısıtma işlem sıcaklıklarında elementel dağılımlar da belirlenmiş olup ısıtma işlemi takiben yapılan metalurjik analizler ile doğrulamalar da yapılmıştır. Isıtma işlem uygulanmış çeliklerin mikroyapısal bileşenleri (fazlar, karbürlerin türü ve miktarı, tane/paket boyutu vb.) birçok karakterizasyon tekniği kullanılarak açığa çıkarılmıştır. Bu bileşenlerin

korozyon ve aşınma davranışı üzerine etkisi esasta tez çalışmasının odak noktasıdır. Korozyon testleri, seçili ortamlarda elektrokimyasal testler ve zamana bağlı daldırma testleri ile gerçekleştirilmiştir. Elektrokimyasal veriler ile çeliklerin ortamlara göre anodik-katodik davranışı tespit edilmiştir. Zamana bağlı daldırma testleri sonrası yüzey karakterizasyonu ile tannik asit nedenli çeliklerin korozyona uğrama eğilimleri ve tannik asidin inhibisyon etkisi takip edilmiştir. Nihai olarak tribo-korozyon testleri yapılarak tannik asit içeren ortamda sürtünmeye maruz bırakılan soğuk iş takım çeliklerinin aşınma davranışı incelenmiştir. Farklı sürtünme mesafelerinde tannik asit ortamında tribolojik veriler (sürtünme katsayısı, aşınma oranı ve türü) karakterize edilmiştir. Elde edilen tüm bulgular ağaç endüstrisinde kesici takım malzemesi olarak kullanılabilen soğuk iş takım çeliklerinin tannik asit ile etkileşiminde performansını önemli ölçüde mikroyapısal unsurların belirlediğini ortaya koymuştur.

1. AĞAÇ ENDÜSTRİSİNDE KULLANILAN KESİCİ MALZEMELERİ

1.1. Kesici Malzemelere Genel Bakış ve Ağaç Endüstrisinde Yeri

Bu bölümde, ağaç endüstrisinde kesici malzemelerin kullanımı ve kesme esnasında karşıt malzeme ile olan etkileşimi üzerinde durulacaktır. Genel olarak kesici takımlar, metal veya seramik esaslı olup çeşitli ısı ve yüzey işlemleri ile kesme performansları geliştirilebilir. Ağaç endüstrisinde tercih edilen kesici malzeme grupları yüksek hız çelikleri, krom-kobalt alaşımları, tungsten karbürler ve soğuk iş takım çelikleridir.

Ağaç endüstrisinde kullanılan yüksek hız takım çelikleri (HSS), molibden yüksek hız çelikleri ve tungsten yüksek hız çelikleri olarak ikiye ayrılmakta olup “M” ve “T” sınıfı çelikler olarak tanımlanırlar. AISI standartlarına göre “M” sınıfı çeliklerde ana alaşım elementi molibdendir ve çeliğin kompozisyonunda bu element % 3,5-10,0 (%- ağırlık) miktarında bulunur. Molibden yanında krom, vanadyum, tungsten ve kobalt da kompozisyonunda yer alabilir. “T” sınıfı yüksek hız çeliklerinde, ana alaşım elementi olan tungsten % 12-20 (%- ağırlık) miktarında bulunmakta ve bu çeliklerin kompozisyonlarında bir miktar krom, vanadyum ve kobalt da vardır. Isıl işlem uygulanarak sertleştirilen bu çeliklerde östenitleştirme çoğunlukla 1200 °C’nin üzerinde yapılmaktadır. Sertleştirme işlemi ile HSS esaslı takımlarda yüzey-merkez arası sertlik farklılaşması minimum seviyede olup elde edilen sertlik değeri çoğunlukla 64 HRC seviyesindedir. Bu tür kesici takımların yüzeyleri fiziksel biriktirme yöntemi kullanılarak TiC, TiN ve CrN ile kaplanabilmektedir. Kaplama ile takımların performansı ve ömrü kaplamasızlara göre nispeten arttırılmaktadır. TiN kaplamalar ile çelik esaslı takımın yüzey sertlik değeri 2500 HV seviyesine kadar ulaşmaktadır ve arttırılmış sertlik değeri ile takıma aşınma direnci sağlanabilmektedir. Yüzeydeki kaplamalar aynı zamanda takımın ısıya karşı dayanım göstermesine de katkı verir (Bayer ve diğ., 1989; Aguilera ve diğ., 2014).

Kesici malzeme ailesinden olan krom-kobalt esaslı alaşımlar da ağaç endüstrisinde kullanılmaktadır. Bu alaşımlar, çoğunlukla atmosfer kontrollü indüksiyon ergitme ve

sonrasında kalıba döküm ile üretilmektedir. Günümüzde bu alaşımlar aynı zamanda sıcak izostatik presleme veya ekstrüzyon yöntemlerinin kullanılması ile de üretilmektedir. Krom-kobalt alaşımları, genellikle şerit testerelerin dış kısımlarında yer alan bir iş parçası gibi çalışır. Kesici malzemenin dış kısmı ile altlık malzeme arasında bir katman oluşturulmaktadır. Altlık malzeme 47-49 HRC iken dış kısmının sertlik değeri 50-52 HRC arasındadır. Böylece daha sert bir dış yüzey ile yüzeyin keskinliği arttırılmış ve daha uzun kesme ömürlü bir takım elde edilebilmektedir. Krom-kobalt alaşımlarının mikroyapıları kesme potansiyeline önemli katkısı bulunan çeşitli karbürleri ($M_{23}C_6$, M_7C_3 ve M_6C) içerebilmektedir. Ağaç kesimi esnasında, koroziye etkiye sahip ağaç sıvıları yüksek sıcaklıklarda krom-kobalt alaşımlarının yüzeyinin körelmesine sebebiyet verebilmektedir. Krom-kobalt alaşımları, yüksek sıcaklıkta sertlik değerlerini koruyabilmektedir ve bu sayede kesme esnasında sürtünme/ısınma nedeniyle yumuşamaya karşı dirençlidirler. Ağaçların kesimi sonrasında da bu malzemelerde aşınma ciddi bir problem olarak ortaya çıkabilmektedir. Ancak bu alaşımlar nispeten daha düşük aşınma oranları sergileyebilmektedir (Davis, 1995; Aguilera ve diğ., 2014).

Günümüzde toz metalurjik (T/M) yöntemler ile tungsten karbür esaslı malzemeler kesici bir takım olarak üretilmektedir. Gelişen teknoloji ile günümüzde bu karbürler kullanılarak WC-TiC ve WC-TaC gibi kompozit malzemeleri de üretilmektedir. Bu kompozitlerin oluşturulmasında kobalt bir bağlayıcı gibi davranabilmektedir. Bu malzemelerin, ortalama sertlik değerleri 90-92 HRA arasında olup elmas ve bor nitrürden sonra en sert malzeme olarak bilinirler. Sahip oldukları bu yüksek sertlikler kesme esnasında hasara uğramadan yüksek abrasif dirençli olmalarına fayda sağlamaktadır, Ancak bu malzemeler şok ve titreşime karşı hassasiyet göstermekte ve yüksek oranda kobalt içermeleri halinde her ne kadar darbe dirençleri arttırılsa da aşınma dirençleri azalır (Porankiewicz ve diğ., 2006; Aguilera ve diğ., 2014; Kazlauskas ve diğ., 2017).

Elmas benzeri karbon (DLC) kaplanmış malzemeler de kesici takım malzemesi olarak işlev görebilmektedir. DLC kaplama ile altlık malzemelerin aşınma dayanımları önemli ölçüde arttırılabilir ve kaplamaların kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak malzemenin sertliği 2000-4000 HV arasında değişebilmektedir. En büyük dezavantajları ise şoklara karşı direnç göstermeyerek kırılmalarıdır. Bu tür bir

hasarlanmayı azaltabilmek için kesme açısı birçok uygulamada 15°'den az olacak şekilde seçilir (Pancielejko ve diğ., 2012; Aguilera ve diğ., 2014).

Ağaç endüstrisinde, kesici malzeme olarak alaşımsız ve alaşımlı soğuk iş takım çelikleri de tercih edilmektedir. Geleneksel yöntemler kullanılarak ergitilen bu alaşımlar küçük ingotlar halinde dökülmektedir. İngot döküm sonrasında katılaştıran yapıda bir karbür ağ yapısı meydana gelebilmektedir. İngotlar daha sonra sırasıyla dövme ve sarma aşamalarından geçirilerek çelik bar formuna getirilmektedir. Sıcak dövme ile karbür ağ yapısı kısmen giderilebilse de enine uzayan karbürlerin oluşturduğu bir tür segregasyon yapıda kalabilmektedir. Takım ömrünün artması için segregasyonun ve kaba karbür oluşumunun engellenmesi/azaltılması önem arz etmektedir. Bu ise günümüzde farklı ingot döküm yöntemlerinin veya T/M üretim metodlarının tercih edilmesi ile mümkündür. Yumuşak tavllanmış konumunda üretilen nihai ürünler isteğe bağlı sertleştirme prosesleri ile daha mukavim hale getirilir. Alaşımsız soğuk iş takım çeliğinin karbon miktarı 0,8-0,9 (%- ağ.) aralığında iken bu aralık alaşımlı soğuk iş takım çeliklerinde 2,0-2,2 (%- ağ.) seviyesindedir. Kompozisyonlarında sertleşebilirlik sağlayıp iyi bir karbür oluşturunca element olan krom yaklaşık 12'e (%- ağ.) kadar yer alabilir. Krom dışında kompozisyonda yüksek sıcaklık özelliğini kazandırabilen molibden, vanadyum ve tungsten gibi elementlerde bulunabilir. Bu çeliklerin yüksek sertliği ve aşınma direnci martenzitik matrislerinden ve bu matris yapısında gömülü olan karbürlerden kaynaklanır. Bu çeliklerin ısıtma işlemlerinde, soğutma hızı düşük tutularak yüksek sertleştirilebilirlik sağlanmaktadır. Soğuk iş takım çelikleri çoğunlukla 200 °C'ye kadar olan uygulama koşullarında performans gösterebilmektedir ve bu çelik sınıfı ağaç endüstrisinde el takımlarında ve testere bıçaklarında tercih edilir (Klocke, 2011).

1.2. Kesici Malzemelerinin Ömrü

Kesici malzemelerin sahip olduğu takım ömrünü belirleyen en önemli parametreler çoğunlukla uygulanan yük, malzeme kaldırma oranı, enerji (güç) tüketimi ve kesme sıcaklığıdır. Tüm bunların dışında takım malzemesinin metalurjik ve mekanik özellikleri, kesme açısı, kesici takımın geometrisi, takımın işlem boyunca titreşim sönümleme özelliği, kesme hızı ve ilerlemesi, kesme derinliği ve kesme sıvıları gibi

birçok takım değişkeni de bu ömrü etkiler (Das ve diğ., 2012). Bu değişkenler sadece kesici takımın işlevselliğini değil aynı zamanda ürün kalitesini ve uygun üretim maliyetlerini de belirlemektedir. Kesme işleminin gerçekleşmesi için girdi olan enerji, işlem sırasında ısıya dönüşebilmekte ve kesici takımın yüksek sıcaklıklara maruz kalmasına neden olabilmektedir. Aynı şekilde kesme hızının, kesici takımın yüzey sıcaklığının artmasına belirgin bir etkisi vardır. Kesici takımın kesme işlemi boyunca maruz kaldığı bu sıcaklıklar takımın aşınmasına ve ısı nedeniyle hasarlanmaların gerçekleşmesine neden olur. Bu tür istenmeyen durumların azaltılmasında, takım malzemesinin mikroyapısal bileşenleri önemli bir rol oynar (Arain, 1999). Özellikleri geliştirilmiş bir kesici takımın daha uzun sürelerde sergileyeceği iyi bir kesicilik performansı ekonomik açıdan da fayda sağlayacaktır. Kesici malzemelerde takım ömrünü etkileyen benzer ölçütler ağaç esaslı malzemelerin işlenmesi sürecinde de etkindir.

Ağaç işleminin optimum koşullarda yapılması için kesme mekanizmasını kontrol eden üç faktör, (i) makine/teçhizat karakteristiği ve kesici takımın özellikleri, (ii) ağacın özellikleri ve (iii) ortam koşulları dikkate alınmalıdır. Kesici takım malzemelerin takım ömrü ve performansı, aşınarak körelen takımların işlevini yitirmesinin bir fonksiyonu olarak değerlendirilir (Bariska ve diğ., 2016). Tez çalışması kapsamında çoğunlukla ağacın bir özelliği olarak farklı pH seviyesinde ve konsantrasyonda olabilen tannik asite odaklanılmıştır. Bölüm 1.3’de ağaç bir malzeme olarak bileşenleri ile tanıtılmış ve Bölüm 1.4’de ağacın kimyasında bulunan tannik asit üzerinde durulmuştur. Bu asitler ile kesici takım malzemelerinde gözlenen özellikle korozyon nedeniyle yüzey bozunumları kesici takım ömrü açısından önem taşımaktadır. Yapılan birçok çalışma çıktısı ağaç endüstrisinde kullanılan çeliklerin tannik asit ile olan etkileşiminde çukurcuk korozyon oluşumunun hızlandığını ve böylece takımın hasarlanma sürecinin hızlanıp erken vadede işlevini yitirebileceğine dikkat çekmiştir (Winkelmann ve diğ., 2009a; Seng, 2010; Zelinka ve Stone, 2011).

1.3. Doğal Bir Malzeme Olarak Ağaç

Bu bölümde, kesme esnasında çeliğin etkileşime girdiği ağaç malzemelerinin yapısal özellikleri ve etkileri üzerinde durulmuştur. Ağaç malzemesini oluşturan ana kimyasal maddeler selüloz, hemiselüloz ve lignindir. Ağaç malzemesi, bu ana

bileşenlerinin yanında kimyasal özelliklerini etkileyen; reçineler, albumin, eterik yağlar, kül bileşikleri, tanenler, bazı boyar maddeler ve mum gibi ekstraktif maddelerden oluşmaktadır. Ağaç malzemesini oluşturan ana kimyasallardan selüloz; hücre duvarının ana maddesidir ve ağaçta % 50-60 oranında bulunur. Ağaç malzemesinin fiziksel özelliklerinden olan eğilme ve çekmeye karşı direnci ağacın sahip olduğu selüloz sağlamaktadır. Bir tür selüloz yapısı olan hemiselüloz, pentoz ve hektoz şekerlerinin kısa polimeridir ve ağaçlarda % 15-25 oranında bulunur. Hemiselüloz su emici bir maddedir ve hücrede depolama görevini yapar, hücre duvarını kuvvetlendirerek geçit zarlarını ayarlar. Lignin ise, selüloz fibrilleri içinde % 14-23 oranında bulunur. Gevrek bir madde olup ağacın dik durmasını ve ahşap malzemenin basınca karşı mukavemetini sağlar. İğne yapraklı ağaçların odunlarında yapraklı ağaçlara göre daha yüksek oranda lignin bulunmaktadır. Lignin kahverengimsi beyaz renkte ve az oranda su emici bir maddedir (Adanur, 2015).

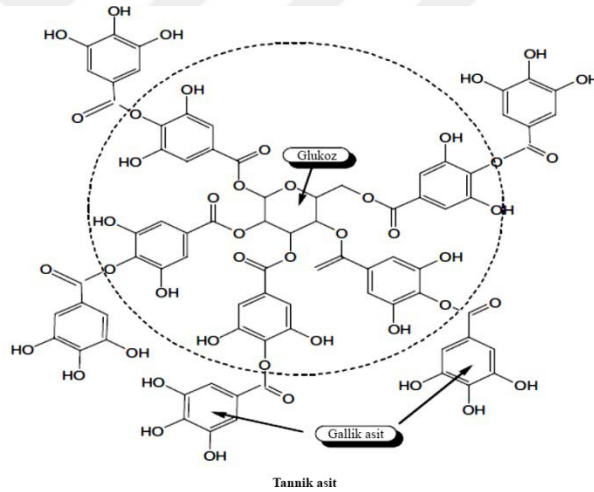
1.4. Ağaçlarda Bulunan Tannik Asidin Kimyası ve Özellikleri

Genellikle kestane, meşe türü ağaçlarda ve sumak, divi-divi, myrobalan trillo, valonea türü bitkilerde tannik asit hammaddesi bulunmaktadır. Her birinin kimyası, molekül ağırlığı (M_w) farklı olmak kaydıyla farklı oranlarda bulunmaktadır. Ağaçlarda ve çeşitli bitkilerde bulunan tanen maddesi, ticari olarak kullanılan tannik asit kompozisyonunun hammaddesidir. Tannik asit, açık sarı veya beyaz renkte, karakteristik bir kokusu, dağınık bir yapısı ve buruk bir tadı olan maddedir. Fenolik reaksiyon vermenin yanı sıra alkaloid, jelatin ve diğer proteinleri çöktürme yeteneğindedir. Ferrik kloritlerle mavi veya yeşil renk verirler. Bitkilerin hastalığı esnasında tanen miktarının artması, biyolojik olarak böcek, mantar ve hayvan zararlılara karşı koruma ile ilişkili olduğu düşünülmektedir.

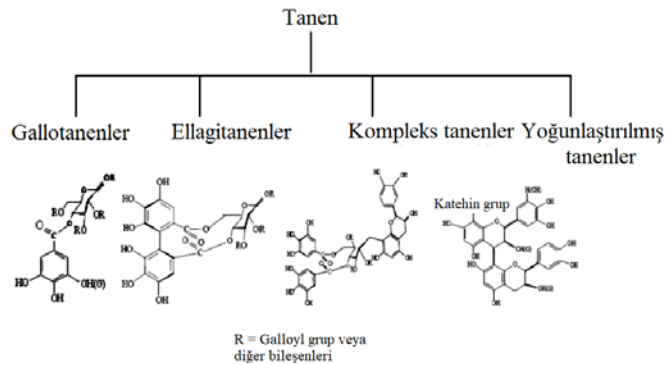
Tannik asit aynı zamanda deri yapımında kullanılan bir kimyasal yada bazı doğal fenollere verilen addır (Bisanda ve diğ., 2003, Khanbabaee ve Ree, 2001). Tanen eskiden beri günümüze kadar hayvan derisinin şekil alarak ticari derinin elde edilmesinde proteinin çöktürülmesinde kullanılmaktadır (Hagerman, 2002). Doğal bir malzeme olan tannik asit, zehirli olmayan ve çözünabilen organik bileşik olarak bitki türlerinden çıkarılmaktadır (Rahim ve Kassim, 2008). Sulu veya asidik ortamlarda korozyon inhibitör olarak uygun bir malzeme olduğundan önerilmektedir. Ayrıca pas

çevirici bileşenleri, boya kaplamalarda pigment olarak, kimyasal temizleme ajanı ve su sistemlerindeki boylerlerde oksijen toplayıcı olarak tercih edilmektedir (Pardini ve diğ., 2001). Yeme içme sektöründe anti oksidant olarak meyve sularında ve biralarda bunun yanında bu özelliği sayesinde alternatif bir çelik korozyon inhibitörü olarak kullanılmaktadır (Khanbabaee ve Ree, 2001; Rahim ve Kassim, 2008).

Tannik asitin yapısı incelendiğinde Şekil 1.1’de merkezde glukoz molekülü çevresinde iki adet gallik asit molekülü içeren beş adet hidroksil grupları bulunmaktadır (Gülçin, 2010). Bu oluşum, esterleşme sonucu meydana gelerek ısı ve katalizör olarak HCl veya Na₂SO₄’e ihtiyaç duyulmaktadır. Moleküler yapısına bakıldığında gallotanenler, ellagitanenler, kompleks tanenler ve yoğunlaştırılmış tanenler olmak üzere dört farklı gruba ayrıldığı Şekil 1.2’de görülmektedir (Khanbabaee ve Ree, 2001).

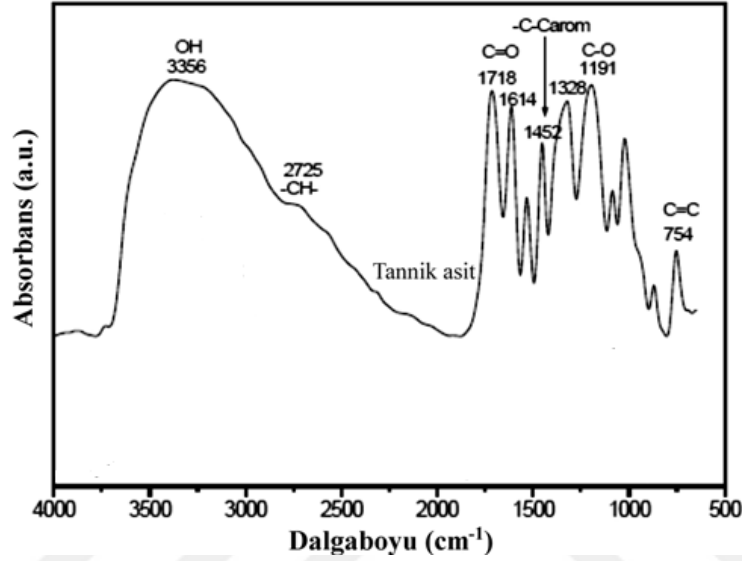


Şekil 1.1. Tannik asitin kimyasal yapısı (Gülçin, 2010)



Şekil 1.2. Tanenlerin kendi aralarında sınıflandırılması (Khanbabaee ve Ree, 2001)

Şekil 1.3’de tannik asite ait bir FTIR (Fourier dönüşümlü infrared spektroskopisi) sonucu verilmiştir. Tannik asitin 3000-3700 cm^{-1} dalga boyu arasında güçlü absorpsiyon gösterdiği görülmektedir. Bu bant aralığında OH grupları ile H bağlarının çeşitliliği ve oluşan titreşimle ilişkilendirilir. Daha düşük dalga boylarında (2700 cm^{-1} -2900 cm^{-1}) C atomlarının C-H ile yaptığı bağlar tespit edilmiştir (Pantoja-Castro ve diğ., 2012).



Şekil 1.3. Tannik asite ait FTIR spektrometre sonuçları (Pantoja-Castro ve diğ., 2012)

Bazı ağaçların özünde, odun çürüten mantarlara karşı dayanıklılığı arttıran yüksek kalitede tanen olduğu bilinmektedir. Örneğin; meşe ağacı ve kestane ağacının farklı türlerinin her ikisi de % 10 oranında tanen içermektedir (Adanur, 2015). Ağaçların içerdikleri tanen oranları Tablo 1.1’de verilmiştir (Winkelmann ve diğ., 2009a).

Tablo 1.1. Farklı ağaç türlerinin tannik asit konsantrasyon içeriği ve pH değerleri (Winkelmann ve diğ., 2009a)

Ağaç türü	Tannik asit konsantrasyonu (%)	pH
Çin meşe palamudu	<70	-
Meşe ağacı	<25	3,5
Kızılağaç	10-20	-
Çam	10-18	5
Kestane	5-10	-
Kayın ağacı	<1	5-6

Ağaç ekstratlarında pH değeri 4’ün altında olduğunda asidik karakterde pH değeri 5’ten yüksek olduğunda daha nötr bir ortam sağlanmaktadır (Zelinka, 2009). Tannik asit, zayıf asidik özelliğe sahip fenol bileşenlerinin birleşiminden oluşur. Polifenol

olan kimyasal formülü $C_{76}H_{52}O_{46}$ yapısında olmasına rağmen kimyasal kompozisyonu kaynağa göre değişkenlik gösterebilmektedir. İçerdikleri hidroksil ve karboksil grupları anodik reaksiyona sebebiyet vermektedir (Jaen ve diğ., 2003).

1.5. Tannik Asitin Kesici Takımlar Üzerine Etkisi

Mineral ve diğer bileşenleri içeren ağaçların kesici takım malzemeleri üzerine özellikle korozif etkileri birçok çalışmaya konu olmuştur (Porankiewicz ve diğ., 2006; Winkelmann ve diğ., 2009a; Zelinka, 2009). Bahsi geçen korozif etkilerin kaynağında, çoğunlukla tanen ve fenolik bileşikler içeren ekstratların metal ile reaksiyona girmesinden ötürü oluşan hidroksitin metal iyonları ile reaksiyona girmesi vardır. Bu tür bir etkileşimde, metal yüzeyinde ferrik tanat esaslı çözünmeyen, koyu mavi/siyah kontrastlı bir film yapısı oluşabilmekte (Krillov ve Gref, 1986; McDonald ve diğ., 1996). Nemli ortamlarda tanenlerin hidroksil ve karboksil grupları anodik reaksiyona neden olmaktadır ve bu reaksiyon korozif davranışın esasını oluşturur (Pugsley ve diğ., 2001; Jaen ve diğ., 2003; Winkelmann ve diğ., 2009a; Winkelmann ve diğ., 2009b; Seng, 2010).

Krillov ve Gref (1986) tarafından farklı ağaçların metalik esaslı testere bıçakları ile zamana bağlı etkileşimi üzerine yapılan bir çalışmada, korozyon nedenli ağırlık kayıplarının demir çözünmesi nedeni ile oluştuğunu rapor edilmiştir. Bu çalışmada, yüzeyde fenolik bileşiklerle beraber kompleks yapıların oluşabileceği belirtilmiştir. Bu kompleks bileşenlerin içerisinde ferrik tanatların olabileceği DIN 1.2379, DIN 1.2363 ve DIN 1.3343 esaslı takım çelikleri üzerine yapılan ve patente konu olan bir çalışmada da irdelenmiştir (Takahashi, 1999). Benzer bir korozyona uğrama etkisi karbon çeliklerinde de gözlenmiştir (Seng, 2010). Karbon çeliklerinin korozyona uğramasında zamanla pH değişiminin önemli bir etken olduğu ve nispeten oldukça düşük pH değerlerinde karbon çeliğinin daha hızlı korozyona uğradığı saptanmıştır (Zelinka ve Stone, 2011). Sadece çelik grubunda değil aynı zamanda seramik esaslı bir takım malzemesinin tannik asit içeren bir ortamda statik yüklenme koşullarında kırılmayı hızlandırdığı da rapor edilmiştir (Pugsley ve diğ., 2001; Pugsley ve diğ., 2002).

Tanenlerin korozif etkisinin yanı sıra korozyonu azalttığını gösteren tespitler de vardır (Matamala ve diğ., 2000; Rahim ve diğ., 2007; Rahim ve diğ., 2011;

Kusmiererek ve Chrzescijanska, 2015). Matalama ve diğ. (2000) çamın içerdği tanenlerin, akasya tanenlerine oranla daha az oksidasyona neden olduğunu, daha uzun ömürde ve daha iyi yapışma özelliğinde bir koruyuculuk sağladığını rapor etmiştir. Rahim ve diğ. (2007) yaptığı çalışmalarda, tanenlerin pas dönüştürücü olarak tercih edildiği ve HCl çözeltisinde tanenin pas ile reaksiyona girerek nispeten metalik malzemede gerçekleşen korozyonu azaltılabildiği sonucuna varılmıştır. Tarihi eserlerin atmosferik koşullarda korunabilmesinde inhibitor etkisinden dolayı tanenlerin önemli bir rol oynadığı da bilinmektedir (Kusmiererek ve Chrzescijanska, 2015). Ağaç endüstrinde kullanılan çelik esaslı malzemeler üzerine yapılan çalışmalarda da benzer etkiler gözlenmiştir. Winkelmann ve diğ. (2009b) ise takım çelikleri ile etkileşime giren tanenlerin azalan pH'a bağlı olarak korozyonu hızlandırdığını ancak ferrik tanatların yüzeye tutunamadığını rapor etmiştir. Ağaç endüstrisinde kesme esnasında açığa çıkan ısı ve sürtünmeye bağlı olarak ferrik tanatlar yüzeyden uzaklaşabilmektedir. Normal korozyon koşullarından farklı olarak daha aktif bir yüzey ortaya çıkmaktadır ve bu yüzden yüzeydeki ferrik tanat filmi çeliği ortam koşullarından korumaktadır (Winkelmann ve diğ., 2009b; Zelinka, 2009).

2. SOĞUK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ VE FİZİKSEL METALURJİSİ

2.1. Takım Çeliklerine Genel Bir Bakış

Takım çelikleri, fiziksel ve kimyasal kompozisyonları birbirine yakın olmakla birlikte yüksek kalitede çeliklerdir. Bu çelikler, malzemelerin belirli bir parçaya veya ürüne dönüştürülmesi, şekillendirilmesi ve kesilmesinde kullanılmaktadır. 1868 yılından başlayarak düz karbon çeliği en basit takım çeliğini oluştururken, yirminci yüzyılda kompleks yapıda alaşımlı takım çelikleri geliştirilmiştir. Bu takım çelikleri, yüksek miktarda içerdikleri vanadyum, tungsten, molibden ve krom sayesinde artan talepleri karşılamakta ve daha iyi boyutsal kontrol sağlamaktadır. Aynı zamanda ısıtma işlemi sırasında kırılmaya karşı direnç sağlamaktadır. Makina parçaları ve yapı uygulamalarında, yüksek sıcaklık yayları, özel amaçlı valfler, kalıp ve delici takımlar, aşınmaya dirençli hatlar, farklı yatak tiplerinde kullanılan birçok alaşımlı takım çeliği gereken özellikleri karşılamaktadır. Takım çelikleri çalışma koşullarında yüksek kuvvetlere maruz kalırlar. Buna rağmen kırılma, aşırı aşınma ve deformasyon olmadan bu yüklere dayanırlar. Hiç bir takım çeliği tek başına en yüksek aşınma direnci, tokluk, yüksek sıcaklıkta yumuşamaya sahip değildir. Sonuç olarak bir takım çeliği seçilirken çalışma koşulları gereksinimleri dikkate alınarak optimum kombinasyon seçilmektedir (Bayer ve diğ., 1993).

Takım çelikleri çoğunlukla ingot dökümü takiben dövme ile üretilmektedir. Konvansiyonel ingot dökümde, yavaş soğutma nedeni ile ingot matriksinde ağ görünümlü kaba karbürlerin oluşması kaçınılmazdır. Bu tür bir karbür yapısının matriks içerisinde ince dağıtımını sağlamak sıcak deformasyon işlemine rağmen oldukça zordur. Nispeten daha yüksek sıcaklıklarda deformasyonun yapılması halinde ise tane boyutunun kabalaşması, takımın sertliğinin ve tokluğunun azalması da söz konusudur. Ancak hassas döküm ve toz metalurjisi gibi alternatif üretim yöntemleri ile bu tür zorluklar aşılabılır. Böylece matriks içerisinde mekanik özellik gelişimine katkı verebilen daha homojen karbür boyutlarına ve dağılımına ulaşılabilir. (Bayer ve diğ., 1993; Roberts ve diğ., 1998).

Takım çelikleri genel olarak düşük ton içerikli elektrik ark ocaklarında ergitilmektedir. Ergitme koşullarının sürekli kontrol edilebildiği argon oksijen dekarburizasyon (AOD) ünitesinde, kompozisyonun istenen aralıkta olması ve çeliğin yüksek temizlikte üretimi sağlanır. Katışkı miktarının daha da azaltılması ve ikincil ergitme de uygulanabilir. Orta ve yüksek alaşımlı takım çeliklerinin dövülerek/haddelenerek üretiminde işlem sonrası üründe minimum dekarburizasyon istenir. Tüm bunların dışında takım çeliği üretimi sürecinde makroyapının/mikroyapının, sertleşebilirliğin, mekanik özelliklerin, yüzey ve yüzey altı özelliklerin (karburizasyon, dekarburizasyon, çatlak vb.) proses adımlarında kontrol edilmelidir (Bayer ve diğ., 1993).

Tablo 2.1’de AISI ve SAE standartlarına göre bazı takım çeliklerinin sınıflandırılması verilmiştir. Suda suverilerek sertleşen takım çelikleri “W” simgesi ile gösterilmektedir. En ucuz takım çeliği sınıfıdır ve karbon oranı 0,60-1,40 (%- ağı.) düzeyinde olup bu sınıfa giren bazı çeliklerin bileşiminde 0,25-0,50 (%- ağı.) oranında krom ve vanadyum da bulunabilir. Suda sertleşen takım çelikleri düşük sertleşme kabiliyetine sahiptirler. Küçük boyutlu olmayan takımlarda, su verme sonrası yüzeyde yüksek ve iç kısımlarda (merkez) düşük sertlik elde edilir. Diğer sınıflardaki takım çeliklerine göre talaşlı işlemeye daha uygun olan suda sertleşen takım çeliklerinin dekarburizasyon dirençleri yüksektir. Çok geniş bir kullanım alanı olan “W” sınıfı takım çeliklerinin seçiminde karbon içeriği göz önüne alınmalıdır. Sertleştirme sonrası düşük karbonlu “W” sınıfı takım çeliğinde yüksek tokluk, yüksek karbonlu “W” sınıfı takım çeliğinde ise yüksek aşınma direnci elde edilir.

Tablo 2.1. AISI ve SAE standartlarına göre bazı takım çeliklerinin sınıflandırılması (Çimenoglu, 2003)

Takım çeliği sınıfı	Takım çeliği kodu	Takım çeliği türü
Suda sertleşen	W	Sade karbon içeren
Şok dirençli	S	Orta karbon içeren
Sıcak iş	H	Krom içeren (H1-H19) Tungsten içeren (H20-H59) Molibden içeren (H40-H59)
Yüksek hız	T M	Tungsten içeren Molibden içeren
Plastik kalıp	P	Az karbon içeren
Soğuk iş	O A D	Yağda sertleşen Havada sertleşen Yüksek karbon ve krom içeren

Şok dirençli takım çelikleri, “S” simgesi ile gösterilen yüksek tokluk ile tekrarlı ve darbeli yüklemeye direnç gerektiren çalışma koşulları için uygun olan takım çeliği sınıfıdır. Şok dirençli takım çelikleri, 0,40-0,65 (%- ağırlık) karbon içeren çelikler olup bileşiminde alaşım elementi olarak silisyum, krom, tungsten ve bazen de molibden bulunabilir. Şok dirençli takım çeliklerinde çalışma koşullarının gerektirdiği sertlik değerine, darbe ve şok direncini düşürmeden ulaşmak mümkündür. Yüksek sıcaklıklarda ve aşınmaya maruz uygulamalarda kullanılmaya elverişli olmayan bu çeliklerin talaşlı işlenebilirliği de iyi değildir. Tokluğu yüksek olan “S” sınıfı takım çelikleri, zımba ve kesici bıçak gibi darbeli yüklemelere maruz kalan kalıp ve takımların yapımında kullanılır.

Sıcak iş takım çelikleri, çoğunlukla sıcak dövme, sıcak ekstrüzyon, enjeksiyon kalıplama ve sıcak form verme gibi 200 °C’nin üzerindeki sıcaklıklara çıkılan uygulamalarda kullanılmaktadır. Sıcak iş takım çelikleri, 0,30-0,60 (%- ağırlık) oranında karbon ve 2,00-12,00 (%- ağırlık) oranında krom içerir. “H” simgesi ile gösterilen sıcak iş takım çeliklerinin en belirgin özelliği bileşiminde bulunan krom, molibden ve tungsten gibi alaşım elementleri nedeniyle sertliğini yüksek sıcaklıklarda muhafaza edebilmeleridir. Sıcak iş takım çeliklerinin sahip oldukları yüksek sıcaklıkta sertliğini koruyabilme, sıcak aşınma direnci, yüksek sıcaklık çekme mukavemeti, ısı iletkenlik gibi özellikler artan krom, molibden, tungsten içeriği ile doğru orantılı olarak artış gösterir. Ayrıca bu çeliklerin sertleşme kabiliyeti yüksektir ve havada soğutma ile sertleşebilirler. Sıcak iş takım çelikleri bileşimindeki ana alaşım elementine göre kromlu (H10-H19), tungstenli (H20-H39) ve molibdenli (H40-H59) sıcak iş takım çelikleri olmak üzere üç grup altında toplanmıştır.

Yüksek hız takım çelikleri, yüksek alaşımlı çelikler olup ana alaşım elementi olarak tungsten veya molibden içerirler. Bileşiminde tungsten ve molibdenin yanı sıra krom, vanadyum ve kobalt da bulunabilir. Karbon içeriği genellikle 0,75-1,20 (%- ağırlık) olup, bazen 1,50 (%- ağırlık) düzeyine kadar da çıkabilmektedir. Yüksek hız takım çelikleri yaygın olarak diğer takımların işleme ve talaşlı imalatında kullanılırlar. Bu çelikler, 400-600 °C aralığında çalışmaya elverişlidirler. Yüksek hız takım çeliklerinin yüksek sıcaklıklarda yumuşama direnci çok yüksektir ve bu yüksek sıcaklıklardaki yumuşamaya karşı gösterdiği direnç yeteneği “kızıl sertlik” olarak adlandırılır. Kızıl sertlik, yüksek hız takım çeliklerinin seçimindeki önemli bir özelliktir ve kızıl sertliği

arttırmak için de bileşiminde kobalt bulunduran yüksek hız takım çelikleri seçilmelidir. Yüksek hız takım çeliklerinin aşınma ve şok dirençleri de yüksektir. Abrasif aşınma direncinin önemli olduğu uygulamalarda ise bileşiminde vanadyum bulunduran yüksek hız takım çelikleri tercih edilmelidir.

Plastik takım çelikleri, “P” simgesi ile gösterilerek plastik kalıp yapımında kullanılır. Bu sınıfta düşük veya orta karbonlu, krom ve nikel alaşımlı, çok az oranda vanadyum ve molibden ilaveli bileşime sahip çelikler bulunmaktadır. Bileşimlerindeki alaşım elementlerinin toplamı 1,50-5,00 (%- ağı.) düzeyindedir. Plastik takım çelikleri korozyona karşı gösterdikleri direnç ve parlatılabilme özellikleri ile öne çıkmaktadırlar.

Soğuk iş takım çeliklerinde ise karbon miktarı 0,30 ile 2,50 (%- ağı.) arasında değişir ve yüksek alaşımlı soğuk iş takım çeliklerinde bu değer 3’e (%- ağı.) kadar ulaşır. Kompozisyonlarında diğer alaşım elementi olarak nikel ve manganın yanı sıra karbür yapıcı krom, vanadyum, molibden ve tungsten bulunur. Yüksek sıcaklıklarda kullanılmadıkları için bileşiminde, yüksek sıcaklık mukavemetini kararlı kılan kobalt elementi bulunmaz. Düşük alaşımlı soğuk iş takım çeliklerinde alaşım elementi miktarı % 5 seviyelerinde iken yüksek alaşımlılarında % 10-30 arasında değişmektedir. Sertleşme derinliği özellikle krom, molibden ve nikel gibi elementlerle arttırılabilir. Alaşımlama türü ve miktarına göre havada, yağda veya gerektiğinde sıcak banyoda su verme ile sertleştirilirler (Çimenoglu, 2003; Arslan, 2010).

2.2. Soğuk İş Takım Çeliklerinin Sınıflandırılması

Takım çeliklerinin önemli bir sınıfını oluşturan ve diğer takım çeliklerine göre daha geniş kullanım alanına sahip olan soğuk iş takım çelikleri genel olarak 200 °C’nin altındaki sıcaklıklarda bulunan iş parçalarının, talaşlı ve talaşsız şekil verme işlemlerinde (kesme, form verme, sıvama, eğme, bükme vb.) kullanılan takım çelikleridir. Bu takım çelikleri, kompozisyonlarına bağlı olarak yüksek sertlik, aşınma dayanımı, yeterli aşınma dayanımı, tokluk, sertleşebilirlik sergiler. Aynı zamanda ısıtılma süreçlerinde yüksek boyutsal kararlılık gösterebilmektedir (Bayer ve diğ., 1993; Arslan, 2010). Soğuk iş takım çelikleri, AISI ve SAE standartlarına göre sertleştirme sıcaklığı, soğutma koşulları ve bileşimleri göz önünde

bulundurularak üç gruba ayrılır (Bayer ve diğ., 1993). Bu gruplar sırası ile Bölüm 2.2.1, 2.2.2 ve 2.2.3’de ele alınmıştır.

2.2.1. Yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri

Yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri, “O” simgesi ile gösterilen yüksek karbonlu (0,9-1,5, %- ağı.) çelikler olup bileşimlerinde mangan yanında bir miktar krom ile tungsten içerir. Yüksek aşınma direncine sahip olmasından dolayı ağaç işlerinde ve özel amaçlı takımlarda tercih edilmektedir. Bu çeliklerin sertleştirilmesinde yağ ortamı seçilir ve böylece takımda çatlama veya distorsiyon azaltılabilir. Ancak ısıtma işlem süreçlerinde dekarburizasyon ve karburizasyona karşı korunmalıdırlar. Yüksek karbon içeriğinde sertleştirilmiş ve yapısında varolan alaşım karbürleri neden ile bu çelikler yüksek sertlik ve aşınma direncine sahiptir. Ancak yüksek hızlarda kesmeye koşullarında matris içerisinde gömülü olan bu alaşım karbürleri yetersiz kalmaktadır (Bayer ve diğ., 1993). Tablo 2.2’de yağda sertleşen soğuk iş takım çeliklerinin çeşitleri ve kimyasal bileşim sınırları verilmiştir. Alaşım elementi olarak yüksek miktarda silisyum içeren O6 soğuk iş takım çeliği, yapısındaki karbonun bir kısmını kullanarak grafit formunu oluşturur. Bu sebeple çelik, talaşlı işlemeye elverişli hale gelirken aynı zamanda çalışma koşullarında grafit yağlayıcı etkisini göstererek takım ömrünün artmasına sebep olur (Roberts ve diğ., 1998).

Tablo 2.2. Yağda sertleşen soğuk iş takım çeliklerinin kimyasal bileşimi (Roberts ve diğ., 1998)

AISI	Kimyasal bileşimi (%- ağı.)							
	C	Cr	Mo	W	V	Ni	Mn	Si
O1	0,85-1,00	0,40-0,60	---	0,40-0,60	0,30 max.	0,30 max.	1,00-1,40	0,50 max.
O2	0,85-0,95	0,50 max.	0,30 max.	---	0,30 max.	0,30 max.	1,40-1,80	0,50 max.
O6	1,25-1,55	0,30 max.	0,20-0,30	---	---	0,30 max.	0,30-1,10	0,55-1,50
O7	1,10-1,30	0,30 max.	0,30 max.	1,00-2,00	0,40 max.	0,30 max.	1,00 max.	0,50 max.

2.2.2. Havada sertleşen soğuk iş takım çelikleri

“A” simgesi ile gösterilen havada sertleşen soğuk iş takım çeliği sınıfında bulunan çelikler, yaklaşık olarak ağırlıkça % 1 karbon, % 2 mangan, % 1 molibden ve % 0,5-5,0 krom içermektedir. Bileşiminde mangan ve molibden gibi alaşım elementlerinin bulunması çeliğin sertleşebilirliğini artırır (Bayer ve diğ., 1993; Roberts ve diğ.,

1998). Bu nedenle “A” sınıfı soğuk iş takım çeliklerinin hepsi yüksek sertleşme kabiliyetine sahip olup havada suverme ile sertleşebilirler ve ısıl işlemde boyutsal kararlılık gösterirler. Yağda sertleşen soğuk iş takım çeliklerine kıyasla aşınma dirençleri yüksek olan “A” sınıfı soğuk iş takım çeliklerinin, yüksek sıcaklık ve dekarbürizasyon dirençleri iyi değildir (Çimenoglu, 2003). Tablo 2.3’de havada sertleşen soğuk iş takım çeliklerinin çeşitleri ve kimyasal bileşim sınırları verilmiştir. Havada sertleşen soğuk iş takım çelikleri arasında en çok kullanılanı A2 ve A7 kalite çelikleridir. A2 kalite takım çeliğinden imal edilen kalıplara yüzey sertliğini ve aşınma direncini arttırmak amacıyla geleneksel ısıl işlemde sonra nitrasyon işlemi uygulanabilir. A8 ve A9 kalitelerinin karbon içerikleri düşük olduğundan diğer “A” sınıfı çeliklerine göre daha yüksek darbe direncine ve daha düşük aşınma direncine sahiptirler. Bileşiminde yüksek oranda karbon ve vanadyum içeren A7 kalite çeliği, aşınma direnci yüksek olmasına rağmen tokluğun birinci derecede önemli olduğu çalışma koşulları için tercih edilmemelidir. A10 kalite çeliği ise O2 kalite çeliği gibi yapısında grafit bulundurur, fakat O2 kalite çeliğine kıyasla daha yüksek sertleşebilirliğe sahiptir (Bayer ve diğ., 1993; Roberts ve diğ., 1998).

Tablo 2.3. Havada sertleşen soğuk iş takım çeliklerinin kimyasal bileşimi (Roberts ve diğ., 1998)

AISI	Kimyasal bileşimi (%- ağı.)							
	C	Cr	Mo	W	V	Ni	Mn	Si
A2	0,95-1,05	4,75-5,50	0,90-1,40	---	0,15-0,50	0,30 max.	1,00 max.	0,50 max.
A3	1,20-1,30	4,75-5,50	0,90-1,40	---	0,80-1,40	0,30 max.	0,40-0,60	0,50 max.
A4	0,95-1,05	0,90-2,20	0,90-1,40	---	---	0,30 max.	1,80-2,20	0,50 max.
A6	0,65-0,75	0,90-1,20	0,90-1,40	---	---	0,30 max.	1,80-2,50	0,50 max.
A7	2,00-2,85	5,00-5,75	0,90-1,40	0,50-1,50	3,90-5,15	0,30 max.	0,80 max.	0,50 max.
A8	0,50-0,60	4,75-5,50	1,15-1,65	1,00-1,50	---	0,30 max.	0,50 max.	0,75-1,10
A9	0,45-0,55	4,75-5,50	1,30-1,80	---	0,80-1,40	1,25-1,75	0,50 max.	0,95-1,15
A10	1,25-1,50	---	1,25-1,75	---	---	1,55-2,05	1,60-2,10	1,00-1,50

2.2.3. Yüksek karbonlu ve yüksek kromlu soğuk iş takım çelikleri

“D” simgesi ile gösterilen yüksek karbonlu ve yüksek kromlu soğuk iş takım çeliğinin bileşiminde yüksek oranda karbon (1,4-2,5, %- ağı.) ve krom (11-13, %- ağı.) bulunur. Ayrıca molibden, vanadyum, tungsten ve kobalt gibi alaşım elementleri de içerebilirler. Bu sınıfa giren çeliklerden, molibden içerenler havada soğutma ile sertleşebilirken, molibden içermeyenler yağda suverilerek sertleştirilirler. Tablo 2.4’de yüksek karbonlu yüksek kromlu soğuk iş takım çeliklerinin çeşitleri ve kimyasal bileşim sınırları verilmiştir (Roberts ve diğ., 1998). D7 soğuk iş takım çeliği, bu grup içerisindeki çelikler arasında abrazyon aşınma direnci en yüksek, fakat işlenmesi en güç yani tokluğu en düşük olanıdır. D5 takım çeliği ise bileşiminde kobalt içerdiğinden dolayı yüksek sıcaklıklarda (400 °C’ye kadar) şekillendirme ve kesme işlemlerinde kullanılmaktadır. Yüksek karbonlu yüksek kromlu soğuk iş takım çelikleri sınıfındaki çelikler arasında en geniş kullanım alanı D2 takım çeliğidir (Çimenoglu, 2003).

Tablo 2.4. Yüksek karbonlu ve yüksek kromlu soğuk iş takım çeliklerinin kimyasal bileşimi (Roberts ve diğ., 1998)

AISI	Kimyasal bileşimi (%- ağı.)								
	C	Cr	Mo	W	V	Co	Ni	Mn	Si
D2	1,40-1,60	11,00-13,00	0,70-1,20	---	1,00 max.	---	0,30 max.	0,60 max.	0,60 max.
D3	2,00-2,35	11,00-13,50	---	1,00 max.	1,00 max.	---	0,30 max.	0,60 max.	0,60 max.
D4	2,05-2,40	11,00-13,00	0,70-1,20	---	1,00 max.	---	0,30 max.	0,60 max.	0,60 max.
D5	1,40-1,60	11,00-13,00	0,70-1,20	---	1,00 max.	2,50-3,50	0,30 max.	0,60 max.	0,60 max.
D7	2,15-2,50	11,50-13,50	0,70-1,20	---	3,80-4,40	---	0,30 max.	0,60 max.	0,60 max.

2.3. Soğuk İş Takım Çeliklerinin Fiziksel Metalurjisi

2.3.1. Alaşım elementlerinin etkisi

Soğuk iş takım çeliklerinin kompozisyonunda karbon, mangan, fosfor, silisyum, kükürt, nikel, krom, tungsten, molibden, vanadyum ve kobalt başlıca bulunan elementlerdir. Alüminyum, titanyum, zirkonyum gibi eser miktarda bulunan elementler oksijen alma işlemi yada tane inceltme amacıyla katılmaktadır. Az miktarda bulunan azot ise havadan kompozisyona dahil olabilir ve miktar olarak 0,030 (%- ağı.) seviyesini geçmesi istenmez. Bakır ise çoğunlukla hurdadan

kompozisyona girer ve kompozisyonda 0,20 (%- ağı.) değerini geçmemelidir. Alaşım kompozisyonunda fosfor ve kükürt miktarının maksimum 0,030 (%- ağı.) olarak izin verilse de özellikle kükürt ne kadar düşük olursa çeliğin niteliği o kadar yüksek olmaktadır.

Soğuk iş takım çeliklerinde temel alaşım elementi olan karbon ağırlıkça % 0,45 ile % 2,15 aralığında uygulama alanına göre seçilebilir. Kompozisyondaki karbon oranı artışı ile orantılı olarak çeliğin aşınma direnci ve sertliği değişmektedir. Karbon düşük düzeylerde ise çelik tavlansak oldukça yumuşak hale getirilebilir ve bu durumda soğuk çekme gibi bir işlem ile kalıba form verilebilir. Böylece kolaylıkla şekil verilmiş olan çeliğin yüzeyi aşınma direncini artırmak amacıyla sertleştirilmektedir. Ağırlıkça % 0,6 karbon içeren çeliklerde suverme işlemi sonucunda 65 HRC gibi oldukça yüksek bir sertlik değeri elde edilir. Bu sertlik gerek martenzitik yapının gerekse de matriksde bulunan alaşım karbürlerinin bir yansımasıdır. Birçok takım çeliği aşınma direncinin yüksek istendiği uygulama alanlarında kullanıldığından, ısıt işlemler ile yüksek sertlik (58- 65 HRC) değerlerinde üretilir. Fakat yüksek sertlik, çeliğin tokluğunu düşüreceğinden tokluğun önem arz ettiği yerlerde sertlik (30- 40 HRC) düşük tutularak yüksek tokluk sağlanır.

Krom, bu tür çelik bileşimlerinde 2-12 (%- ağı.) arasında bulunabilir. Bu alaşım elementi, çeliğin sertleşebilirliğini arttırabilmekte ve yapıda oluşturabildiği M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ tipi karbürler ile sertliğin daha da artmasına katkı sağlamaktadır. Böylece çeliğin aşınma direnci önemli ölçüde geliştirilir. Özellikle soğuk iş takım çeliklerinden “D” türü çeliklerde hem karbon ve krom yüzdesi yüksek değerlerde bulunduğundan bu çeliklerin aşınma direnci yüksektir.

Kompozisyonda bulunabilen vanadyum da bir karbür oluşturunca element olup çeliğin genel mukavemetine katkı vermektedir. Oluşması halinde vanadyumca zengin bir M_4C_3 türü karbür oldukça sert bir mikroyapı bileşenidir. Kompozisyona ağırlıkça % 0,2 vanadyum ilavesi ile çelik matriksinde önemli bir tane inceltmesi sağlanabilir. Bu element, soğuk iş takım çeliklerinin aksine özellikle yüksek hız çeliklerinde yüksek sıcaklıklarda kızıl sertliği arttırmak için kullanılır. Takım çeliklerinin bileşim sınırlarında bu elementin varlığı çoğunlukla ağırlıkça % 5 gibi bir değeri geçmez.

Takım çeliği kompozisyonunda krom ve molibden ile birlikte vanadyumun olması çeliğin aşınma direncini önemli ölçüde arttırmaktadır.

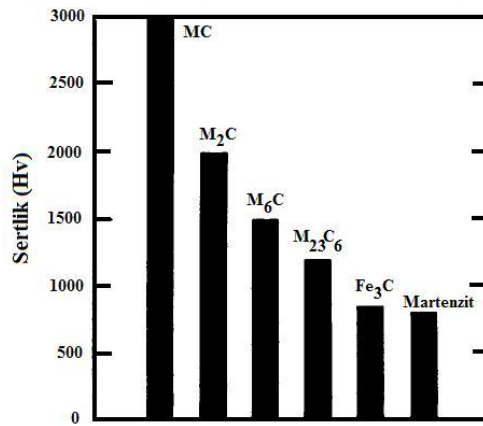
Tungsten, takım çeliklerinin çelik bileşiminde 0,5-20 (%- ağırlık) arasında bulunur. Her ne kadar soğuk iş takım çelik kompozisyonlarında az miktarda bulunsada matriks içerisinde M_2C ve M_6C gibi alaşım karbürlerin oluşumuna olanak verir. Bu tür karbürler nispeten yüksek hız takım çeliklerinde gözlenen sert yapılardır. Molibden, 1950 yılından beri tungsten yerine kullanılmaktadır. Tungstenden daha etkin olduğu için takım çeliği kompozisyonlarına çoğunlukla ağırlıkça % 0,15-10 seviyesinde katılır. Molibden katkısı çelik matriksinde M_2C karbürünün oluşumunu mümkün kılar ve böylece aşınma direncinin yanı sıra çeliğin kızıl sertliği de artırılabilir (Tekin, 2012).

Görüleceği üzere soğuk iş takım çeliklerinin kompozisyonlarında da yer alan krom, molibden, vanadyum, tungsten elementleri karbon afinitesine bağlı olarak farklı alaşım karbürlerini oluşturmaktadır. Tablo 2.5, karbür yapılarını ve özelliklerini genel bir değerlendirme ile yansıtmaktadır (Roberts ve diğ., 1998). Tablo içerisinde yer alan “M” ile karbür kafes yapısındaki metal ifade edilmiştir. Genel formülde metal ile karbonunun içerdiği sayılar ise, metal ve karbon atomlarının sayısal oranını göstermektedir. Soğuk iş takım çeliklerinde krom ile karbon oranı 3:1 olduğunda kromca zengin karbürler olan M_7C_3 veya $M_{23}C_6$ oluşur. Vanadyum, molibden, silisyum ve mangan gibi farklı alaşım elementlerini içeren soğuk iş takım çeliklerinde matriks yoğun miktarda M_7C_3 karbürleri içerir. Molibden ve tungstenin varlığı soğuk iş takım çeliklerinde $M_{23}C_6$ karbürlerinin kararlılığını arttırmaktadır. Bu nedenle molibden içeren D2 takım çeliğinde tavlanmış konumda matrikste sadece $M_{23}C_6$ karbürleri bulunur. Matriks içerisinde alaşım kompozisyonuna bağlı olarak oluşabilen farklı tür ve stokiometrideki bu karbürler farklı sertlik değerinde olabilir. Örneğin, M_7C_3 karbürünün mikrosertliği 1620 HV iken sementit karbürün sertlik değeri 1020 HV seviyesindedir (Arain, 1999). Farklı tür ve sertlikteki karbürler çeliğin aşınma direncini doğrudan etkilemektedir. Şekil 2.1’de alaşımlı soğuk iş takım çeliklerinde sertleştirme sonrası oluşan karbürlerin sertlikleri kıyaslanmıştır. MC karbür yapısı en sert karbür tipi olup en düşük sertliğe sahip sementit gelmektedir. Yapıda bulunan alaşım elementlerinin çökelti sertleşmesi sonrası oluşturdıkları karbürler neticesinde yapının mekanik özellikleri artar (Krauss, 2005).

Yapılan birçok çalışmada, D2 ve benzeri takım çeliklerinde ısıtıl işlem sonrası yapıda krom karbürlerin bulunduğu ve sertlik kazanımının nispeten bu karbürlerden kaynaklandığı rapor edilmiştir (Fukaura ve diğ., 2004; Mhamdi ve diğ., 2013; Nykiel ve Hryniewicz, 2014). Homojen ve ince karbür yapısının aşınma direnci ve çekme dayanımı gibi mekanik özellikleri arttırdığı da takım çeliği araştırmalarında iyi bilinen bir yaklaşımdır (Fukaura ve diğ., 2004; Das ve diğ., 2010).

Tablo 2.5. Alaşım karbürlerin özellikleri ve kafes yapıları (Roberts ve diğ., 1998)

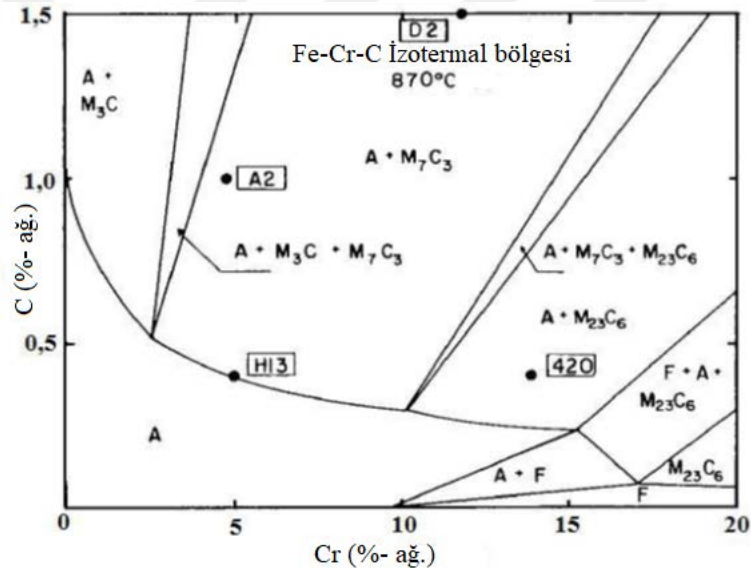
Karbür	Özellikleri	Kafes Yapısı
M_7C_3	En çok krom içeren çeliklerde bulunur. Çözünme sıcaklığı oldukça yüksektir. Yüksek sertliği ile çeliğin aşınma direncini artırır.	hekzagonal
$M_{23}C_6$	Yüksek krom içeren çelikler ile hız çeliklerinde görülmektedir.	ymk
MC	Vanadyumca zengin karbürlerdir. Çok yüksek sıcaklıklar da çözünmektedirler. Az miktarda çözünen VC karbürü, temperleme işlemi sırasında yeniden çekirdeklenir.	ymk
M_6C	Tungstence ve molibdence zengin karbürdür. Yüksek hız çeliklerinde, M_6C karbürü farklı miktarlarda krom, vanadyum ve kobalt içerebilir. Yüksek aşınma dayanımına sahiptir.	ymk
M_2C	Tungstence ve molibdence zengin karbürdür. En genel yapısı W_2C 'dir.	hekzagonal



Şekil 2.1. Alaşım karbürlerinin karşılaştırılmalı sertlikleri (Krauss, 2005)

Krom: karbon oranının değişimine bağlı olarak farklı türdeki takım çeliklerinin sahip olabileceği karbür yapıları Şekil 2.2'de örneklenmiştir. Kompozisyonunda ağırlıkça % 0,35 karbon ve % 5 krom içeren H13 sıcak iş takım çeliğinde östenit sınırlarında bir miktar da olsa M_7C_3 var olabilmektedir. Sınırlar boyunca varolan bu tür bir karbür yapısı önemli ölçüde tokluğu azaltır. Kimyasal kompozisyonunda

ağırlıkça % 1 karbon ve % 5 krom içeren A2 soğuk iş takım çeliği sahip olduğu M_7C_3 karbürleri ile yüksek aşınma direnci sergileyebilmektedir. Şekil 2.2'den de görüleceği üzere A2 grubu çeliklerde artan krom:karbon oranının değişimi nispeten daha geniş alanlarda kromca zengin karbürlerin olabileceğini göstermektedir. Daha yüksek aşınma dirençlerine ise yüksek karbonlu ve kromlu (ağırlıkça % 1,5 C + 12 Cr) D2 çeliklerinde ulaşılabilir. Bu takım çeliğinde, M_7C_3 karbürleri sertleştirilmiş matriks içerisinde yoğun olarak bulunur. Artan krom ile birlikte $M_{23}C_6$ türü karbüründe oluşabileceği ön görülmelidir (Roberts ve diğ., 1998). Tüm bunların dışında, bir diğer karbür oluşturmucu element olan vanadyumun takım çeliği kompozisyonunda olması V_4C_3 türü bir karbürün oluşumuna ve dolayısı ile daha da arttırılmış aşınma direncine neden olmaktadır (Bhadeshia ve Honeycombe, 2006).

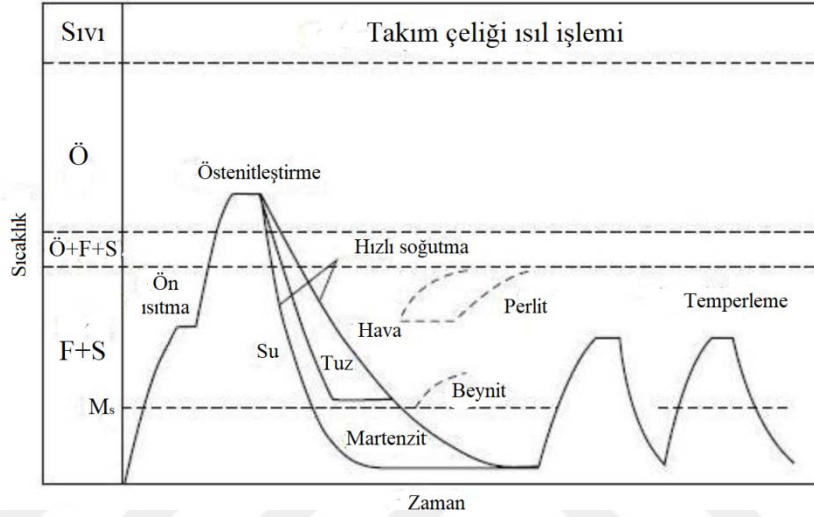


Şekil 2.2. Karbon ve krom oranına bağlı olarak takım çeliği yapısında oluşan karbür türleri (Roberts ve diğ., 1998)

2.3.2. Isıl işlem süreçleri

Takım çeliklerine uygulanan genel sertleştirme işlem basamakları Şekil 2.3'de verilmiştir. Sertleştirmenin ilk basamağında, östenit fazını oluşturmak amacı ile östenitleştirme sıcaklığına ısıtma yapılır. İkinci basamakta, östenitleştirme sıcaklığında belirli bir süre bekletilen takım çeliği su verilerek östenit fazından martenzit fazına dönüşüm sağlanır. Son olarak temperleme işlemi ile sert ve bir o kadar kırılğan olan martenzitik matriks toklaştırılır. Temperleme kademesinde, hem

kalıntı östenitin giderimi hem de mikron altı boyutta yeniden alaşım karbürlerinin oluşumu sağlanarak temper martenzitik bir matriks tasarımı sağlanır. Tüm bu kademelerin optimize edilmiş sıcaklık ve sürede tamamlanması yüksek kesme ve mekanik özelliğinde bir takımın üretimini mümkün kılar. Mekanik özelliklerin geliştirilmesinde yapının ince martenzitik bir matrikste olması ve yapı içerisinde sert karbürlerin homojen dağılımlı olması istenir (Roberts ve diğ., 1998, Totten, 2007).

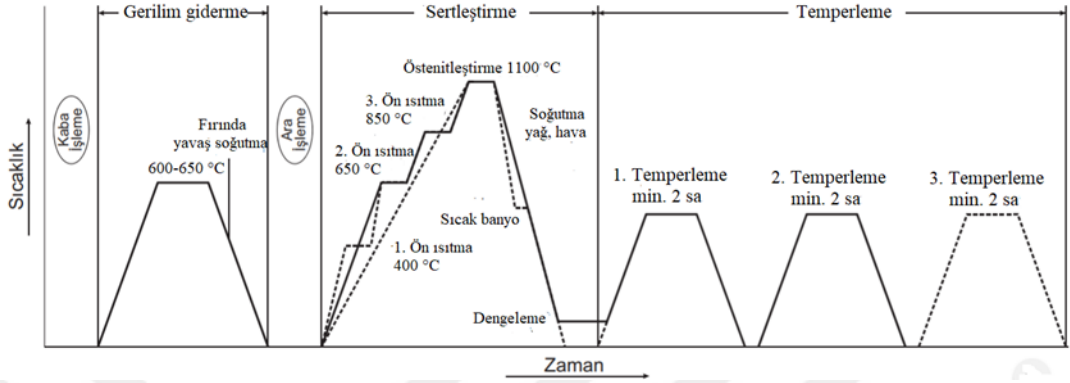


Şekil 2.3. Takım çeliğinin ısıtım basamakları (Totten, 2007)

2.3.2.1. Östenitleştirme

Östenitleştirme işlemi, takım çeliğinin sertleştirilmesi için kritik bir önem taşımaktadır. Ticari birçok çelikte, parçanın ebatına ve geometrik durumuna göre iki veya üç ayrı ön ısıtma sonrası östenitleştirme aşamasına geçilir (Şekil 2.4). Farklı sıcaklıkların (400, 650 ve 850 °C) seçimi ile yapılabilen ön ısıtmaların amacı, homojen bir genişlemenin sağlanmasının yanı sıra çoğunlukla 1050-1100 °C sıcaklıklarda yapılan östenitleştirme işlemi öncesi daha fazla karbür çözünmesini başlatmaktır (Koçak, 2016). Östenitleştirme işlemi, atmosfere açık fırınlarda veya atmosfer kontrollü fırınlarda gerçekleştirilir. Nispeten arttırılmış sıcaklıklarda östenitleştirmenin yapılması, alaşım elementlerinin östenitik matriks içerisinde çözündürülmesinin daha kısa sürelerde gerçekleşmesine neden olur. Östenitleştirme işleminde sadece alaşım elementlerinin çözündürülmesi gözlenmez. Bu aşamada, takım çeliğinin içerdiği bazı elementler karbon ile birlikte çökelme reaksiyona girerek karbür oluşturur. Östenitleştirme koşullarına bağlı olarak alaşım

elementlerinin çözünme ve çökelme karakteristiği ısı işlem sürecinde değişken ana faz-çökelme karbür oranlarını getirir. Çökelme ile birlikte çeliğin hem tane boyutu kontrol altına alınabilir hem de aşınma direnci arttırılabilir (Arain, 1999).



Şekil 2.4. Ticari CPOH soğuk iş takım çeliği için önerilen ısı işlem basamakları (Koçak, 2006)

Östenitleştirme sıcaklığı yüksek olduğu takdirde, karbürler yüksek oranda çözünebilecektir. Soğutma esnasında tane sınırlarında sementit ve benzeri karbürlerin çökmesi olabilir. Bunun neticesinde takım çeliğinin tane sınırı kırılmasına karşı direnci azalır. Birçok çalışmada, temperlenmiş takım çeliklerinde tane sınırlarındaki karbürlerin tokluğu düşürdüğü rapor edilmiştir (Okuno, 1987; Wang ve diğ., 2012). Soğutma koşullarına bağlı olarak takım çeliği yapısında perlit, martenzit ve beynit fazları yer alabilir. Birbirine göre sertlik farklılığı içeren bu tür bir heterojen matriks çalışma koşullarında erken hasara uğrayabilir. Atmosfer kontrolünün olmadığı ısı işlem süreçlerinde soğuk iş takım çeliklerinde dekarbürizasyon gerçekleşebilir. Dekarbürizasyon metal yüzeyinin yumuşak olmasına ve malzeme içerisinde kalıntı gerilmelerin artmasına neden olabilir. Tüm bu süreçler takım çeliğinde çatlak oluşumuna katkı verir (Arain, 1999).

2.3.2.2. Su verme

Östenitleştirme işlemini takiben gerçekleştirilen su verme işlemi, çeliklerde martenzitik yapının oluşmasını sağlar. Martenzit yapısı, sabit bir sıcaklık yerine M_s (martenzit başlangıç sıcaklığı) ve M_f (martenzit bitiş sıcaklığı) olarak tanımlanan bir sıcaklık aralığında oluşur. Bu sıcaklıkların kompozisyon bağımlılığı vardır ve artan alaşım elementi miktarı bu sıcaklıkların azalmasına neden olur. Önemli bir sıcaklık olan M_s sıcaklığı üzerine sadece alaşım kompozisyonunun bir etkisi olmayıp östenit

tane boyutunun da bir etkisi vardır. Azalan bir östenit tane boyutunda M_s sıcaklığı azalır. Bir diğer önemli sıcaklık ise M_f sıcaklığı olup bu sıcaklığın oda sıcaklığının altında olması yapıda kalıntı östenitin var olabileceğini göstermiştir. Kalıntı östenit, sert ve plastik deformasyon kabiliyeti oldukça düşük olan bir martenzitik matriksde çoğunlukla istenmez. Bu tür bir yapının giderimi bir sonraki bölümde üzerinde durulacağı üzere temperleme ile sağlanır. Martenzitik dönüşümler, difüzyonsuz dönüşümlerdir ve dönüşüm kristalografik olarak açıklanabilir. Bu açıdan bakıldığında, martenzit oluşumu klasik faz dönüşümleri ile açıklanamaz. Bilindiği üzere, soğutma koşullarında faz dönüşümünde çekirdeklenme ve büyüme evresi olmak üzere iki süreç tanımlanır. Fazın çekirdeklenmesi homojen ve heterojen çekirdeklenme ile açıklanabilir. Çoğunlukla heterojen çekirdeklenmenin tercih edildiği metalurjik dönüşümlerde kritik boyuta ulaşmış bir kümelenme (clustering) yapısının oluşmasının soğutmada kritik serbest enerjiye ulaşması halinde ana çekirdek gibi rol üsteleneceği kabul edilir. Çekirdeklenme ve büyüme evresi sürekli atom katılımı ile devam eder ve nihai olarak bir faz başka bir faza dönüşür. Ancak martenzitik dönüşümlerde, dönüşüm esasta ortaklaşa atom hareketini içerir ve bu dönüşüm tipik bir kayma reaksiyonu olarak bilinir. Martenzitik dönüşümler, hızlı soğuma koşullarında kısa bir sürede gerçekleştiğinden çekirdeklenme evresi nispeten daha baskın bir evredir ve tamamen martenzitik dönüşümün eldesinde bu evrenin büyüme evresini bastırdığı kabul edilir. Östenitten hızlı soğutma sonrası karbonca aşırı doymuş ve yüksek seviyede iç gerilmeleri içeren martenzit yapısı morfolojik olarak da lata veya plaka tipi martenzit olarak adlandırılır. Düşük karbonlu çeliklerde yoğun dislokasyon içeren bir alt yapıda lata türü martenzitler gözlenirken, artan karbon ile birlikte ikizlenmiş bir alt yapıya sahip plaka türü martenzitler tespit edilmiştir (Krauss, 2005; Totten, 2007; Lee ve Park, 2013).

Soğuk iş takım çeliklerine uygulanan suverme işleminde dikkat edilmesi gereken iki husus vardır. Birincisi soğutma hızının daima kritik soğuma hızının üzerinde olması ve böylece difüzyona bağlı olarak gerçekleşebilen perlitik ve beynitik dönüşümlerin bastırılarak östenitten martenzite dönüşümün sağlanmasıdır. İkinci olarak, östenitleştirme işlemi sırasında çözünen karbürlerin, soğutma esnasında çeliğin yüksek enerjili bölgelerinde (tane sınırı, dislokasyonlu bölgeler, kayma bantları vb) ikincil karbürler olarak çökelmelerinin engellenmesidir. Daha öncesinde de

belirtildiği üzere tane sınırlarında çökelen yapılar, mekanik özellikler açısından problem oluşturmakta olup özellikle tokluğu azaltmaktadır. Bunun dışında, tane sınırlarında alaşım karbürlerinin oluşumu sınırlara yakın bölgelerde elementel konsantrasyonların azalmasına ve östenitik fazın kararsızlaşmasına neden olmaktadır. Bu durumda yapı tercihen martenzit yerine beynit oluşturma eğilimindedir. Bu ise çeliğin sertliğini ve aşınma direncini olumsuz yönde etkilemektedir (Hatman, 2009).

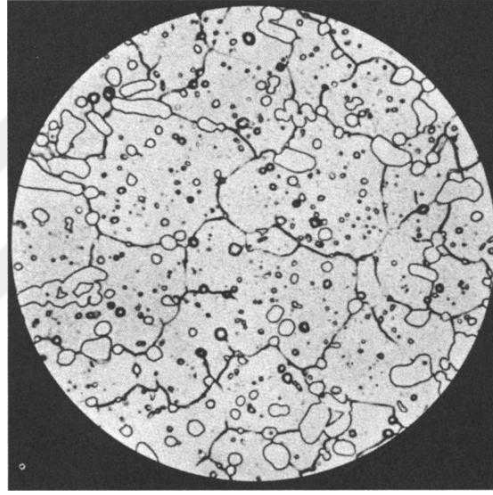
2.3.2.3. Temperleme

Çeliklerde suverme sonrası oluşturulan martenzit kararlı bir faz olmayıp yüksek sertliktedir. Yüksek sertliğe sahip olan bu yapı aynı zamanda oldukça kırılgandır. Suverilmiş çeliklerin belirli bir sıcaklıkta yeniden tavllanması halinde hem iç gerilimleri hem de kalıntı östeniti giderilebilir. Takım çeliklerinin tokluğunun ayarlanmasında temperleme olarak bilinen ısıl işleminden yararlanılır (Roberts ve diğ., 1998; Totten, 2006). Daha öncesinde ticari bir takım çeliği için Şekil 2.4’de önerilen ısıl işlem diyagramı dikkate alınacak olunursa, takım çeliğine 200-550 °C arasında çoklu kez temperleme işlemi uygulanabilmektedir (Koçak, 2006). Yüksek sıcaklık temperleme işlemi takım çeliğinde kompozisyonuna bağlı olarak aynı zamanda mikron altı boyutta alaşım karbürlerinin oluşumuna da sağlar. İkincil sertleşme ile suverme yapısından daha sert bir matriks tasarlanabilir. Takım çeliklerine uygulanan temperleme işlemi çeşitlilik gösterebilir. Çoğunlukla temperleme işlemi ile takım çeliğinin sertliğinde önemli bir kayıp olmaksızın toklaştırma sağlanabilir. D2 takım çeliğine uygulanan 200 °C’de tek kademe temperleme ile sertlik 62 HRC olarak ayarlanabilir. Bu çelik için önerilen bir başka temperleme işlemi ise iki kademe temperi içermektedir. Birinci temperleme işlemi 515 °C’de 2 saatlik bir tavlama işlemini, ikinci temperleme işlemi ise 480 °C’de 2 saatlik bir tavlama işlemini gerektirir. Böylece sertliği 58 HRC olan ve nispeten tek kademe temper yapısına göre daha tok bir yapı elde edilir. Bu sayede sertlikte bir miktar azalma olsa da takımın aşınma direnci arttırılabilir (Bryson, 2005).

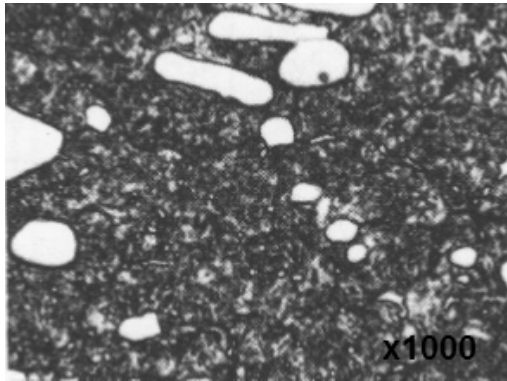
2.3.3. Mikroyapısal özellikleri

Soğuk iş takım çeliklerinin mikroyapısı, farklı ısıl işlem süreçleri ile çeşitli mekanik özelliklerin sağlanabilmesi için tasarlanabilir. Temper martenzitik bir matriks içerisinde gömülü birincil ve ikincil karbürler soğuk iş takım çeliğinin birçok

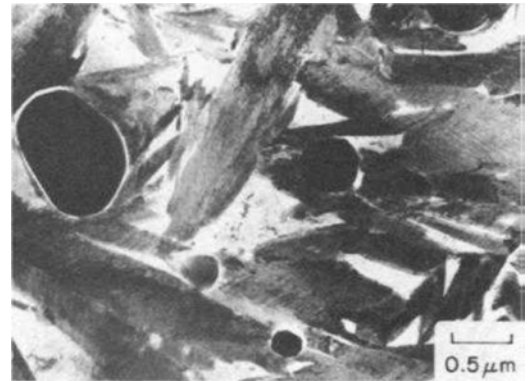
mekanik özelliğini doğrudan belirlemektedir. Şekil 2.5’de sertleştirilmiş D2 takım çeliğinin yapısında bulunan birincil ve ikincil karbürler örneklenmiştir. Bu karbürler, çeliğin aşınma direncini arttırmaktadır. Şekil 2.6’da, 955 °C’de östenitleştirilmiş, havada su verilerek sertleştirilmiş ve nihai olarak 315 °C’de temperlenmiş A7 soğuk iş takım çeliğine ait ışık mikroskobu ve TEM görüntüsü verilmiştir. Mikroyapıda gözlenen kaba birincil karbürler östenitleştirme işlemine rağmen çözünmemiş karbürlerdir (Şekil 2.6a). Daha küçük olarak gözlenen bileşenler ise temperleme boyunca küreselleşme eğilimi gösteren ikincil karbürlerdir. Yapı, Şekil 2.6b’de gösterildiği gibi tipik bir sertleştirme yapısı olan martenzitin yanı sıra bir miktar kalıntı östenit de içermektedir (Roberts ve diğ., 1998).



Şekil 2.5. D2 soğuk iş takım çeliğine ait ışık mikroskop görüntüsü (Roberts ve diğ., 1998)



(a)

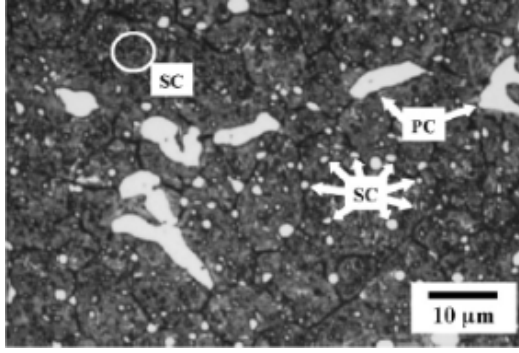


(b)

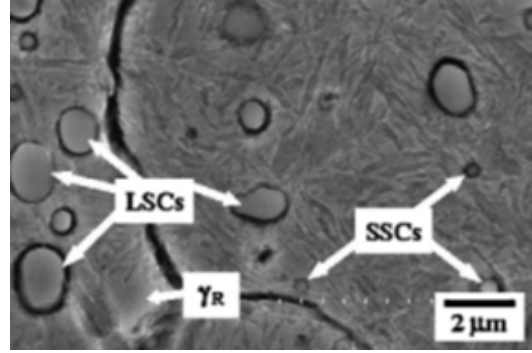
Şekil 2.6. A7 soğuk iş takım çeliğine ait mikroyapılar; (a) birincil ve ikincil karbürler, (b) temperlenmiş martenzit ve kalıntı östenit yapısı (Roberts ve diğ., 1998)

Literatürde yapılan birçok çalışmada, soğuk iş takım çeliklerinin mekanik özellikleri (tokluk, aşınma direnci vb.) üzerine üretim yöntemi, ısıtım işlem süreçleri ve mikroyapısal bileşenlerin etkisi irdelenmiştir. Kompozisyonlarda azaltılan krom:karbon oranının tokluk ve şekil değişiminde önemli bir ölçüde gelişime neden olduğu, çeliğe molibden ve vanadyum katkısı ile aşınma direncinin önemli ölçüde artırıldığı rapor edilmiştir (Broeckmann, 1999; Viale ve diğ., 2002; Randelius, 2008; Chiu ve diğ., 2012).

Konvansiyonel döküm ile üretilmiş birçok takım çeliğinde matriks içerisinde kromca zengin kaba alaşım karbürleri ($M_{23}C_6$ - M_7C_3) bulunabilir ve çoğu durumda bu karbürler aşınma direnci sağlayabilir. Bu tür mekanik özelliklerin geliştirilmesinde sadece birincil karbürlerin değil ikincil karbürlerin de etkisi vardır. Şekil 2.7’de 1020 °C de 30 dakika östenitleştirme sonrası 540 °C deki sıcak tuz banyosunda 15 dakika süreyle su verilerek sertleştirilip devamında soğuması için havaya bırakılan ve nihai olarak 200 °C de 2 saat + 2 saat olarak çift temperleme uygulanmış D2 soğuk iş takım çeliğinin yapısı verilmiştir. Boyutları 5 µm’den büyük olanlar karbürler birincil karbürler (PC), 5 µm’den küçük olanlar ikincil karbürler (SC) ve ikincil karbürlerinde 1 µm kadar olanları küçük ikincil karbürler (SSC), 5 ile 1 µm arasındakilerde büyük ikincil karbürler (LSC) olarak nitelendirilmiştir. Buna göre optik mikroskop yapısında kaba birincil karbürler ve daha küçük ikincil karbürler gözlenirken, yüksek büyötmeye sahip SEM görüntülerinde ise büyük ikincil karbürler ve küçük ikincil karbürleri görmek mümkün olmuştur. SEM mikroyapısında yapı içerisinde kalıntı östenit (γ_r) olduğu açıkça görölmektedir (Das ve diğ., 2010). Ancak konvansiyonel döküm ve dövme tekniğine kıyasla toz metalurjik takım çeliklerinde nispeten azaltılan karbür boyutları ve homojen bir temper martenzitik matriks ile takımın aşınma direnci iyileştirebilir. Temper martenzitik matriks içerisinde alaşım karbürlerinin farklı çeliklerde dağılımı Şekil 2.8’de örneklenmiştir. Konvansiyonel yöntemle üretilen bir soğuk iş takım çeliğinde ortalama karbür boyutu 20 µm civarında (Şekil 2.8a) iken toz metalurjik yöntemle üretilen bir çelikte ortalama karbür boyutu 5 µm civarında olabilmektedir (Şekil 2.8b). Matriksinde homojen ve ince dağılımlı karbürler takımın daha az abrasif aşınmasına neden olmaktadır (Randelius, 2008; Chiu ve diğ., 2012).

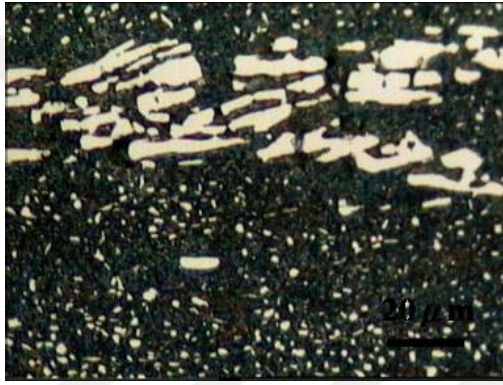


(a)

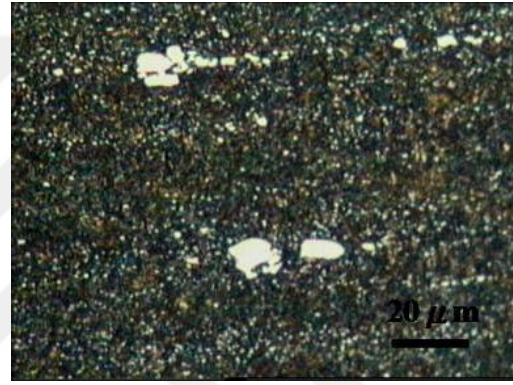


(b)

Şekil 2.7. Konvansiyonel yolla üretilen D2 soğuk iş takım çeliğinin a) optik mikroskop b) taramalı elektron mikroskobu görüntüsü (Das ve diğ., 2010)



(a)



(b)

Şekil 2.8. Farklı soğuk iş takım çelik matrislerinde karbür dağılımı; (a) D2 takım çeliği, (b) 1C-8Cr çeliği (Chiu ve diğ., 2012)

3. ÇELİK ESASLI MALZEMELERİN KOROZYON VE AŞINMA DAVRANIŞI

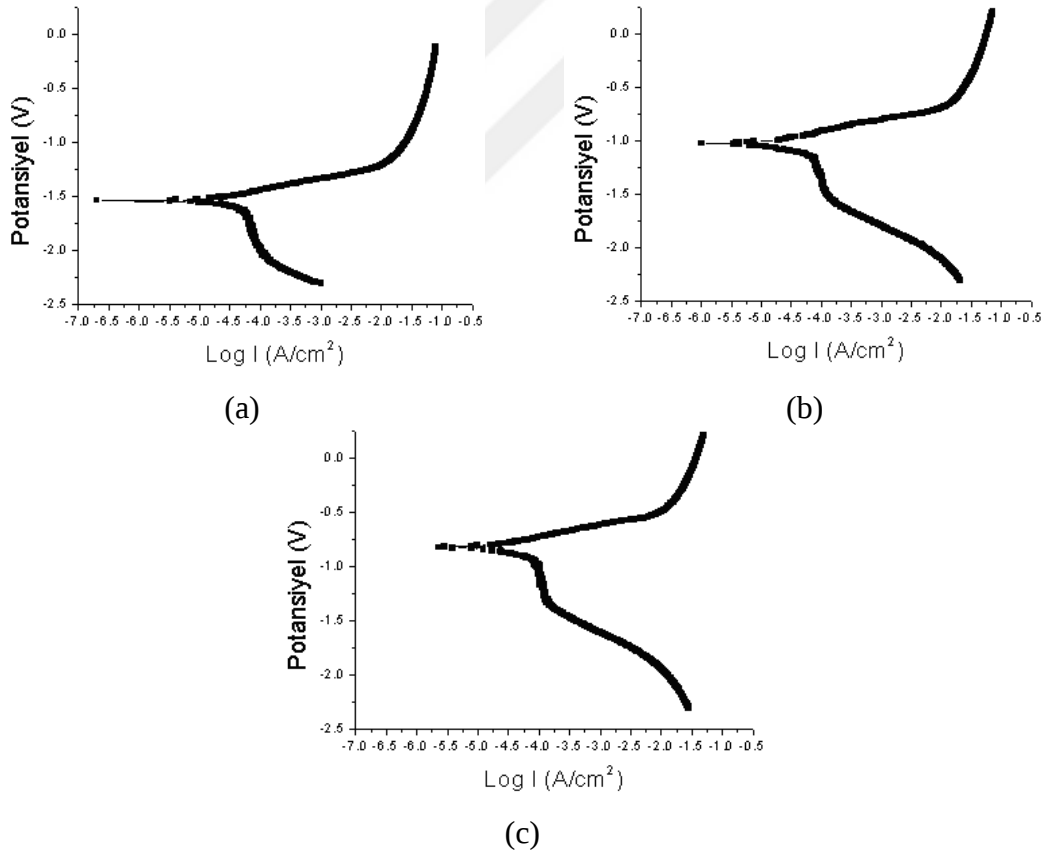
Ağaç endüstrisinde kullanılan kesici malzemeler, kesme koşullarında aşınma ve korozyona maruz kalabilmektedir. Kesme esnasında oluşan sürtünmeler yüzeyde ısı artışına neden olur. Açığa çıkan ısı, yüzey sıcaklığının 500-600 °C gibi yüksek bir sıcaklığa ulaşmasını sağlar. Nitekim ağacın bileşenleri arasında yer alan kalsiyum ve potasyum esaslı minareller bu sıcaklıklarda tamamen ayrışır (Csanady ve Magoss, 2013). Diğer taraftan ağacın içerdiği nem ve tanenin yanı sıra atmosferik koşullar da koroziv bir ortam oluşturabilmektedir. Koroziv bir ortamda sürtünmenin etkisi ile aşınma daha da hızlı gerçekleşecektir. Bundan dolayı, bu malzemeler mikroyapısal ve mekanik açıdan yüksek seviyede yüzey kararlılığına sahip olmalıdır. Bu bölümde, ağaç endüstrisinde kullanılabilen kesici malzemelerin çeşitli ortamlarda korozyon davranışının yanı sıra tribolojik performansları irdelenmiştir.

3.1. Kesici Çeliklerin Korozyon Davranışı

Bilindiği üzere, metallerin ve alaşımlarının hasara uğrama sürecinde korozyonun önemli bir etkisi vardır. Metallerin ve alaşımların korozyon davranışının anlaşılmasında çeşitli ortamlarda elektrokimyasal testler başta olmak üzere daldırma testleri yapılabilmektedir. Birçok test ve deneysel çalışmada çoğunlukla klor içeren tuzlu su ortamı veya çeşitli asidik bileşenlerin yer aldığı ortamlar seçilir. Yapılan testler sonrasında, ortama bağlı olarak elektrokimyasal veriler (i_{corr} , E_{corr} vb.) doğrultusunda ve çoğunlukla yüzey bozunumları karakterize edilerek malzemenin koroziv ortama verdiği cevaplar irdelenir. Bu bölümde, ağaç endüstrisinde kullanım alanı bulan çelik esaslı malzemelerin değişken ortamlarda korozyona karşı performansları gerek elektrokimyasal veriler gerekse de yüzey incelemeleri ile örneklendirilecektir.

Atapek ve diğ. (2013) tarafından yapılan bir çalışmada, sertleştirilmiş bir çeliklerin % 3,5 NaCl ortamında korozyon davranışı incelenmiştir. Çalışmada, temperleme sıcaklığı ve mikroyapısal özelliklerin bir fonksiyonu olarak

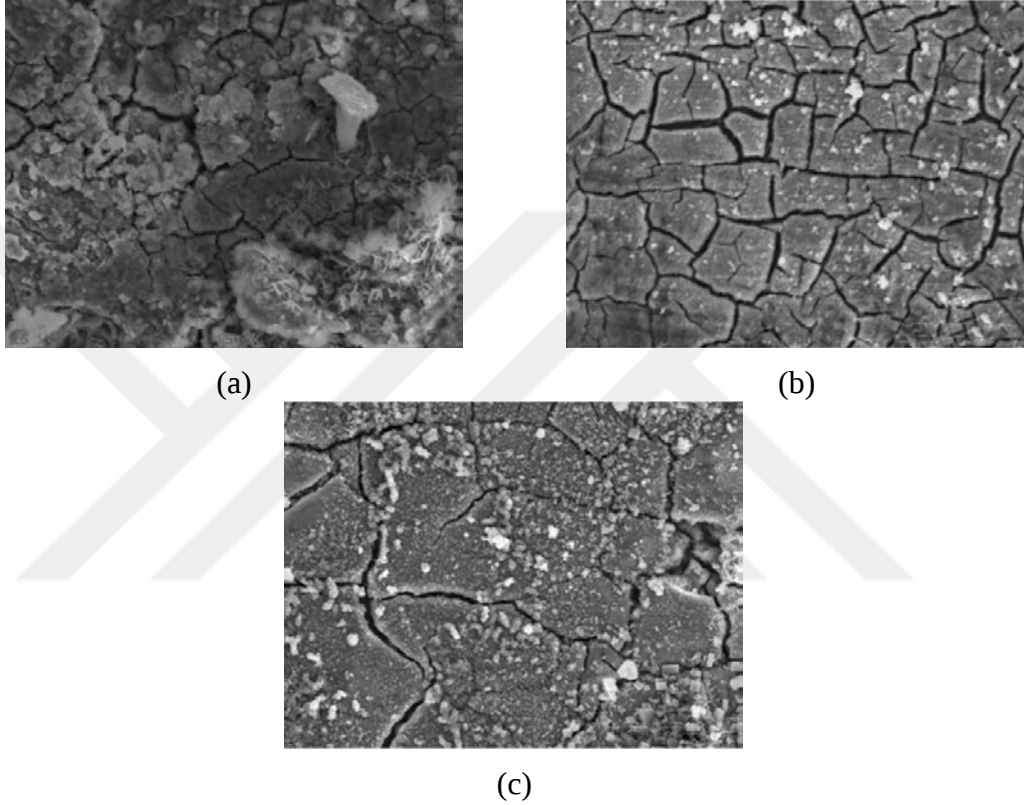
elektrokimyasal verilerdeki ve yüzeydeki değişimler araştırılmıştır. Şekil 3.1’de, farklı sıcaklıklarda (200 °C, 540 °C ve 600 °C) 30 dakika temperlenmiş çeliğin tuzlu su ile etkileşimi sonrasında elde edilen potansiyodinamik eğrileri verilmiştir. Görüleceği üzere, 540 °C’de temperlenmiş çeliğin akım yoğunluğu ($10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$), diğer iki çeliğin sahip olduğu değerlere ($20 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ ve üzeri) göre nispeten daha düşüktür. Bunun nedeni ise temperleme sıcaklığının ikincil sertleşme etkisine neden olduğunu ve böylece mikron altı alaşım karbürlerin oluşarak korozyona karşı bir direnç sağlamasıdır. Bu çalışmada, aynı zamanda tuzlu su ortamında yedi günlük bir etkileşim sonrası yüzey bozunumları da incelenmiş olup ilgili yüzey bozunumları Şekil 3.2’de verilmiştir. Sertleştirilmiş ve sonrasında temperlenmiş çeliğin mikroyapısında korozyonun çoğunlukla tane ve lata sınırları boyunca ilerlediği tespit edilmiştir. Çalışma, özellikle sertleştirilmiş çeliklerin korozyona davranışının matris bileşenleri ile değerlendirilmesi gerektiğini vurgulamaktadır.



Şekil 3.1. Farklı sıcaklıklarda temperlenmiş çeliklerin potansiyodinamik eğrileri; (a) 200 °C (b) 540 °C (c) 600 °C’de temperleme (Atapek ve diğ., 2013)

Takım çeliklerinin korozyon performansını geliştirmede kaplamalar da fayda sağlamaktadır. Yoo ve diğ. (2007) yaptığı bir çalışmada, TiN kaplanmış takım

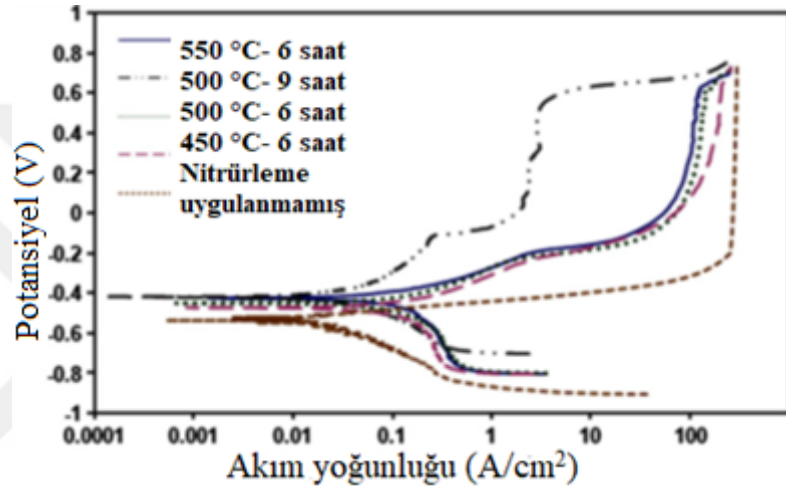
çeliğinin kaplanmamış olana kıyasla % 3,5 NaCl ortamında korozyona karşı daha dirençli olduğunu ortaya koymuştur. Elektrokimyasal testler, kaplanmış takım çeliğinde akım yoğunluğunu $4,49 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ değerinde olduğunu ve kaplanmamış takım çeliğinin akım yoğunluğuna ($15,53 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) göre önemli bir azalmanın yüzeyde sürekli ve homojen seramik esaslı bir TiN tabakası ile sağlanabileceğini göstermiştir.



Şekil 3.2. Farklı sıcaklıklarda temperlenmiş çeliklerin % 3,5 NaCl çözeltisi ile yedi günlük etkileşimi sonrası yüzey SEM görüntüleri; (a) 200 °C (b) 540 °C (c) 600 °C’de temperleme (Atapek ve diğ., 2013)

Soğuk iş takım çeliklerinin yüzeyinde oluşturulan bir TiN tabakasının koroziv ortama göre etkinliği Chen ve diğ. (1999) tarafından yapılan bir çalışmada da irdelenmiştir. Tabaka varlığı ile çeliğin korozyona uğrama eğiliminin yaklaşık % 15 seviyesinde azaltıldığı raporlanmıştır. Bu çalışmada, aynı zamanda artırılmış kaplama kalınlıkları ile çeliğin akım yoğunluğu değerlerinde önemli bir azalmanın gerçekleşebileceği de bildirilmiştir. Bir başka yüzey işlem teknolojisi olan nitrasyonda soğuk iş takım çeliklerinin koroziv ortamlarda yüzey korunumunu sağlayabilmektedir. Mashrengi ve diğ. (2013) tarafından yapılan bir çalışmada, plazma nitrasyon ile yüzeyi modifiye edilmiş bir DIN 1.2210 çeliğinin % 3,5 NaCl

ortamındaki korozyon davranışı incelenmiştir. Çalışmada elde edilen potansiyodimanik eğriler Şekil 3.3’de verilmiştir. Plazma nitrasyon ile yüzeyi modifiye edilmiş çeliğin yüzeyinde korozyona karşı dayanımı getirebilen bir pasivasyon tabakasının varolduğu tespit edilmiştir. Yüzeyi işlem görmemiş çeliğin korozyon hızı 3,2 mpy iken yüzeyi modifiye edilmiş çeliğin korozyon hızı bu pasivasyon etkisinin açığa çıkması ile 1,25-2,20 mpy seviyesine indirgenmiştir. Plazma nitrasyon sıcaklığın artırılması ve yüzeyde oluşturulan bir ϵ -nitrit tabakasının korozyon hızının azaltılmasında etkin rol oynadığı sonucuna varılmıştır.



Şekil 3.3. Farklı sıcaklık ve sürelerde yüzeyi nitrasyon ile modifiye edilmiş DIN 1.2210 çeliğinin % 3,5 NaCl ortamında sergilediği potansiyodinamik eğriler (Mashrengi ve diğ., 2013)

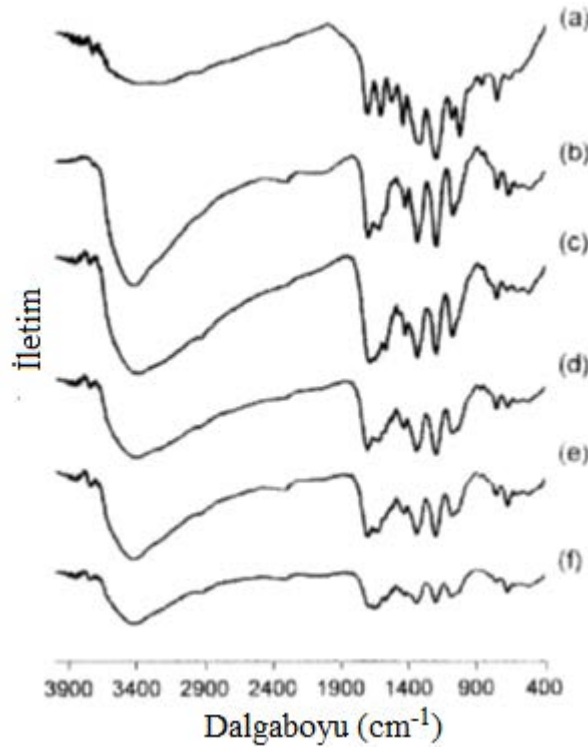
Tanen ağacın bir bileşeni olup ağaç endüstrisinde kullanılan kesici takımlarda korozyona neden olabilen veya kağıt endüstrisinde bir inhibitor gibi davranabilen bir yapıdır (Krillov ve Gref, 1986; Pugsley ve diğ., 2001; Singh ve Anaya, 2001; Pugsley ve diğ., 2002; Singh ve Anaya, 2007; Winkelmann ve diğ., 2009a; Winkelmann ve diğ., 2009b). Tannik asitlerin metallerin ve alaşımların korozyon davranışı üzerine etkileri ortam koşullarına göre farklılık gösterebilmektedir. Çelik yüzeyi ile etkileşime giren tannik asit zamanın bir fonksiyonu olarak yüzeyde ferrik tanat bileşiğini oluşturmaktadır (Morcillo ve diğ., 1992; Zelinka, 2009). Testerenin ağacı kesmesi esnasında ferrik tanatlar sürtünme veya ısıya bağlı olarak yüzeyden uzaklaşabilir. Bu durumda, metalik iyonların oluşturduğu bileşikler normal korozyon prosesine oranla daha aktif bir yüzey oluşturmaktadır. Halbuki genel korozyon

prosesinde, bu tür ferrik tanatlar yüzeyi korumaktadır (Winkelmann ve diğ., 2009b; Zelinka, 2009).

Bilindiği üzere, ağaçlarda tannik asit konsantrasyonun yaygın olarak 50 g/L miktarlarında bulunur. Çoğu zaman deneysel amaçlı hazırlanan ve tannik asit içeren çözeltilerde bekletme süresi zarfında çelik yüzeylerinde ferrik tanat esaslı bir film yapısının oluşumu söz konusudur. Kesme koşullarında olası bir aşınma ile bu film yapısı yüzeyden uzaklaşarak yüzeyin korozyon etkiye maruz kalmasına sebep olmaktadır. Jaen ve diğ. (2003) tarafından yapılan bir çalışmada, metalik demir ile reaksiyona giren tannik asitin oluşturduğu amorf yapıdaki ferrik tanat FTIR analizleri ile incelenmiştir. Şekil 3.4’de demir ile farklı sürelerde etkileşime uğrayan tannik asite ait FTIR spektrumları verilmiştir. Verilen spektrumda 3400 cm^{-1} dalga boyunda görülen maksimum absorpsiyon fenolik bileşiklerde belirlenen OH gruplarına aittir. Aynı spekturumda $1500\text{-}1700\text{ cm}^{-1}$ dalga boyu aralığında gözlenen geniş pikler ise tanatların yüksek amorf yapıdaki çökeltilerinden kaynaklanmakta olup aromatik bileşiklerdir. Spektrumdan da görüleceği üzere, $850\text{-}1500\text{ cm}^{-1}$ dalga boyu aralığında pik şiddetleri düşmekte olup gözlenen çeşitli küçüklükteki pikler benzen halkaları ile ilişkilendirilir. Tannik asitte gözükmeyen fakat demir ile etkileşime girmiş tannik asitte, artan sürelerde 1 gün ile 6 ay arasındaki tannik asitin $670\text{-}700\text{ cm}^{-1}$ dalga boyunda daha yüksek yoğun pikler sergilediği tespit edilmiştir (Jaen ve diğ., 2003; Rahim ve diğ., 2007). Beltran ve diğ. (2010) tarafından yapılan bir çalışmada, 1-30 gün arasında tannik asit içeren karışımın demir oksit ve hidroksilleri ile olan reaksiyonları sonucu amorf yapıda ferrik tanat bileşiklerini oluşturabildiğini raporlamıştır. Bahsi geçen çalışmada, ferrik tanatların yaklaşık % 10 OH grubu içerdiği tespit edilmiştir.

Winkelmann ve diğ. (2009b) tarafından yapılan bir çalışmada, tanenlerin ağaç endüstrisinde kullanılan soğuk iş takım çeliklerinin korozyon davranışı üzerine etkileri incelenmiştir. Bu çalışmada, ısıtılmış işlem uygulanmış farklı kimyasal kompozisyondaki soğuk iş takım çeliklerinin tannik asit ortamlarındaki performansları kıyaslanmıştır. Seçilen malzemeler DIN 1.2361 (0,5C-8Cr), DIN 1.2379 (1,5C-12Cr) ve 1,0C-8Cr çelikleridir. Bu çeliklere, $1080\text{ }^{\circ}\text{C}$ ’de östenitleştirmeyi takiben su verilerek sertleşme sağlanmıştır. Çelikler daha sonrasında $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ ’de temperlenmiştir. Çeliklerin sahip oldukları mikroyapılar Şekil

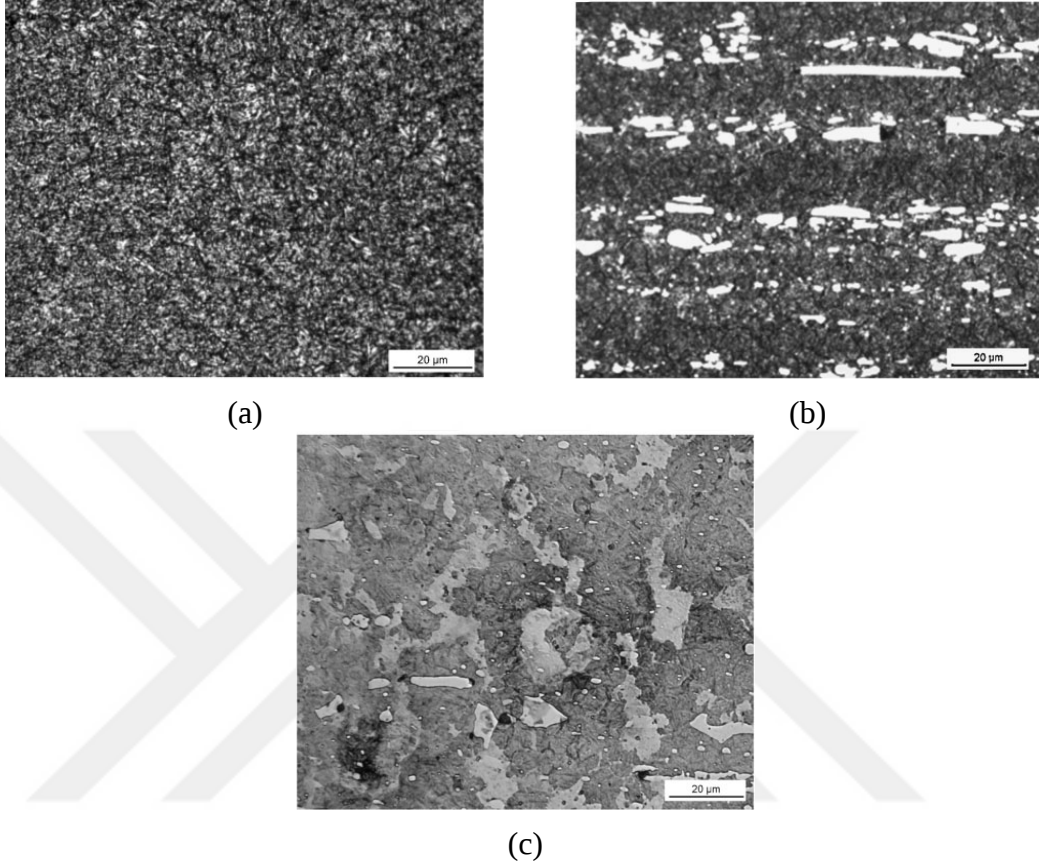
3.5’de verilmiştir. Bu çalışmada, çeliklerin korozyon davranışının belirlenebilmesi için tannik asit içeren çözeltilerde 16 saat bekletilen malzemelerde ICP-OES analizleri ile demirin kaybı takip edilmiştir. DIN 1.2361 çeliğinde belirlenen demir kaybı $0,01 \text{ mg/cm}^2$ değerinde iken DIN 1.2379 çeliğinde $0,2 \text{ mg/cm}^2$ ve 1C-8Cr çeliğinde ise $0,5 \text{ mg/cm}^2$ seviyesindedir. Demir kaybını dikkate alarak hesaplanan korozyon hızlarına göre çelik kompozisyonunda krom miktarının artması ile korozyon hızının nispeten azaldığı tespit edilmiştir.



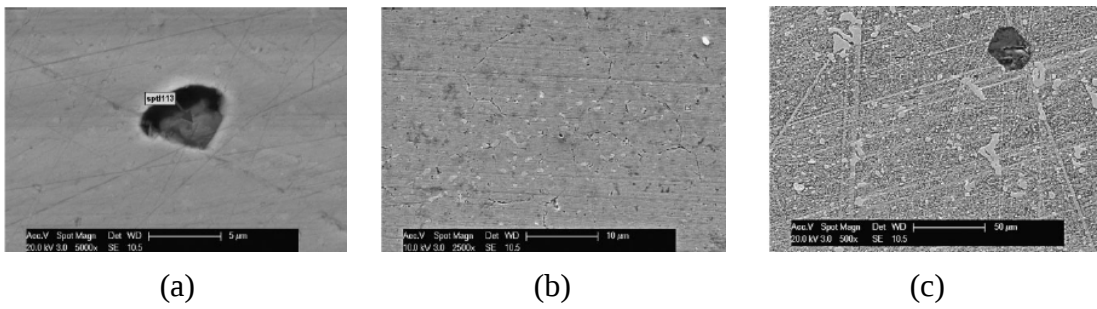
Şekil 3.4. Demir ile farklı zamanlarda etkileşen tannik asitin FTIR spektrumları; (a) tannik asit, (b) 6 ay, (c) 3 ay, (d) 1 ay, (e) 1 hafta ve (f) 1 gün (Jaen ve diğ., 2003)

Çelik yüzeylerinde yapılan karakterizasyon çalışmaları da bu tespiti doğrulamıştır (Şekil 3.6). Tablo 3.1’de çalışmada kullanılan çeliklerin alaşım kompozisyonlarına, matrikslerinde tayin edilen karbon ve krom içeriğine ve mikroyapılarında içerdikleri karbür miktarına bağlı olarak tespit edilen korozyon mekanizmaları özetlenmiştir. Görüleceği üzere, matriksde yer alan alaşım karbür miktarından ziyade matriks içerisinde varolan krom miktarı korozyon davranışını belirlemektedir. Nispeten daha düşük karbon içeren DIN 1.2361 çeliğinde krom karbür miktarı düşük olup matriks kromca zengindir. Matriksin kromca zengin olması korozif bir ortamda

kararlı ve sürekli bir krom oksit yapısının varolabileceği ve böylece pasivasyon etkisinin daha kalıcı seviyede olabileceği varsayılabilir (Winkelmann ve diğ. 2009b).



Şekil 3.5. Isıl işlem uygulanmış soğuk iş takım çeliklerinin mikroyapıları; (a) 0,5C-8Cr (b) 1,5C-12Cr ve (c) 1,0C-8Cr çeliği (Winkelmann ve diğ., 2009b)



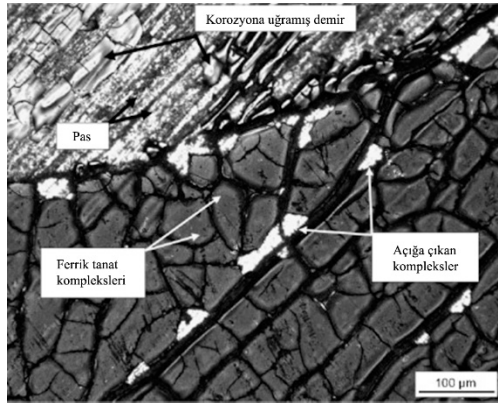
Şekil 3.6. Isıl işlem uygulanmış soğuk iş takım çeliklerinin tannik asit ile etkileşimi sonrası yüzey bozunumlarını gösteren SEM görselleri; (a) 0,5C-8Cr, (b) 1,5C-12Cr ve (c) 1C-8Cr çeliği (Winkelmann ve diğ., 2009b)

Winkelmann ve diğ. (2009a) tarafından yapılan bir çalışmada yine ısıtıl işlem uygulanmış DIN 1.2361 çeliği kullanılmış olup çeliğin tannik asit ile etkileşimin ilk bir saatinde pasivasyon tabakasının oluşmadığı ve bu durumda çelik yüzeyinde korozyon nedenli oyuklanmaların oluştuğu tespit edilmiştir. Bu çalışmada, belirli bir

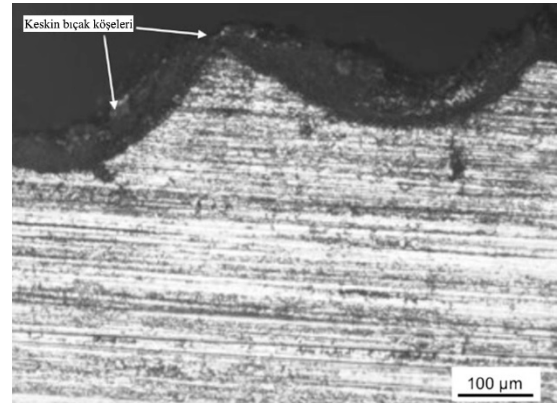
zaman sonrasında çelik yüzeyinde ferrik tanat bileşikleri gözlenmiştir. Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen daldırma testlerinde, çözünen demir miktarının sıcaklığa şiddetle bağlı olduğu ve bu kaybın 150 °C’de 500 mg iken 60 °C’de 65 mg değerinde olduğu da rapor edilmiştir. Yüksek sıcaklıklarda dekompoze olan tanenlerin yine asidik karakterde yeni ferrik tanatlar oluşturup çelik ile reaksiyona girdiği sonucuna varılmıştır. Şekil 3.7’de verilen görseller 16 saat tannik asit ile etkileşen çeliğin yüzeyinde varolan ferrik tanatları ve pas yapısını göstermektedir (Winkelmann ve diğ., 2009a).

Tablo 3.1. Alaşım kompozisyonuna, matrikslerinde belirlenen karbon ve krom içeriğine ve karbür miktarına bağlı olarak soğuk iş takım çelikleri için olası korozyon mekanizmaları (Winkelmann ve diğ., 2009b)

Alaşım	Mikroyapısal özellik			Olası korozyon mekanizması
	Matriksteki karbon içeriği (%- ağı.)	Matriksteki krom içeriği (%- ağı.)	M ₇ C ₃ karbür içeriği (%- mol)	
0,5C-8Cr	0,42	7,51	1,44	oyuklanma, tane sınırı korozyonu
1,5C-12Cr	0,71	7,11	13,29	oyuklanma, tane sınırı korozyonu
1C-8Cr	0,64	6,14	6,51	belirtilmemiş



(a)



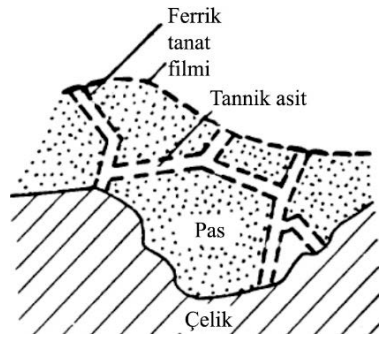
(b)

Şekil 3.7. Tannik asit etkisiyle korozyona uğramış 0,5C-8Cr çeliğinin; (a) yüzey film yapısı ve (b) 60 °C’deki korozyonu (Winkelmann ve diğ., 2009a)

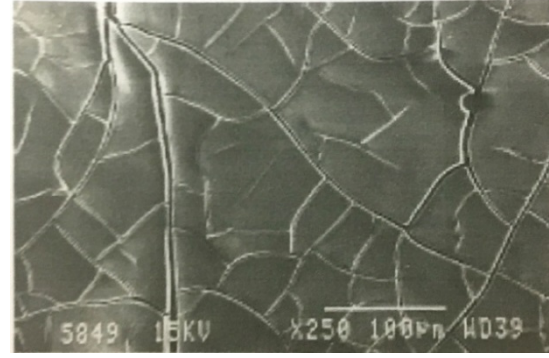
Morcillo ve diğ. (1992) yaptığı bir çalışmada, tannik asit ortamında paslı çeliğin yüzeyindeki değişimler incelenmiştir. Başlangıçta % 96 nem içeriğine sahip atmosferik bir ortamda çelik paslanmaya maruz bırakılmıştır. Daha sonrasında paslı çelik tannik asit içeren bir ortamda belirli bir süre bekletilmiştir. Test ortamı % 5

tannik asit (%- ağırlık) içermekte olup tüm testler 35 °C sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada kullanılan çeliğin günlük korozyon hızı 0,13 mg/cm² iken ortama asitin dahil edilmesi halinde günlük korozyon hızı 0,21 mg/cm² olarak tespit edilmiştir. Şekil 3.8a’da çelik yüzeyinde tespit edilen film yapısı ve bileşenleri şematize edilmiş olup Şekil 3.8b’de bu film yapısı örneklenmiştir. Koruyuculuk özelliği de olan bu film yapısı makroskobik olarak yüzeyde mavi/siyah renkte ve çoğunlukla gözenekli bir formda gözlenebilmektedir (Knowles ve White, 1958). Bu tür bir görünüm estetik açıdan da yüzeye bir katkı vermektedir. Aynı zamanda yüzeyi kısa sürelerde kaplayan bu film yapısı, çeliğin yeniden su buharı ile reaksiyona girmesini engellemektedir (Morcillo ve diğ., 1992). Qian ve diğ. (2013) tarafından yapılan bir çalışmada ise tuzlu su ortamındaki tannik asit katkısının alaşımsız çelik üzerine etkisi araştırılmıştır. FTIR analizlerine göre tuzlu su ilavesi ile daha yoğun piklerin gözlenmesi, korozyon ürünlerinin arttığını işaret etmektedir. Tannik asit katodik reaksiyona girerek oluşan ferrik tanat film nedenli bir koruma sağlamaktadır. Yapılan elektrokimyasal ölçümler de tannik asit içermeyen çözelti kullanılması halinde i_{corr} değeri 47,85 $\mu A/cm^2$ iken tannik asit içeren çözeltinin kullanımı halinde bu değer 6,67 $\mu A/cm^2$ ’ye düşmüştür. Bu bulgu, tannik asitin inhibisyon etkisini ortaya koymuştur. Esasta tannik asit komplekslerinin oksidasyonu neticesinde Fe^{+3} kompleksinin çökmesi ile çelik yüzeyi korozyondan korunur (Landolt ve Favre, 1993). Kusmieriek ve Chrzescijanska (2015) tarafından yapılan bir çalışmada, tannik asitin farklı türdeki alaşımlarla (çelik, Inconel 625, pirinç) olan etkileşiminde bir inhibitör gibi davrandığını raporlamıştır. Yaptıkları bu çalışmada, aynı zamanda artan tannik asit konsantrasyonu ile i_{corr} değerinin azaldığını da belirtmişlerdir (Kusmieriek ve Chrzescijanska, 2015).

Ağaçlarda bulunan tannik asit içeriği ortamın pH değerini dolayısı ile ortamın korozyon saldırganlığını da belirlemektedir. Zelinka ve Stone (2011) tarafından yapılan bir çalışmada, dört ağaç türünün ekstraktlarında tannik asit içeriği ve pH değerleri belirlenmiş olup çelik esaslı bir malzeme ile etkileşimleri halinde korozyon hızı hesaplanmıştır. Bu çalışmaya ait elde edilen veriler Tablo 3.2’de listelenmiş olup hazırladıkları ekstraktlar için pH > 5 olması halinde korozyon hızının nispeten azaldığı sonucuna ulaşılmıştır (Zelinka ve Stone, 2011).



(a)



(b)

Şekil 3.8. Paslı karbon çeliğinin tannik asit ile etkileşimi sonrası (a) şematik yüzey film yapısı ve (b) filme ait SEM görseli (Morcillo ve diğ., 1992)

Tablo 3.2. Çeşitli ağaçlardan elde edilen ekstratlara ait tannik asit içeriği, pH değeri ve çelik ile etkileşimleri halinde hesaplanan korozyon hızları (Zelinka ve Stone, 2011)

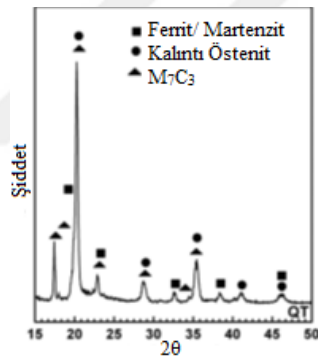
Ağaç cinsi	pH	Tannik asit (mg/L)	Çeliğin korozyon hızı (mm/yıl)	
			Ortalama	Standart hata
Meşe	4,3	1020	279	10
Çam	4,5	340	334	26
Keçiboynuzu	5,1	990	74	24
Karaağaç	6,5	40	159	33

3.2. Kesici Çeliklerin Aşınma Davranışı

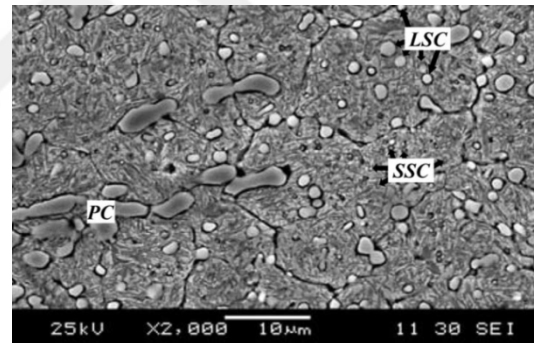
Bilindiği üzere kesici özellikte olan malzemelerin kesme koşulları altında aşınma ile hasarlanması endüstriyel bir problemdir. Geçmişten günümüze birçok teknik çalışma kesici malzemelerin aşınma direncini geliştirebilmek için yapılmıştır. Bu bölümde çoğunlukla ağaç endüstrisinde kullanım alanı bulan soğuk iş takım çeliklerinin tribolojik özellikleri irdelenecektir.

Das ve diğ. (2007) tarafından yapılan bir çalışmada, DIN 1.2379 soğuk iş takım çeliklerinin tribolojik özelliklerine ısıtma işlemlerin ve bu işlemlere bağlı olarak mikroyapısal bileşenlerin etkileri araştırılmıştır. Yapılan bu çalışmada, özellikle daha ince martenzitik bir yapının eldesi ve nispeten kalıntı östenit miktarının azaltılması için konvansiyonel ısıtma işlemlere alternatif olarak sıfır altı işlemlerin önemi üzerinde durulmuştur. Şekil 3.9’da yapılan x-ışın difraksiyon analizleri ve mikroyapı incelemeleri ile belirlenmiş matriks bileşenleri tanıtılmıştır. X-ışın analizleri martenzitik bir matriksde kromca zengin M_7C_3 alaşım karbürlerinin yanı sıra bahsedilen kalıntı östenitin varlığını ortaya koymuştur (Şekil 3.9a). Su ve hava ortamında sertleştirilmiş çeliklerde bu kalıntı östenit seviyesinin matriksin % 10’luk

kısmını oluşturduğunu gözlemleyen araştırmacılar kriyonejik işlemler ile kalıntı östenitin önemli ölçüde giderildiğini raporlamıştır. Mikroskopik incelemeler ise martenzitik matriks içerisinde gömülü birçok alaşım karbür yapısının var olduğunu göstermiştir (Şekil 3.9b). Bu çalışmada, araştırmacılar proseslenmiş çeliklerin tribolojik karakterizasyonunu farklı yükler altında (49, 68 ve 78 N) “pin-on-disk” tipi bir tribometre kullanarak kuru sürtünme koşullarında gerçekleştirmiştir. Şekil 3.10’da test edilen çelikler için mesafeye bağlı olarak hacimsel kayıp değişimi grafikleştirilmiştir. Verilen grafikten de görüleceği üzere, artan mesafe ile birlikte hacimsel kayıp artmıştır. Şekil 3.10b’de sertleştirilmiş ve temperlenmiş DIN 1.2379 çeliğinin 69 N yük altında ve 1,5 m/s kayma hızında 900 metre aşınma testi sonrası aşınma yüzeyi örneklenmiştir. Yüzeyde abrasif çizilmeler görülmektedir. Çalışma özellikle sıfır altı işlem görmüş takım çeliğinde aşınma direncinin test koşullarına göre azaltılan hacimsel kaybı nedeni ile en iyi seviyede olduğunu vurgulamıştır (Das ve diğ., 2007).



(a)

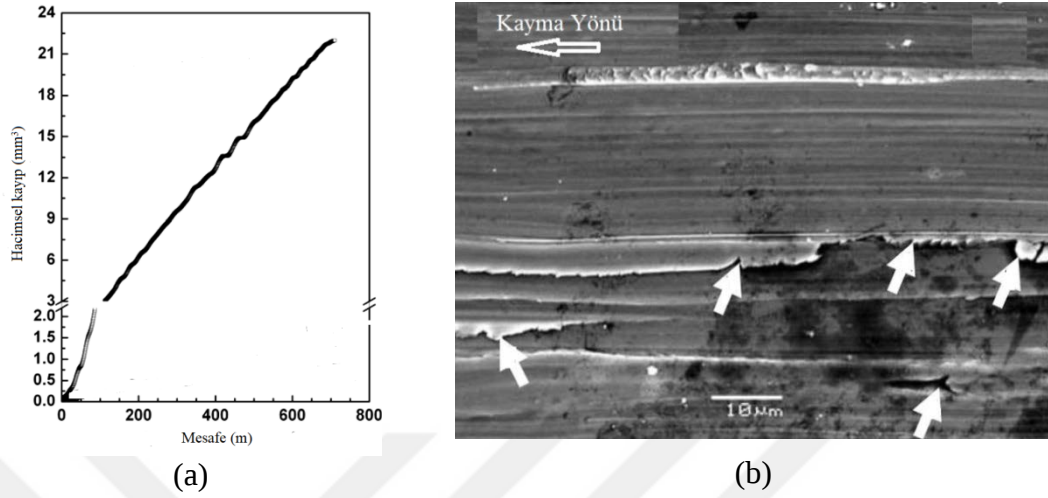


(b)

Şekil 3.9. DIN 1.2379 çeliğinin içerdiği matriks bileşenleri; (a) XRD analiz sonuçları (b) mikroyapısal karakterizasyon sonuçları (Das ve diğ., 2007)

Ağaç endüstrisinde alaşımlı çeliklere uygulanan elmas benzeri karbon kaplamaların yanı sıra TiN ve CrN gibi kaplamalar kesici malzemelerde aşınmaya karşı direnç sağlamaktadır (Djouadi ve diğ., 1999; Faga ve Settineri, 2006). TiN ve CrN kaplamalar söz konusu iken uzun süreli kullanımlarda oksidasyon direnci oldukça yüksek olan CrN türü bir kaplamanın nispeten fayda sağlayacağı rapor edilmiştir. Özellikle TiN kaplamanın yüksek oranda deforme olması ağaç endüstrisinde kullanımını sınırlamaktadır (Djouadi ve diğ., 1999). Kuru sürtünme koşullarında CrN kaplamaların avantaj sağlayabileceği bir başka çalışmada da vurgulanmıştır. Sertleştirilmiş DIN 1.2999 çeliğinin ve CrN kaplanmış bu çeliğin kuru sürtünme

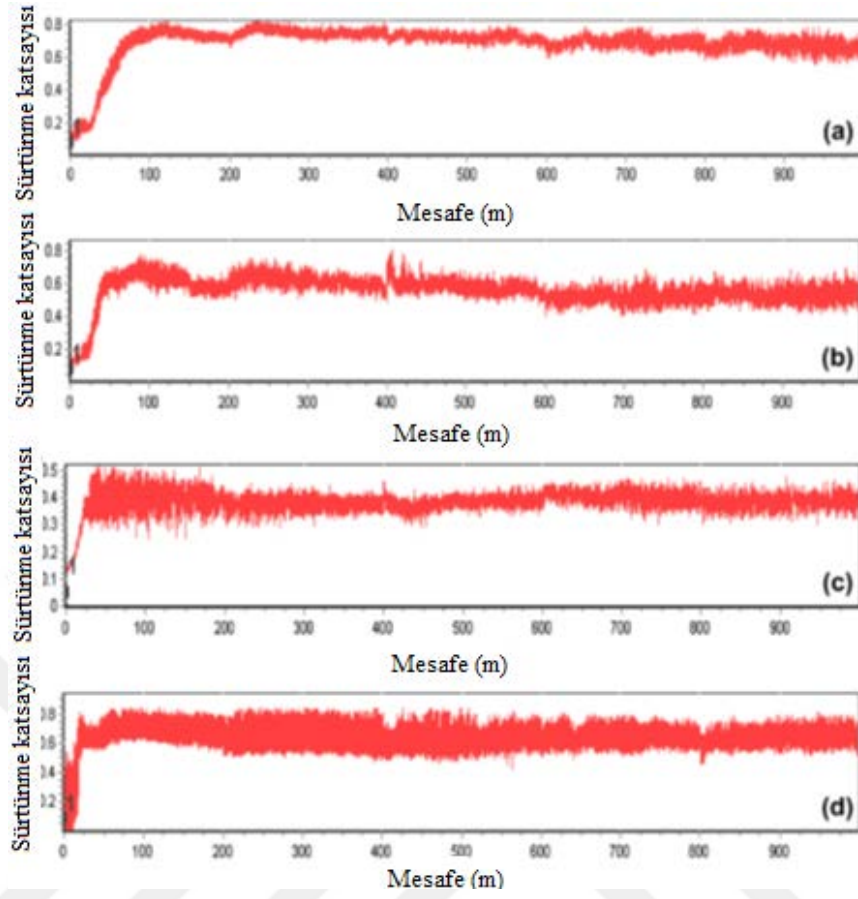
koşullarında yapılan tribolojik karakterizasyonu kaplama ile sürtünme katsayısının önemli ölçüde azaltıldığını yansıtmaktadır (Aktaş ve diğ., 2015).



Şekil 3.10. Sertleştirilmiş ve temperlenmiş DIN 1.2379 çeliğinin aşınma testi sonuçları; (a) hacimsel kayıp (b) aşınma yüzeyine ait bir SEM görseli (Das ve diğ., 2007)

Mashrengi ve diğ. (2013) tarafından yapılan bir çalışmada, delme ve kesme işlemlerinde tercih edilen DIN 1.2210 soğuk iş takım çeliğinin yüzeyi plazma nitrasyon ile modifiye edilmiş olup tribo-korozyon davranışı incelenmiştir. Farklı sıcaklıklarda 6 saat boyunca plazma nitrasyon uygulanmış çeliğin sürtünme katsayısının mesafeye bağlı değişimleri Şekil 3.11’de verilmiştir. Şekil 3.11a’dan da görüleceği üzere plazma nitrasyon uygulanmamış çeliğin sürtünme katsayısı yüksek olup ortalama 0,75 değerindedir. Ancak plazma nitrasyon uygulanmış çeliğin yüzeyindeki tabaka dinamik yüklenmelere karşı yağlayıcı etkisi göstermekte ve sürtünme katsayısı ortalama 0,4 ile 0,7 değerlerine düşmektedir (Şekil 3.11b ve 3.11c). Sürtünme katsayılarındaki azalmaya yüzeyde oluşan ϵ -nitrür esaslı beyaz tabakanın etkisi vardır. Proseslenmiş çelikler arasında 500 °C’de nitrasyon uygulanmış çeliğe kıyasla 550 °C’de nitrasyon uygulanmış çeliğin içerdiği ϵ -nitrürün tabaka kalınlığındaki azalma sürtünme katsayısının artmasına neden olmuştur. Çalışmada aynı zamanda farklı mesafelerde de testler gerçekleştirilmiştir. Aşınma mesafesi arttıkça ağırlık kaybının da lineer olarak artması, aşınma mekanizmasında herhangi bir değişim olmadığını işaret etmektedir (Mashrengi ve diğ., 2013).

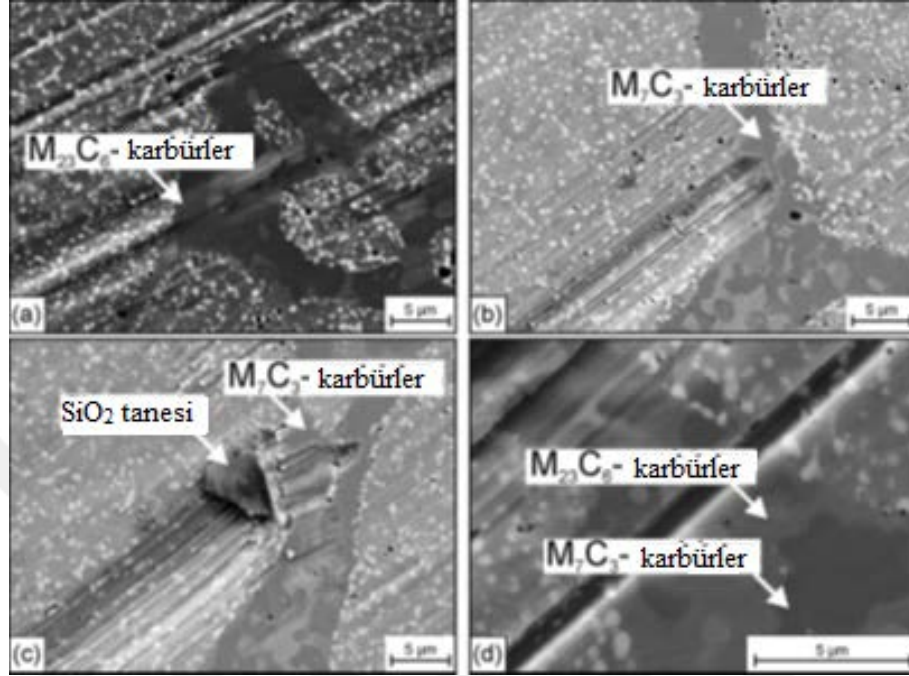
Huth ve diğ. (2009) tarafından yapılan bir çalışmada, % 9 Nb ve % 16 Cr içeren toz metalurjik bir çelikte mikroyapıda bulunan karbürlerin aşınmaya etkisi incelenmiştir.



Şekil 3.11. Farklı sıcaklıklarda 6 saat boyunca plazma nitrasyon uygulanmış DIN 1.2210 çeliğinin mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimleri (a) plazma nitrasyon uygulanmamış (b) 450 °C (c) 500 °C (d) 550 °C’de nitrasyon uygulanmış (Mashrengi ve diğ., 2013)

Toz metalurjik takım çeliği 1100 °C’de 30 dakika östenitleştirilmiş ve 510 °C’de iki kez temperlenmiştir. Çeliğin aşınma davranışının irdelenmesi için farklı seramik esaslı malzemeler ile “pin-on-grinding paper” testleri gerçekleştirilmiştir. Çelik matriksinde bloksu yapıda $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 karbürleri gözlenmiştir (Şekil 3.12a ve Şekil 3.12b). Şekil 3.12a’da görüleceği üzere SiO_2 partikülleri karbürü derin olmayan bir şekilde çizmiş iken matriksde belirgin bir iz bırakmıştır. Bu tür bir etkileşimde karbürlerde herhangi bir çatlama gözlenmemiştir. Şekil 3.12b’de sert M_7C_3 karbürü tarafından durdurulan bir aşınma izi görülmektedir. Şekil 3.12c’de ise yüzeye gömülmüş bir SiO_2 partikülünün M_7C_3 karbürü tarafından durdurulduğu görülmektedir. Şekil 3.12d’de ise Al_2O_3 partikülünün $M_{23}C_6$ ve M_7C_3 karbürlerden etkilenmediği ve ilerlediği hat boyunca matriksi çizdiği gözlenmektedir. Yaklaşık 2050 HV sertliğine sahip Al_2O_3 partikülleri 1200 HV sertliğe sahip SiO_2

partiküllerinden daha etkili bir aşındırıcı olarak rol üstlenmiştir. Yapıda aynı zamanda Nb ilavesi ile oluşan MC türü karbürlerde gözlenmiş olup bu karbürlerin SiO₂ partikülleri ile etkileşimi sonucu çatladığı raporlanmıştır (Huth ve diğ., 2009).



Şekil 3.12. Aşınma testi sonrası izlere ait SEM görselleri; a-c) SiO₂ aşındırıcı d) Al₂O₃ aşındırıcı ile gerçekleştirilen aşınma yüzeyleri (Huth ve diğ., 2009)

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Malzeme ve Yöntem

4.1.1. Malzeme

Tez çalışması kapsamında, farklı kompozisyona sahip soğuk iş takım çelikleri deneysel malzemeler olarak kullanılmış olup bu malzemeler Sağlam Metal Sanayi Ticaret A.Ş.'den temin edilmiştir. Tedarik edilen malzemelerin kimyasal kompozisyonları Foundrymaster optik emisyon spektrometresi (OES) kullanılarak belirlenmiş olup Tablo 4.1'de verilmiştir. Tablo 4.1'de verilen malzemelerden “M1” ile kodlanan alaşım DIN 1.2379 kalitesinde olup “C1” ile kodlanan alaşım ticari olarak CPOH kalitesindedir. Çalışma kapsamında, özellikle farklı karbon ve krom içerikli takım çelikleri seçilmiştir. Böylece matriks içerisinde yer alan kromca zengin alaşım karbürlerinin gerek aşınma gerekse de korozif davranış üzerine etkisi irdelenebilmiştir.

Tablo 4.1. Kullanılan takım çeliklerine ait kimyasal kompozisyonlar (%- ağırlık)

Alaşım	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S	Fe
M1	1,60	0,29	0,26	11,20	0,83	0,69	0,03	0,01	balans
C1	1,00	0,74	0,28	8,14	2,47	0,25	0,04	0,01	balans

4.1.2. Isıl işlem süreçleri

Ticari olarak yaygın kullanım alanı bulunan ve deneysel çalışmada seçilen takım çelikleri tedarikçi katalogları dikkate alınarak ısıtma maruz bırakılmıştır. Isıl işlem süreçleri ön ısıtma, östenitleştirme, su verme ve temperleme aşamalarını içermektedir. Takım çeliklerinden hazırlanan 20 x 10 x 10 mm boyutlu numuneler başlangıçta 650 °C'de 5 dakika ön ısıtılmıştır. Ön ısıtmayı takiben M1 kodlu numuneler 1080 °C'de 30 dakika, C1 kodlu numuneler ise 1090 °C'de 30 dakika östenitleştirilmiştir. Östenitleştirilen numuneler alüminyum esaslı soğutma plaka üzerine yerleştirilip havada oda sıcaklığına soğutulmuştur. Temperleme işlemi her iki malzeme için farklı sıcaklıkta ve eş değer sürede gerçekleştirilmiştir. M1 numuneleri

525 °C’de, C1 numuneleri 550 °C’de üçer kez ve her bir süreçte iki saat tutularak temperlenmiştir. Tüm ısıtım işlem çalışmaları oransal integral türevsel denetleyici (PID) kontrollü MSE marka M-1200 model kamara tipi fırın kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Fırın çalışmalarında fırın içerisine yerleştirilmiş termo elemanlar ile sıcaklık kontrolleri yapılmış olup hedeflenen sıcaklık değerlerine ulaşılmıştır.

4.1.3. ThermoCalc hesaplamaları

ThermoCalc yazılımı, günümüzde denge konumunda sistemin termodinamik verilerini kullanarak faz dengesi, faz diyagramları ve faz dönüşümlerini modelleyebilmektedir. Bu modelleme de CALPHAD (faz diyagramlarının hesaplanması) olarak bilinen bir yöntem kullanılmaktadır. Bu yöntemde, matematiksel olarak bir termodinamik sistem tanımlanarak sistemde farklı kristal yapıları fazlara ait serbest enerjileri göz önünde tutulur ve sistemin kimyasal bileşimi hesaplanır. Bu hesaplamalarda yazılım esasta veri sıcaklık, basınç ve kompozisyonda sistemin toplam Gibbs enerjisini minimize ederek oluşabilecek en kararlı enerji durumunu (denge durumunu) belirler ve denge de oluşabilecek fazlar tespit edilir. Aynı zamanda hesaplamalarda kullanıcı bazı fazları yok sayarak yarı kararlı dengeyi de inceleyebilir (Erişir ve Atapek, 2010).

Bu bölümde, deneysel malzeme olarak seçilen soğuk iş takım çeliklerinde ThermoCalc yazılımı ve TCFE6 veri tabanı kullanılarak dengede termodinamiksel hesaplamalar yapılmıştır. Bu hesaplamalarda başlangıçta sıvıdan başlayarak azalan sıcaklıkla deneysel çelik matriksinde yer alan fazların oranları hesaplanmıştır. Daha sonrasında her bir çelik için seçilen östenitleştirme sıcaklığında matriks içindeki karbon ve kromun ağırlıkça yüzdesel dağılımları belirlenmiştir. Aynı zamanda yazılım östenitleştirme sıcaklığındaki kromca zengin karbür miktarını da hesaplayabilmiştir. Denge sıcaklığındaki hesaplamalar, temperleme sıcaklığı sonrasında da yapılmış olup seçilen her bir çelik içerisinde matriks içerisindeki karbon/krom oranı ve olası karbürlerin miktarları da belirlenmiştir.

4.1.4. Mikroyapı ve yüzey incelemeleri

Isıl işlem uygulanmış numunelerin yüzeyleri, standart metalografik işlemler ile hazırlanmıştır. Numune yüzeyleri başlangıçta 120, 320, 600, 1000 mesh’lik SiC

esaslı aşındırıcılar kullanılarak zımparalanmıştır. Numune yüzeylerinin nihai parlatılması 3 µm'luk elmas içeren pasta kullanımı ile gerçekleştirilmiştir. Mikroyapısal bileşenlerin ortaya konulabilmesi için farklı dağılayıcılar kullanılmıştır. Matriks fazlarının gözlenebilmesi için numuneler % 3 nital çözeltisi ile dağlanmıştır. Tane boyut ölçümünün yapılabilmesi için numuneler özel hazırlanan bir karışım ile dağlanmıştır. Bu çözelti esasta % 4 pikral çözeltisi olup çözeltiye 100:1 oranında HCl ilave edilmiştir.

Mikroyapısal bileşenlerin tanımlanmasında Olympus BX41M-LED model ışık mikroskobu (IM), Jeol JSM 6060 model tarama elektron mikroskobu (SEM), IXRF model enerji dağılımlı x-ışın spektrometresi (EDS), Rigaku SA-HF3 model x-ışın difraktometresi (XRD) kullanılmıştır. Çelik matrikslerinin sahip olduğu martenzitik yapının değerlendirilmesinde ve özellikle korozyon amaçlı yapılan testler sonrası yüzey karakterizasyonunda ezAFM ve hpAFM model atomik kuvvet mikroskobu (AFM) kullanılmıştır.

Işık mikroskop çalışmalarında çoğunlukla aydınlık alan kontrastı kullanılmıştır. Çoklu görüntüleme sonrası matriks içerisinde gerek tane boyutu gerekse de alaşım karbürlerinin miktarsal dağılımı görüntü analiz çalışmaları ile belirlenmiştir. Tane boyut ölçümleri ile alaşım karbürlerinin miktarsal dağılımı, x50 büyütmedeki çoklu görsel üzerinden 0,05 mm²'lik bir alan seçilerek yapılmıştır. SEM çalışmalarında ise topografik ve materyal kontrasttan yararlanılmıştır. EDS analizleri çoğunlukla alaşım karbürlerinin tanımlanmasında noktasal analizleri içermektedir. Matriks içerisindeki alaşım karbürlerinin içeriğini belirlemek için yapılan XRD çalışmalarında, Cu-Kα radyasyonu 40 kV ve 20 mA'de seçilmiş olup 25-105° 2θ aralığı kullanılmıştır. AFM çalışmalarında “tapping mod” kullanılarak, titreşim genliği 1-2 V_{RMS} ve serbest titreşim genliği 2-3 V_{RMS} seçilerek görüntüleme 100 nm²'lik bir alanda yapılmıştır.

4.1.5. Sertlik ölçümleri

Isıl işlem uygulanmış numunelerin metalografik olarak hazırlanmış yüzeyleri üzerinde çoklu sertlik ölçümleri yapılmıştır. Bu ölçümler, FutureTech FM-700 model makro-Vickers sertlik ölçeri kullanılarak 10 kgf yük altında yapılmıştır. Numune yüzeyinin farklı beş bölgesinden alınan sertlik değerlerinin ortalaması alınıp her bir malzeme grubu için ısıtıl işlem sertlik değeri olarak değerlendirilmiştir.

4.1.6. Korozyon testleri

Isıl işlem uygulanmış çeliklerin korozyon testleri iki aşamada yapılmıştır. Birinci aşamada, elektrokimyasal testler gerçekleştirilmiş olup, seçilen ortamlarda çeliklerin korozyon davranışları irdelenmiştir. Bu aşamada silindirik formda (8 x 40 mm) elektrodlar hazırlanmış olup bu elektrodlar polyester reçine ile kaplanmıştır. Elektrodların yüzeyi standart yüzey hazırlama işlemi olan kaba ve ince zımparalama ile minimum pürüzlülük olacak şekilde hazırlanmıştır. Bu mekanik işlemde, SiC esaslı aşındırıcılar kullanılmış olup elektrod yüzeyi sırası ile 180-400-800-1200 mesh'lik zımpara kağıdı ile işlemlendirilmiştir. Yüzeyi hazırlanan elektrodun çözelti ile olan etkileşim alanı $0,5024 \text{ cm}^2$ 'dir. Tüm elektrokimyasal testlerde Gamry Reference 600 model Potentiostat/Galvanostat cihaz kullanılmış ve tüm ölçümler üç elektrod metoduna uygun olarak oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem uygulanmış takım çeliği, platin tel ve doygun kalomel elektrod; sırasıyla çalışma elektrodu, karşıt elektrod ve referans elektrod olarak kullanılmıştır. Tafel ölçümleri, açık devre potansiyelinden itibaren -0,25 V/ +0,25 V potansiyel aralığı ve 5 mV/s tarama hızı kullanılarak ölçümlerden önce çözelti 1 saat karıştırılarak dengeye gelmesi sağlanmıştır. Testlerde iki farklı çözelti kullanılmış olup bu çözeltiler 0.1M NaCl ve 0.1M NaCl + 0.03M TA kompozisyonundadır. TA'nın nispeten elektrolit içerisindeki zayıf iletkenliğinden dolayı çözelti ortamına destek elektroliti olarak NaCl eklenmiştir. Elektrokimyasal testlerde, ısıl işlem uygulanmış çeliklerin korozyon ortamlara karşı performansları Tafel metodu kullanılarak araştırılmıştır. Tafel eğrilerinden elde edilen anodik ve katodik eğrilerinin keşiminden faydalanan korozyon potansiyeli (E_{corr}), korozyon akım yoğunluğu (i_{corr}), korozyon hızı (CR) hesaplanmıştır. Ayrıca elektrokimyasal empedans spektroskopisi (EIS) ölçümleri de yapılmıştır. EIS ölçümleri, açık devre potansiyeli (OCP) referans alınarak 10^{-2} ile 10^5 Hz aralığında 10 mV alternatif akım (AC) akım uygulanarak 1 saat dengeye gelen çözelti içerisinde gerçekleştirilmiştir.

İkinci aşama korozyon testleri zamana bağlı daldırma testleri şeklinde gerçekleştirilmiştir. Bu testlerde, daha önce bahsedilen çözeltiler içerisinde tüm yüzeyleri hazırlanmış numuneler 1, 3, 5 ve 10 günlük sürelerde daldırılmıştır. Çözeltilerde test öncesi ve test sonrası pH ölçümleri Ecotest pHr2 model pH-metre kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Matriksin çözelti ortamına göre davranışını

gözlemleyebilmek için çelik yüzeyleri daldırma ortamından alınıp saf su ve alkol ile temizlenmiştir. Bunun dışında özellikle 10 günlük etkileşim sonrasında çelik yüzeylerinde herhangi bir temizleme işlemi yapılmaksızın yüzeyde oluşması beklenen birikintiler karakterize edilmiştir. Daldırma testlerinde belirli aralıklarda numunelerin çözeltiden alınıp yüzeyleri mikroskobik olarak incelenmiştir. Yüzey karakterizasyonları IM ve SEM incelemelerini içermektedir.

Isıl işlem uygulanmış çeliklerin 0,1M NaCl ve 0,1M NaCl + 0,03M TA çözeltiler içerisinde 3 gün bekletilmesi sonrasında yüzeylerde oluşan korozyon ürünleri kurutulup yüzeyden toz halinde alınmıştır. Yüzeyden alınan bu tozlar üzerine FTIR analizi gerçekleştirilmiştir. Böylece tannik asit moleküllerinin çelik yüzeyinde adsorplanıp/adsorplanmadığı kontrol edilmiştir. Analizler esasta çözelti içeriğinin bir fonksiyonu olarak ısıl işlem uygulanmış çeliklerin yüzeyindeki fonksiyonel grupların tayinin de fayda sağlamıştır.

4.1.7. Tribo-korozyon çalışmaları

Bu bölümde yapılan çalışmalar, ısıl işlem uygulanmış takım çeliklerinin kuru ve çözelti içeren ortamlara karşı tribolojik performansının tayinini içermektedir. Isıl işlem uygulanmış çeliklerin kuru sürtünme koşullarındaki tribolojik davranışı Nanovea marka “ball-on-disc” tipi bir tribometre kullanılarak araştırılmıştır. Kuru sürtünme testlerinde karşıt malzeme olarak 5 mm çapında alümina bilya (9 Moh’s) seçilmiş olup bu bilya 100 metrelik bir kayma mesafesinde 0,02 m/s hızla takım çeliğine 20 N bir yüklenme altında temas ettirilmiştir.

Aşınmada oluşan kayıp hacim ise kullanılan test düzeneğine bağlı olarak belirlenir. ASTM standartına göre (G99-17) “ball-on-disc” tipi bir cihazda hacimsel kaybın (V) bulunması için Eşitlik (4.1)’de verilen denklem, hesaplamada kullanılır. Bu eşitlikte, R: aşınma izi yarıçapını, d: aşınma izi genişliğini ve r: bilya yarıçapını ifade etmektedir;

$$V=2\pi R \times \left[r^2 \times \sin^{-1} \left(\frac{d}{2r} \right) - \left(\frac{d}{4} \right) \times (4r^2 - d^2)^{1/2} \right] \quad (4.1)$$

Alaşımların aşınma oranı (W_f), Eşitlik (4.2) ile hesaplanır. Hacim kaybının (V), uygulanan yük (N) ile aşınma mesafesi (m) arpımına bölünmesi sonucu bulunur (Aktaş, 2014);

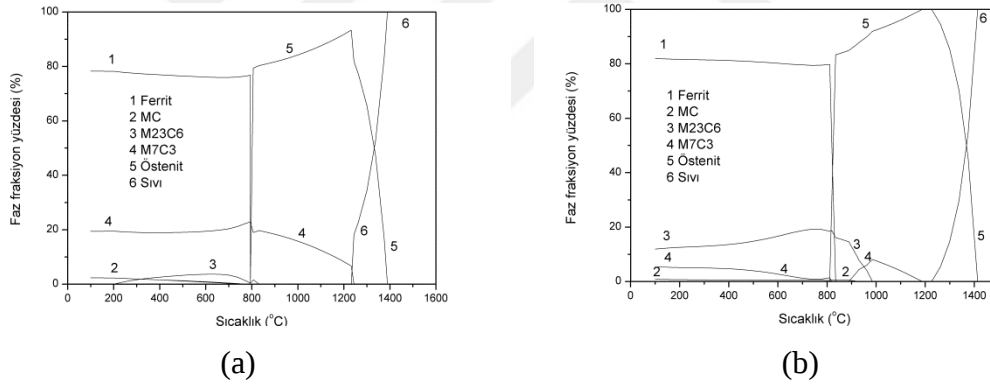
$$W_f = \frac{V}{N \times m} \quad (4.2)$$

Tribolojik alışmalar da aynı düzenek kullanılarak tasarlanan ek bir hazne içerisinde seçilen çözelti ortamında (0,03M TA) takım çeliklerinin sulu sürtünme davranışı araştırılmıştır. Bu aşamada, kuru sürtünme test koşullarına benzer koşullarda tribolojik testler gerekletirilmış olup, değişken mesafelerde (100 m, 300 m ve 500 m) ve buna bağlı olarak zamanlarda takım çeliklerinin tribolojisi değerlendirilmiştir. Tüm bu tribolojik değerlendirmelerde mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramları, ağırlık ve hacimsel kayıplar gözönüne alınmıştır. Testler sonrası yüzeyde IM ve SEM çalışmalarının dışında Nanovea marka 3D profilometre kullanılarak karakterizasyon çalışmaları tamamlanmıştır.

5. BULGULAR VE TARTIŞMA

5.1. Termodinamiksel Modelin Değerlendirilmesi

Bu bölümde, deneysel malzeme olarak seçilen soğuk iş takım çeliklerinin kompozisyonu ve uygulanan ısıtma işlem verileri kullanılarak denge konumunda termodinamik esaslı çıktıları değerlendirilmiştir. Öncelikle çeliklerin kimyasal kompozisyonunun bir sonucu olarak matriks fazlarının yüksek sıcaklıktan (sıvı fazdan) oda sıcaklığına kadar yüzdesel dağılım miktarları daha evvelinden yapılan bir çok çalışmaya benzer metodolojide ThermoCalc hesaplamaları ile izlenmiştir (Bombac ve diğ., 2013, Halfa, 2013). Şekil 5.1’de her iki çelik için sıcaklığın bir fonksiyonu olarak matriks fazlarının değişimini gösterebilen hesaplama sonuçları verilmiştir.



Şekil 5.1. Her iki alaşım için azalan sıcaklığın bir fonksiyonu olarak %-faz miktarlarının değişimi; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

M1 alaşımı için 1389 °C üzerinde sıvı fazın kararlı olduğu ve 1232 °C’ye kadar soğuma koşulunda sıvı fazın varolabileceği Şekil 5.1a’da gösterilmiştir. Sıvı fazdan önce östenit kristallenmekte olup yaklaşık 794 °C’ye kadar östenitin varolduğu tespit edilmiştir. 1243 °C’nin hemen altındaki sıcaklıklardan itibaren M_7C_3 karbürünün oluşmaya başladığı ve yaklaşık 794 °C’de en yüksek miktarda (% 22,92) olduğu hesaplanmıştır. Soğuma koşullarında östenit-ferrit dönüşümü 794 °C civarında başlamış olup oda sıcaklığında matriks tamamen ferritik karakteristiktir. M1 alaşımı için 794 °C’nin hemen altındaki sıcaklıklarda $M_{23}C_6$ oluşumu da

gözlemlenmiştir. Sıcaklığın nispeten 737 °C ve altına ulaşması halinde matriks içerisinde MC türü bir karbürün oluşabileceği belirlenmiştir. Hesaplamalar oda sıcaklığı yapısının % 78,27 ferrit, % 19,39 M_7C_3 , % 0,20 $M_{23}C_6$ ve % 2,32 MC içerdiğini göstermiştir.

M1 alaşımına benzer bir hesaplama C1 alaşımı için de yapılmış olup elde edilen veri Şekil 5.1b’de grafikleştirilmiştir. Nispeten alaşım kompozisyonun değişimi M1 alaşımında tespit edilmiş olan fazların varoluş sıcaklık aralığında ve bu fazların yüzde miktarında önemli farklılaşmaya neden olmuştur. Sıvı faz 1413 °C üstünde kararlı iken yaklaşık 1226 °C sıcaklığa ulaştığında kararlılığını kaybetmiştir. M1 alaşımına benzer olarak ilk önce östenit kristallenmesi gerçekleşmiş olup yapıda östenit yaklaşık 835 °C sıcaklıktan itibaren baskınlığını yitirip azalan sıcaklıkla birlikte ferrite dönüşmeye başlamıştır. C1 alaşımı için 1187 °C sıcaklıktan itibaren soğuma koşullarında M_7C_3 karbürün varolduğu, 984 °C sıcaklığın altından itibaren $M_{23}C_6$ türü karbürün ve 888 °C sıcaklığın altından itibaren MC türü karbürün matrikste oluşabileceği hesaplanmıştır. Hesaplamalar oda sıcaklığı yapısının % 81,90 ferrit, % 5,35 M_7C_3 , % 11,93 $M_{23}C_6$ ve % 0,82 MC içerdiğini göstermiştir.

Östenitleştirme sıcaklığında her bir çelik matriks içerisindeki karbon, krom ve M_7C_3 tipi karbürlerin dağılımı da dikkate alınmıştır. Bu çalışmalar yapılırken daha evvelinden Winkelmann ve diğ. (2009b) tarafından M1 alaşımına benzer bir kompozisyon için rapor edilen bir çıktı referans olarak alınmıştır. Winkelmann ve diğ.’nin çalışmasında seçilen çelik kompozisyonu Fe-1,55C-11,75Cr içeriğinde olup alaşım 1080 °C’de östenitleştirilip 560 °C’de temperlenmiştir. Çalışmada esas olarak östenitleştirmeyi takiben su verme konumunda çelik matriksi içerisindeki karbon ve kromun ağırlıkça yüzde dağılımı ThermoCalc ile hesaplanmıştır. Bu hesaplamalarda aynı zamanda ısıtıl işlem uygulanmış çeliğin sahip olduğu M_7C_3 tipi karbürün de miktarı (%- mol) belirlenmiştir. Tez çalışması kapsamında, bu tür bir hesaplama yazılımın sağlamış olduğu verileri kontrol amaçlı olarak yukarıda verilen çelik ve ısıtıl işlem prosesine uygun olarak yeniden yapılmıştır. Hesaplamalar sonrası elde edilen değerler Tablo 5.1’de verilmiştir. Bu değerlerden de görüleceği üzere tez çalışmasında kullanılan yazılım çıktıları literatürde yer alan ve rapor edilen sonuçlara benzerdir. Farklılıklar, her iki çalışma da kullanılan farklı veri tabanları nedenlidir.

Winkelmann ve diğ.'nin (2009b) çalışmasına benzer olarak tez çalışmasında seçilen alaşımların östenitleştirme sıcaklığını takiben su verme koşulunda matriks içerisindeki karbon, krom ve karbür dağılımları belirlenmiştir.

Tablo 5.1. Fe-1,55C-11,75Cr içeriğindeki alaşım için karbon, krom ve karbür miktarları

Koşul	C (%- ağı.)	Cr (%- ağı.)	M ₇ C ₃ (%- mol)
Winkelmann ve diğ.	0,71	7,11	13,29
Yeniden hesaplanan	0,74	7,15	12,76

Tablo 5.2’de her bir alaşım için hesaplanan değerler verilmiştir. Tablo 5.2’de verilen hesaplamalar seçilen östenitleştirme sıcaklık ve süresinde C1 alaşımının M1 alaşımına göre daha fazla karbon ve krom çözebildiğini ortaya koymuştur. Hesaplamalar aynı zamanda M1 alaşım matriksinde C1 alaşımına göre nispeten daha yüksek oranda çözünmemiş kromca zengin karbürlerin varolduğunu göstermiştir. Bu değerler östenitleştirmenin tamamen yapılamadığını ve matriksin önemli bir miktarda çözünmemiş karbür (M₇C₃) içerdiğini işaret etmektedir. Oluşan bu karbürler M1 alaşım matriksinde özellikle tane içerisinde krom fakirleşmesinin ve tane sınırlarında krom zenginleşmesini oluşabileceğini göstermektedir.

Tablo 5.2. Deneysel çeliklerin östenitleştirme işlemini takiben su verme koşuluna ait hesaplanan ThermoCalc verileri

Alaşım	C (%- ağı.)	Cr (%- ağı.)	M ₇ C ₃ (%- mol)
M1	0,68	6,55	14,36
C1	0,88	6,64	5,05

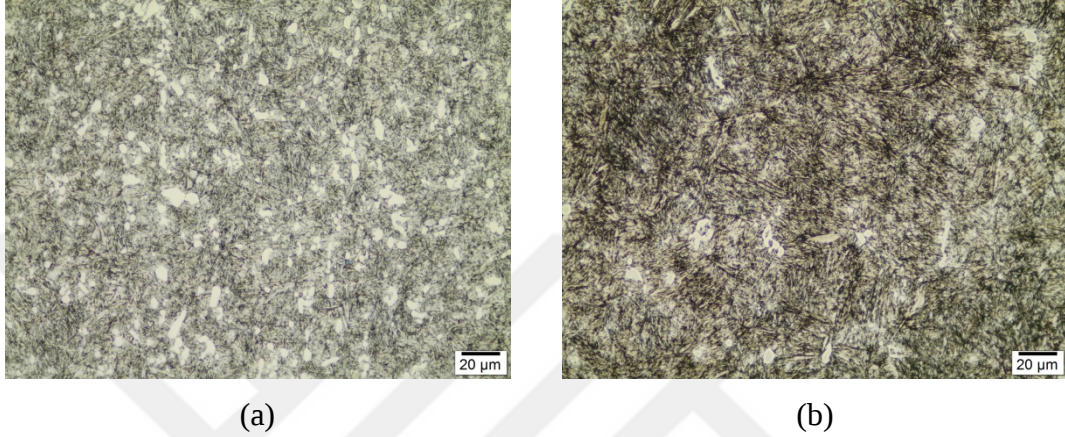
Östenitleştirme sıcaklığında yapılan hesaplamalara ek olarak temperleme sıcaklığında da karbon ve krom miktarları yanı sıra yeniden çökelebilen karbürlerin miktarları da hesaplanmıştır. Tablo 5.3’de bu hesaplama sonuçları verilmiştir. Elde edilen verilere göre, C1 alaşımı M1 alaşımına göre eşdeğer karbon içeriğine sahip olmasına rağmen daha yüksek seviyede krom içermektedir. Alaşım kompozisyonun bir fonksiyonu olarak dengede M1 çeliği matriksinde yeniden çökelmiş farklı tipte (M₇C₃, M₂₃C₆ ve MC) ve daha yüksek oranda karbür tespit edilmiştir.

Tablo 5.3. Deneysel çeliklerin temperleme koşuluna ait hesaplanan ThermoCalc verileri

Alaşım	C (%- ağı.)	Cr (%- ağı.)	M ₇ C ₃ (%- mol)	M ₂₃ C ₆ (%- mol)	MC (%- mol)
M1	0,00013	0,47	19,25	3,79	0,87
C1	0,00013	0,77	3,70	15,38	0,37

5.2. Mikroyapısal Karakterizasyon

Bu bölümde, deneysel çalışmalar da kullanılan soğuk iş takım çeliklerinin ısıt işlemleri sonrası mikroyapısal bileşenleri farklı karakterizasyon teknikleri kullanılarak irdelenmiştir. Şekil 5.2’de ısıt işlem uygulanmış çeliklerin nital ile dağlanmış konumda IM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 5.2. Isıt işlem uygulanmış çeliklerin IM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

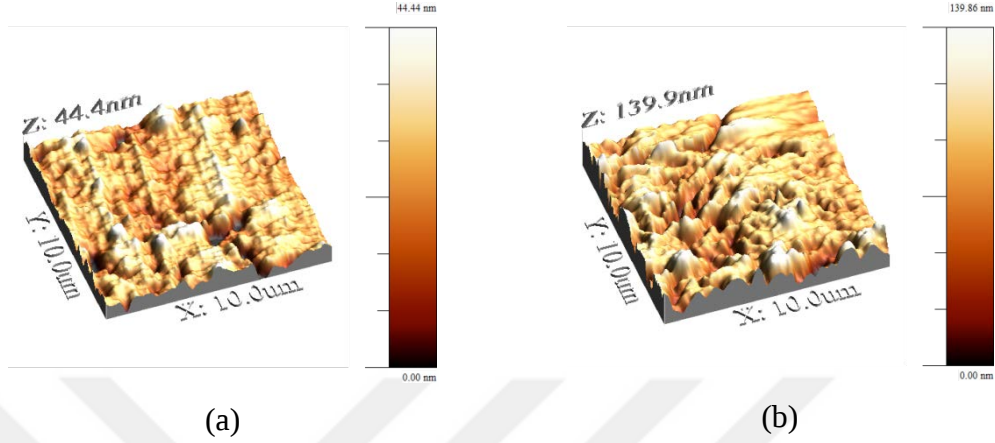
Çelik matriksleri genel olarak matriksine göre daha aydınlık kontrastta alaşım karbürleri ve koyu kontrastta gözlenen temper martenzitik yapısını içermektedir. IM görüntüleri kullanılarak çeliklerin sahip oldukları tane boyutları ve alaşım karbür miktarları belirlenmiş olup elde edilen değerler Tablo 5.4’de verilmiştir.

Tablo 5.4. Isıt işlem uygulanmış çeliklerin bazı mikroyapısal özelliklerinin kantitatif analizi

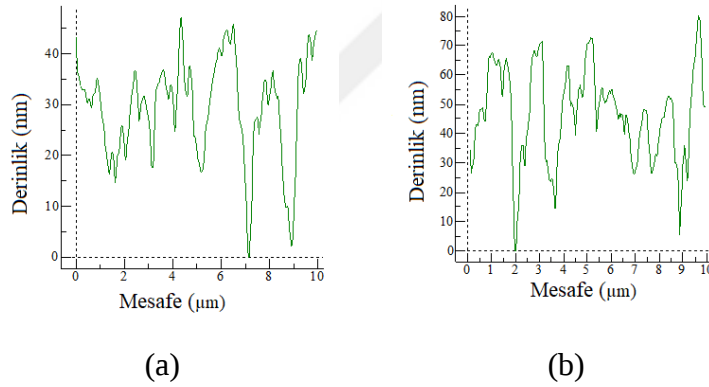
Alaşım	Mikroyapısal bileşenler	
	Tane boyutu (µm)	Karbür miktarı (%- hacimsel)
M1	28,89	6,64
C1	36,09	3,63

C1 alaşımı, M1 alaşımına göre daha kaba tane boyutuna sahip olup matriksi bu alaşıma göre daha düşük oranda alaşım karbürü içermektedir. Ana matriks yapısı her iki çelikte temper martenzit içermekte olup Şekil 5.3’de verilen AFM görsellerine göre M1 alaşımı C1 alaşımına göre daha sık bir martenzitik paket yapısına sahiptir. Şekil 5.4’de verilen kesit analizleri dağlanmış yüzeye ait topografik veriyi içermektedir. AFM sonuçları ortalama pürüzlülük (R_a) değeri olarak M1 alaşımı için

6,07 nm iken C1 alaşımları için 20,09 nm olduğunu göstermiştir. Bu pürüzlülük değerleri, M1 alaşımının C1 alaşımına göre daha ince bir yapıya sahip olduğunu işaret etmektedir.



Şekil 5.3. Isıl işlem uygulanmış çelik matrikslerinin AFM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı



Şekil 5.4. AFM görsellerinden alınan ve deneysel çeliklerin dağlanmış yüzeylerine ait topoğrafik veriler; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

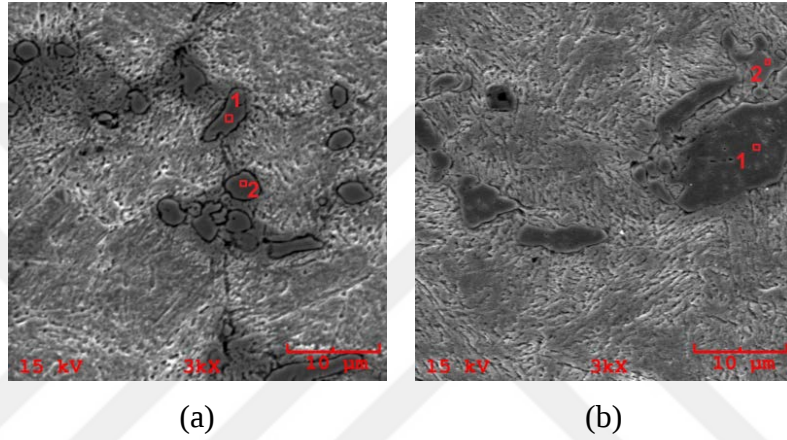
Matriksin ince bir karakterde olması alaşım sertlik değerlerine de yansiyacaktır. Matriks sertlikleri çoklu ölçümler ile belirlenmiş olup C1 alaşımına göre daha yoğun karbür içeren ve nispeten daha ince martenzitik yapıya sahip M1 alaşımının daha sert olduğu tespit edilmiştir (Tablo 5.5).

Şekil 5.5a'da verilen SEM görüntüsü üzerinde M1 alaşımının temper martenzit matriksinde yer alan alaşım karbürleri gösterilmiştir. Morfolojik olarak bakıldığında matrikste kaba boyutlu iki tür karbürün var olduğu gözlenmiştir. Birinci tür karbür,

bloksu yapıda olup özellikle tane sınırı boyunca yer almaktadır. EDS analizleri bu tür bir karbür yapısının nispeten daha yüksek oranda Cr içermesinden dolayı M_7C_3 tipi karbür olacağını işaret etmiştir (Tablo 5.6).

Tablo 5.5. Isıl işlem sonrası deneysel çeliklerin matriks sertlikleri

Alaşım	Ölçüm (1)	Ölçüm (2)	Ölçüm (3)	Ortalama sertlik (HV_{10})	Standart sapma
M1	589,2	595,9	595,3	593,4	3,7
C1	586,6	595,3	588,9	590,2	4,5



Şekil 5.5. Her iki alaşıma ait SEM-EDS analizi yapılan bloksu ve globular yapıdaki karbürler; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

Matrikste aynı zamanda globular morfoloji de ikinci bir karbür yapısı da tespit edilmiş olup yapılan EDS çalışmaları $M_{23}C_6$ tipi bir karbür olabileceğini göstermiştir (Tablo 5.6). Benzer SEM-EDS çalışmaları C1 alaşımı içinde yapılmış olup elde edilen görsel ve analiz değerleri Şekil 5.5b’de verilmiştir. C1 alaşımının temper martenitik matriks içerisinde dağılmış karbürleri gösterilmiştir. Bu karbürlere ait analizler matriks içerisinde M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ karbürlerinin varolabileceğini göstermiştir (Tablo 5.7).

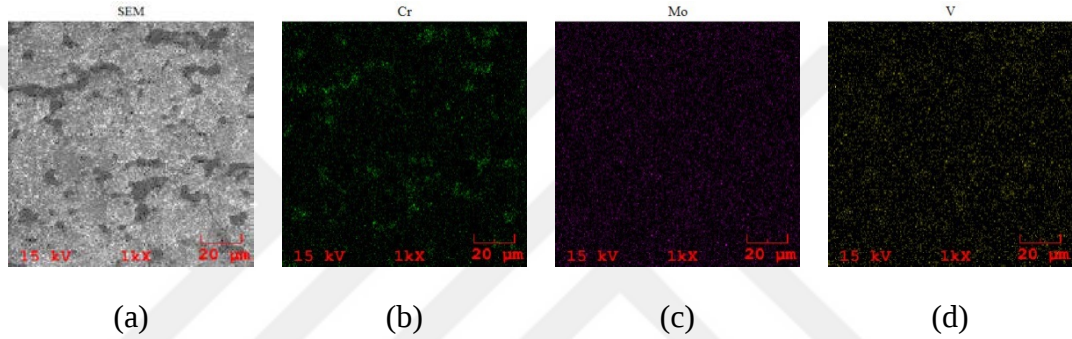
Tablo 5.6. M1 alaşımının içerdiği ve Şekil 5.5a’da verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen karbürlere ait EDS analiz sonuçları

Alaşım elementi	Kimyasal kompozisyon (%- ağı.)	
	Analiz-1	Analiz-2
C	4,09	3,20
Cr	50,38	31,46

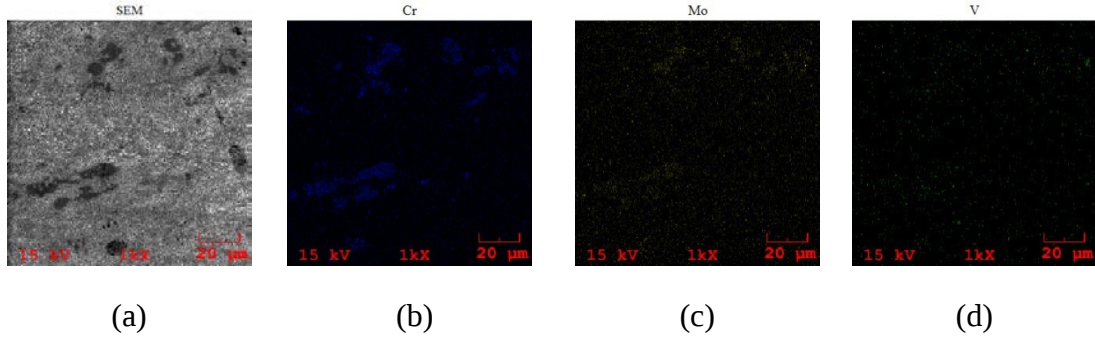
Matriks içerisinde alaşım karbür oluşturuvcu elementlerin (Cr, Mo ve V) dağılımlarını gözlemleyebilmek için seçili SEM görselleri kullanılarak X-ışın haritalama çalışmaları da yapılmış olup elde edilen bulgular Şekil 5.6 ve Şekil 5.7’de verilmiştir.

Tablo 5.7. C1 alaşımının içerdiği ve Şekil 5.5b’de verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen karbürlere ait EDS analiz sonuçları

Alaşım elementi	Kimyasal kompozisyon (%- ağı.)	
	Analiz-1	Analiz-2
C	10,64	8,80
Cr	24,44	5,22



Şekil 5.6. M1 alaşımına ait SEM görselleri (a) ve haritalama sonrası matriks içi elementel dağılımlar; (b) Cr, (c) Mo ve (d) V

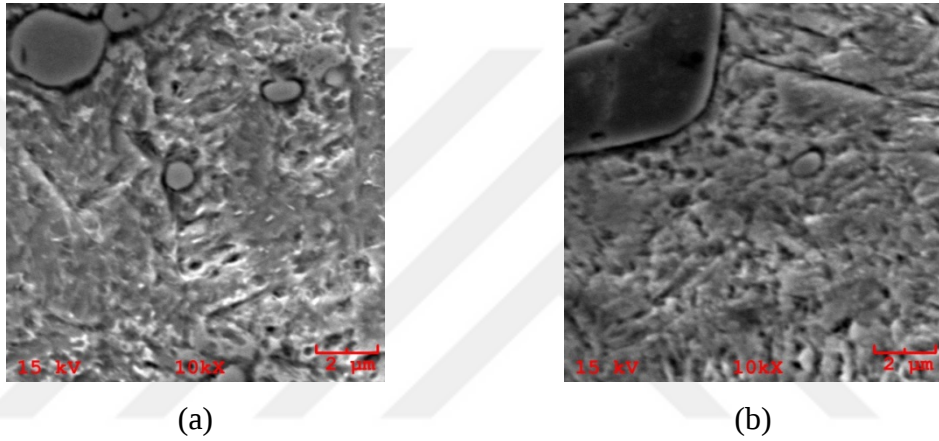


Şekil 5.7. C1 alaşımına ait SEM görselleri (a) ve haritalama sonrası matriks içi elementel dağılımlar; (b) Cr, (c) Mo ve (d) V

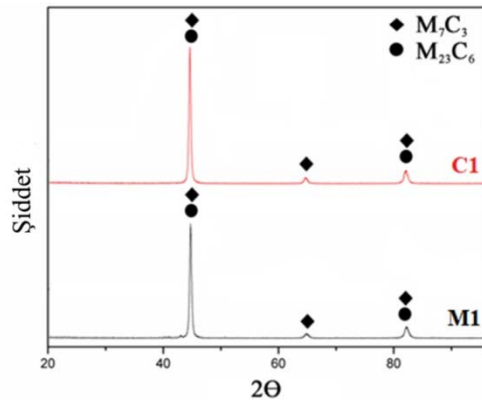
Daha yüksek büyütme SEM görüntüleme (Şekil 5.8), matriks içerisinde ince dağılım göstermiş mikron altı çökeltileri de ortaya koymuştur. Bu çökeltiler temperleme ile birlikte matriks içerisinde oluşabilen ikincil çökeltiler olup alaşım karbür bileşenleridir (Das ve diğ., 2010).

Bölüm 5.1.’de irdelendiği üzere çalışılan alaşımlar denge konumunda matriksinde belli bir miktar MC türü karbür de içerebileceği ön görülmüştür. Şekil 5.6 ve Şekil

5.7’de verilen haritalama sonuçları da özellikle bu tür bir karbür yapısını oluşturabilen vanadyumun çoğunlukla matriks içerisinde dağılabildiğini göstermiştir. Bu durumda MC karbürünün matrikste oluşmadığı veya yapılan karakterizasyon çalışmalarında tespit edilemediği sonucuna varılmıştır. Isıl işlem uygulanmış çelikler üzerine yapılan XRD çalışmaları da bu sonuca varılmasına katkı sağlamıştır. Şekil 5.9’da verilen XRD datası her iki çelikte de matriks içerisinde M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ tipi karbürlerinin var olduğunu doğrulamıştır. Bu karbürlere ait kırınım açısı değerlerine karşılık gelen pikler yapılan literatür taramasında tespit edilen veriler ile benzeşmektedir (Sert ve diğ., 2016).



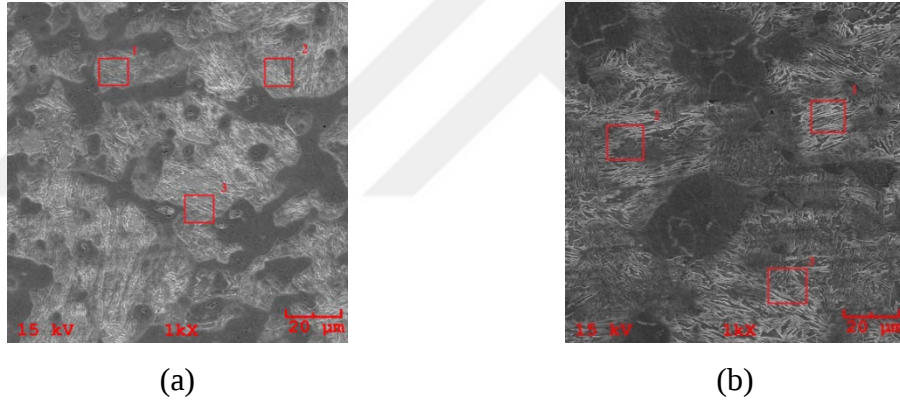
Şekil 5.8. Isıl işlem uygulanmış çeliklerin ikincil karbürleri içeren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı



Şekil 5.9. M1 ve C1 alaşımına ait XRD analiz sonuçları

Mikroyapı bileşenleri daha önceden dengede hesaplananlarla benzeşim göstermiştir. ThermoCalc hesaplamaları seçilen östenitleştirme sıcaklığında önemli miktarda M_7C_3 karbürün var olduğunu ve M1 alaşımının kimyasal kompozisyonunun bir

sonucu olarak C1 alaşımına göre daha yüksek oranda çözünmemiş bu tür bir karbür içerdiğini göstermiştir. Mikroskobik incelemeler özellikle östenitleştirme sıcaklığında çözünemeyen bu karbürlerin matriks içerisinde olduğunu ve alaşımlara göre Tablo 5.4’de verildiği üzere M1 alaşım matriksinin karbürce zengin olduğunu göstermiştir. ThermoCalc hesaplamaları aynı zamanda gerek östenitleştirmede gerekse de temperleme de matriks içi karbon ve krom dağılımını da ortaya koymuştur. Tablo 5.2 göz önüne alındığında, M1 matriksi C1 matriksine göre daha düşük karbon ve krom içermektedir. Deneysel çalışma kapsamında, östenitleştirilmiş çeliklerin su verilmiş konumlarında SEM-EDS çalışmaları yapılarak matriks içerisinde karbon ve krom’un miktarı (%- ağı.) araştırılmıştır. Şekil 5.10’da su verilmiş çeliklerin matriksinde analizi yapılan bölgeleri gösteren SEM görüntüleri verilmiş olup elde edilen elementel dağılımlar Tablo 5.8 ve Tablo 5.9’da listelenmiştir.



Şekil 5.10. Su verilmiş konumda deneysel çeliklerin matriksinde EDS analizi yapılan bölgeleri gösteren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

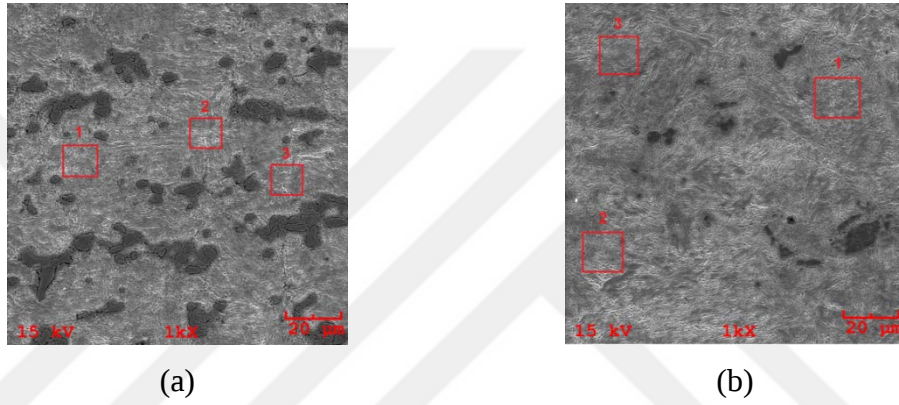
Tablo 5.8. Su verme konumunda M1 alaşımı için Şekil 5.10a’da verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen bölgelere ait EDS analiz sonuçları

Alaşım elementi	Kimyasal kompozisyon (%- ağı.)			
	Analiz-1	Analiz-2	Analiz-3	Ortalama
C	0,05	0,16	0,25	0,15
Cr	8,45	10,37	12,13	10,32

Tablo 5.9. Su verme konumunda C1 alaşımı için Şekil 5.10b’de verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen bölgelere ait EDS analiz sonuçları

Alaşım elementi	Kimyasal kompozisyon (%- ağı.)			
	Analiz-1	Analiz-2	Analiz-3	Ortalama
C	0,28	0,37	0,34	0,33
Cr	8,31	9,62	8,87	8,94

Yapılan bu çalışmalar, ThermoCalc ile öngörülen östenitleştirmedeki elementel dağılıma benzerdir. ThermoCalc hesaplamaları temper konumu için de yapılmış olup (Tablo 5.3), her iki alaşımın matriksi benzer karbon içeriğinde olup önemli bir değişim % krom miktarında tespit edilmiştir. Hesaplamalara göre C1 alaşım matriksi temper konumunda daha fazla krom içermektedir. Bu tür bir model hesaplamayı desteklemek için temperleme konumunda da SEM-EDS çalışmaları yapılmıştır. Şekil 5.11’de temperlenmiş çeliklerin matriksinde analizi yapılan bölgeleri gösteren SEM görüntüleri verilmiş olup elde edilen elementel dağılımlar Tablo 5.10 ve Tablo 5.11’de listelenmiştir.



Şekil 5.11. Temperlenmiş konumda deneysel çeliklerin matriksinde EDS analizi yapılan bölgeleri gösteren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

Tablo 5.10. Temperlenmiş konumunda M1 alaşımı için Şekil 5.11a’da verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen bölgelere ait EDS analiz sonuçları

Alaşım elementi	Kimyasal kompozisyon (%- ağı.)			
	Analiz-1	Analiz-2	Analiz-3	Ortalama
C	0,68	0,62	0,65	0,65
Cr	8,83	8,68	8,57	8,69

Tablo 5.11. Temperlenmiş konumunda C1 alaşımı için Şekil 5.11b’de verilen SEM görüntüsü üzerinde işaretlenen bölgelere ait EDS analiz sonuçları

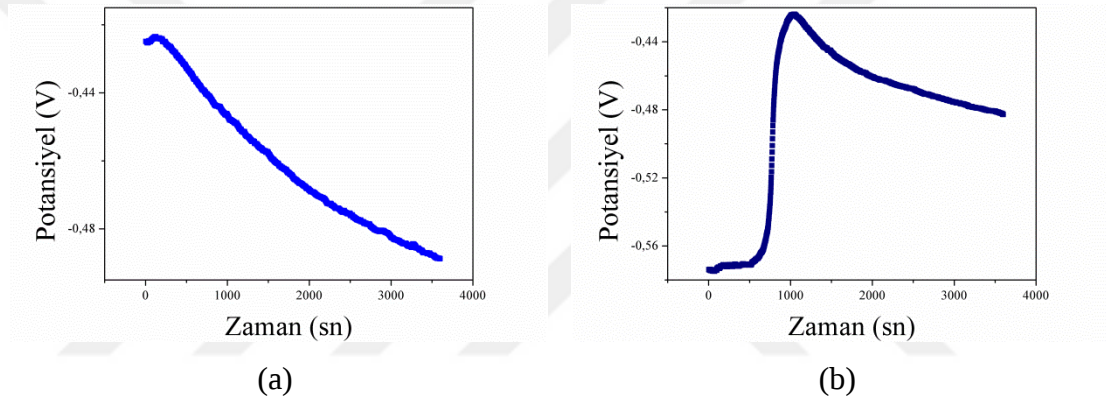
Alaşım elementi	Kimyasal kompozisyon (%- ağı.)			
	Analiz-1	Analiz-2	Analiz-3	Ortalama
C	0,73	0,86	0,84	0,81
Cr	6,71	6,97	6,71	6,80

Özellikle temperleme konumunda matriks içerisinde karbon ve krom miktarları daha önceden hesaplanan ThermoCalc verilerinden kısmen farklılıklar içermektedir. Bu ise çeliklerin ilgili temperleme sıcaklığında birbirinden farklı kromca zengin karbür oluşturma eğiliminden kaynaklı olabilir. ThermoCalc verileri temper konumunda C1

alaşımında M1 alaşımına göre $M_{23}C_6$ karbür oluşumunun baskın olduğunu göstermiştir.

5.3. Elektrokimyasal Verilerin Değerlendirilmesi

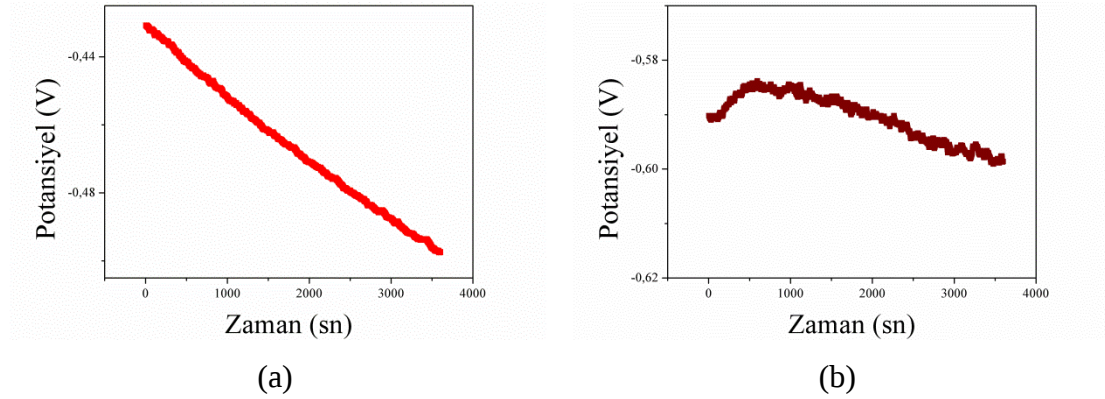
Şekil 5.12 ve 5.13’de elektrokimyasal testler sonrası her iki alaşım için çözelti ortamlarında elde edilen OCP eğrileri verilmiştir. Bu eğriler her bir ortam için bir saatlik stabilizasyon sonrasında yansıtmaktadır. NaCl çözeltisi içerisinde her iki alaşım yaklaşık bir saat sonrasında eşdeğer potansiyel aralığında stabilizasyona ulaşmıştır. M1 alaşımı için stabilizasyon -425 ile -488 mV aralığında (Şekil 5.12a) iken C1 alaşımı için bu değer -430 ile -497 mV aralığında tespit edilmiştir (Şekil 5.12b).



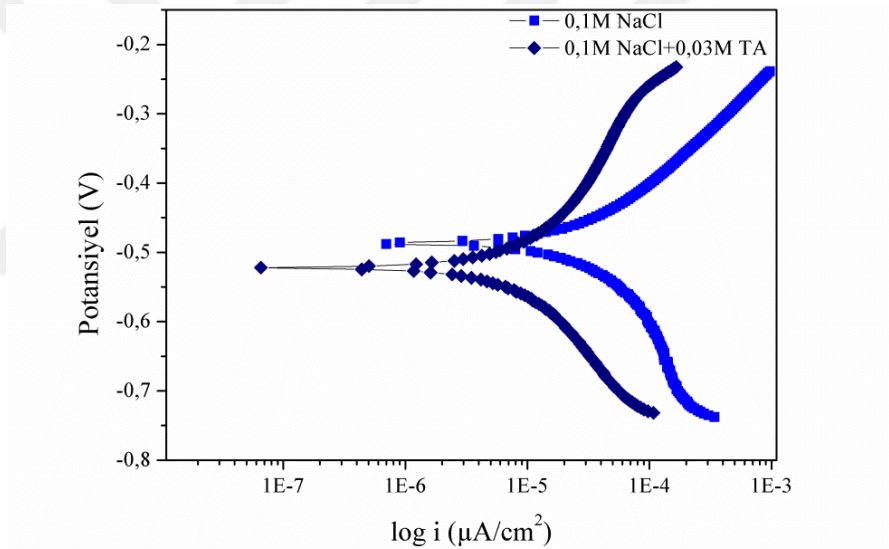
Şekil 5.12. 0,1M NaCl çözeltisinde tutulan alaşımlara ait OCP eğrileri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

Ancak çözelti ortamına TA katkısı ile OCP eğrilerinde belirgin bir değişim gözlenmiştir. Bu değişim özellikle M1 alaşımında 670 sn içerisinde potansiyelde bir artış (-560 ile -424 mV) ve ilerleyen zamanlarda yeniden bir stabilizasyon (-424 ile -482 mV) şeklindedir (Şekil 5.13a). C1 alaşımı ise TA içeren çözelti içerisinde zamanla stabilizasyona ulaşmış olup bir saat sonrası potansiyel aralığı -590 ile -597 mV arasında değişmiştir (Şekil 5.13b). Tüm OCP verileri göz önüne alındığında C1 alaşımının potansiyeli TA içeren çözeltide daha negatif değerlerde olup aktif karakteristiktir. Şekil 5.14 ve Şekil 5.15’de alaşımların farklı çözeltiler içerisinde OCP ölçümleri sonrası elde edilen Tafel eğrileri verilmiştir. Eğrilerde özellikle çözelti içerisine TA katkısı ile anodik ve katodik davranışta belirgin bir değişim gözlenmiştir. M1 alaşımında ortama TA’nın katılması ile birlikte NaCl çözeltisine göre akım yoğunluğu hem anodik hem de katodik yönde azalmıştır (Şekil 5.14). C1 alaşımında gözlenen değişim ise karma

inhibisyon etkisi ile açıklanabilir. TA katkısı ile korozyon potansiyeli daha negatif değerlere kaymıştır (Şekil 5.15).



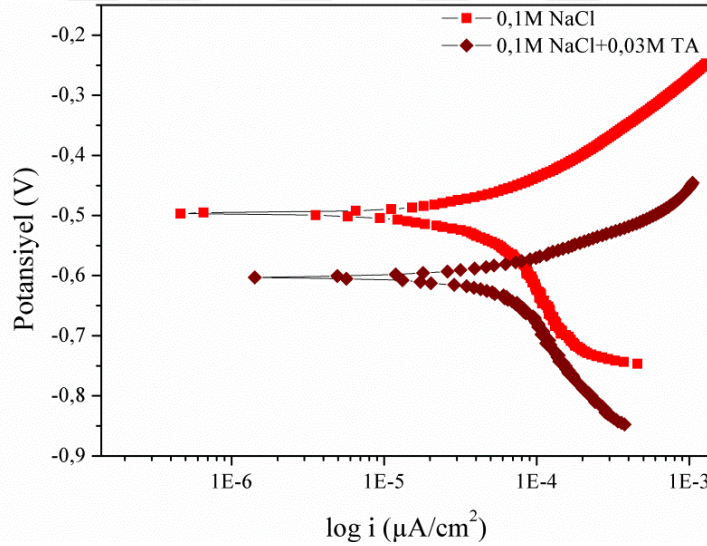
Şekil 5.13. 0,1M NaCl+0,03M TA çözeltisinde tutulan alaşımlara ait OCP eğrileri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı



Şekil 5.14. M1 alaşımına ait farklı çözeltilerde elde edilen Tafel eğrileri

Tafel eğrilerinden elde edilen elektrokimyasal parametreler Tablo 5.12’de listelenmiştir. Bu tablo incelendiğinde, M1 alaşımının TA katkılı ve katkısız NaCl çözeltilerinde anodik ve katodik Tafel sabitlerinin (β -anodik, β_a ve β -katodik, β_c) birbirine yakın değer aralığında olduğu görülmektedir. Ancak C1 alaşımında bu benzerlik görülmemiştir. Tablo 5.12’de verilen i_{corr} değerleri dikkate alındığında; (i) tuzlu su ortamında M1 alaşımı için i_{corr} değeri 23,60 μA iken C1 alaşımı için bu değer 21,40 μA ölçülmüş olup nispeten birbirine yakın değerler olarak değerlendirilmiştir, (ii) TA katkısı ile her iki alaşımın i_{corr} değerlerinde belirgin bir

değişim tespit edilmiş olup M1 alaşımının i_{corr} değerinde (9,62 μA) % 59'luk bir azalma ve C1 alaşımının i_{corr} değerinde (180,01 μA) % 88'lik bir artış tespit edilmiştir. Buna göre, tannik asit M1 alaşımının yüzeyinde absorplanarak inhibisyon etkisi gösterirken, C1 alaşımın da benzer etkiyi göstermemiş ve çeliğin korozyonunu hızlandırmıştır. Elektrokimyasal parametereler içerisinde önemli bir başka bileşen olan E_{corr} değerleri dikkate alındığında TA katkısı ile alaşımların korozyona uğrama eğilimlerindeki değişim belirgin şekilde gözlenmiştir. M1 alaşımının tuzlu su ortamındaki E_{corr} değeri -487 mV iken TA katkılı çözelti içerisinde bu değer -522 mV'dur. C1 alaşımında ise bu değerler tuzlu su ve TA katkılı çözelti için sırasıyla -496 mV ve -603 mV'dur. i_{corr} ve E_{corr} değerleri gözönüne alındığında, M1 alaşımı için ortamda TA'nın bulunması bir inhibitör etkisinin varlığını işaret etmektedir.



Şekil 5.15. C1 alaşımına ait farklı çözeltilerde elde edilen Tafel eğrileri

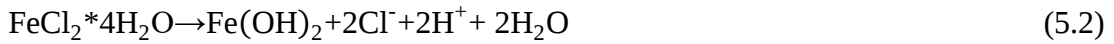
Ancak C1 alaşımı için TA'nın varlığı malzemenin korozyona uğrama eğilimini arttırmıştır. Bu tür bir çıkarım hesaplanan korozyon hızları ile de örtüşmektedir. Tablo 5.12'de görüleceği üzere, (i) M1 alaşımında korozyon hızı tuzlu su ortamında 20,69 mpy değerinden TA katkılı çözeltide 8,44 mpy değerine düşmüştür, (ii) C1 alaşımında korozyon hızı tuzlu su ortamında 18,77 mpy değerinden TA katkılı çözeltide 157,77 mpy değerine artmıştır. Elde edilen mpy cinsinden korozyon hızı değerleri de i_{corr} değerleri ile uyumludur. TA katkılı NaCl çözeltisinde C1 alaşımının Cr oranının düşük olması nedeniyle daha kolay çözünerek demir iyonları (Fe^{+2})

oluşturmaktadır. Oluşan demir iyonları da TA ile kompleks oluşturmakta yani TA, C1 alaşımında demirleri kompleks oluşturarak daha çözünür hale getirmektedir. Bundan dolayı, C1 alaşımı TA katkılı NaCl çözeltilerinde daha fazla korozyona uğramıştır.

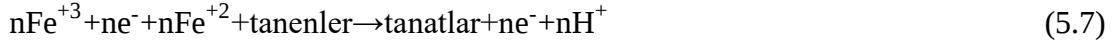
Tablo 5.12. Tafel eğrilerinden elde edilen elektrokimyasal parametre değerleri

Alaşım	Çözelti	Beta A (V/decade)	Beta C (V/decade)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	E_{corr} (mV)	Korozyon Hızı (mpy)
M1	0,1 M NaCl	$123,7 \times 10^{-3}$	$132,2 \times 10^{-3}$	23,60	- 487,0	20,69
	0,1 M NaCl+0,03 M TA	$186,6 \times 10^{-3}$	$195,5 \times 10^{-3}$	9,62	- 522,0	8,44
C1	0,1 M NaCl	$75,5 \times 10^{-3}$	$112,2 \times 10^{-3}$	21,40	- 496,0	18,77
	0,1 M NaCl+0,03 M TA	$177,4 \times 10^{-3}$	$9,6 \times 10^6$	180,01	- 603,0	157,77

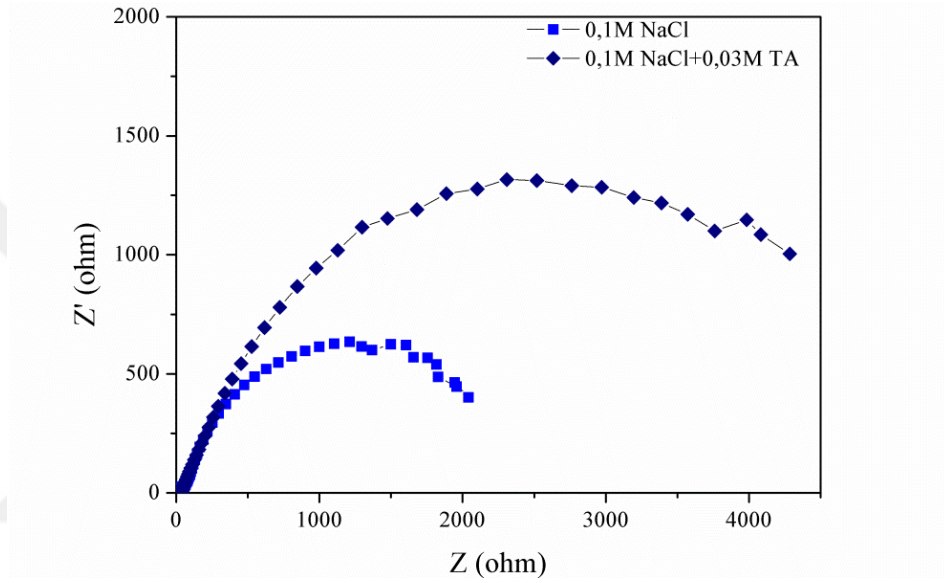
Tuzlu su ortamında, oksidasyon ve redüksiyon reaksiyonlarının eş zamanlı gerçekleşmesi sonucunda aşağıda verilen Eşitlik (5.1), Eşitlik (5.2), Eşitlik (5.3), Eşitlik (5.4), Eşitlik (5.5)'de anodik ve katodik reaksiyonlar tanımlanabilir (Zhang ve diğ., 2017);



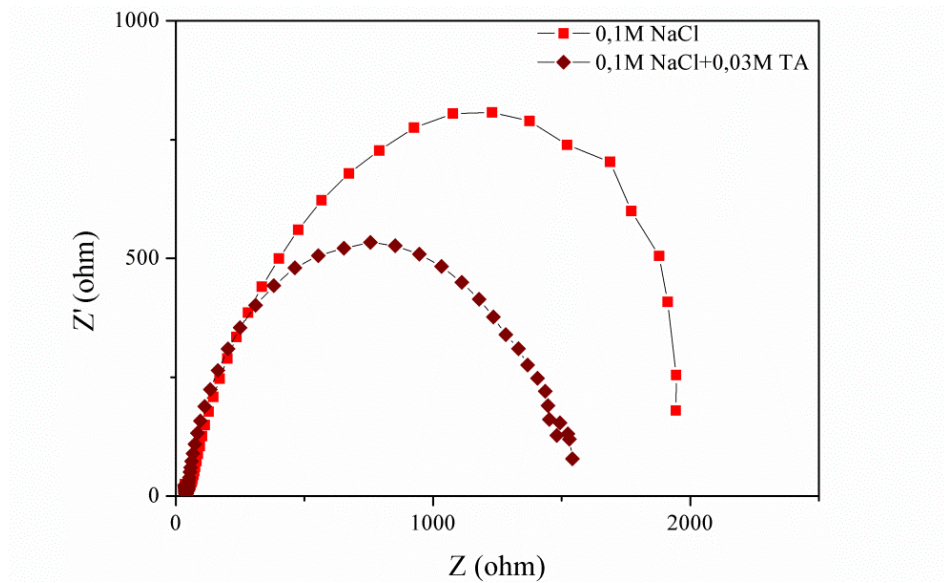
Çözelti ortamına TA katkısı ile aşağıda verilen reaksiyonlar gerçekleşebilir. Ancak deneysel çalışmalar da testlerin hem oda sıcaklığında yapılması hem de hazırlanan katkılı çözeltinin pH'nın (4,3-4,5) nispeten düşük olması literatürde bahsi geçen ve burada verilen reaksiyonların oluşamayacağını ortaya koymuştur (Winkelmann ve diğ., 2009a, Seng, 2010). Aynı zamanda pasın oluştuğu ortamda tannik asit ile çelik etkileşimi sonrası oluşan reaksiyonlar Eşitlik (5.6), Eşitlik (5.7), Eşitlik (5.8)'de aşağıda verildiği gibidir (Li ve diğ., 2014);



Elektrokimyasal testlerde alaşımların aynı zamanda empedans değişimleri de ölçülmüş olup Şekil 5.16 ve Şekil 5.17’de çalışılan ortamlar içerisindeki alaşımların performans değişimleri grafikleştirilmiştir.



Şekil 5.16. M1 alaşımına ait farklı çözeltilerde elde edilen EIS eğrileri



Şekil 5.17. C1 alaşımına ait farklı çözeltilerde elde edilen EIS eğrileri

Şekil 5.16'da verilen EIS eğrileri M1 alaşım direncinin ortama TA katkısı ile arttığını ve NaCl ortamında gösterdiği dirence göre bu ortamda daha yüksek ohm değerlerine ötelendiğini göstermiştir. Buradan elde edilen veriler daha öncesinde saptanan polarizasyon verileri ile benzeşmekte olup NaCl ortamına TA katkısının bir inhibitör olarak davranabileceğini ortaya koymaktadır. C1 alaşımında ise bahsi geçen direnç TA katkılı çözelti içerisinde oldukça düşük değerde olup Şekil 5.17'de verilen EIS eğrileri tuzlu su ortamına göre çeliğin nispeten daha kolay korozyona uğrama eğilimi olduğunu göstermiştir. Bu eğilim daha öncesinde yapılan polarizasyon çalışmalarında da gözlenmiştir.

5.4. Elektrokimyasal Özellikler Üzerine Metalurjik Etkiler

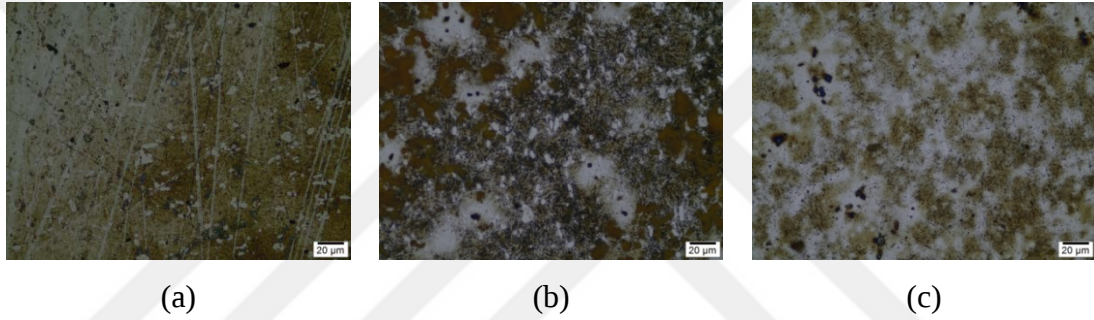
Bilindiği üzere, metalik malzemelerin korozyon eğilimi üzerine alaşım kompozisyonu, proses koşulları ve mikroyapısal bileşenler doğrudan etkide bulunmaktadır. Bu bölümde, tespit edilen elektrokimyasal özellikler üzerine metalurjik etkiler literatür eşliğinde değerlendirilmiştir.

M1 alaşımının C1 alaşımına göre nispeten daha yüksek oranda krom içermesi korozif ortamlarda kararlı kromca zengin oksidin oluşmasına ve tüm etkileşim zamanında bir pasivasyon tabakasının var olup yüzeyi korumasına önemli bir katkısı vardır. Bu tür bir koruma etkisi çoğunlukla tuzlu su gibi saldırgan bir ortamda klor iyonlarının demir esaslı malzemeye nüfuz etmesine bir bariyer olarak gözlemlenmiştir (Hughes ve diğ., 2016). Ancak matriks içerisinde kromca zengin karbürlerin varlığı ve bu karbürlerin dağılımı bölgesel anodik ve katodik davranışları değiştirmekte ve sonuçta matriksin korozyona olan direncine etkide bulunmaktadır. Bu açıdan bakıldığında M1 alaşımının C1 alaşımına göre daha yüksek korozyon hızına sahip olması matriksinde bir çok bölgede kromca fakir ve kromca zengin galvanik çiftlerin bulunmasına dayandırılabilir. Bu tür bir galvanik çiftin oluşumunda metalurjik olarak kromun tane içinden tane sınırlarına göç etmesi de etkindir (Bardal, 2003). Bunun yanı sıra tane boyutu ve martenzit paket yoğunluğu da matriksin korozyon direncini değiştirebilmektedir. Daha kaba tane boyutunda ve nispeten daha geniş martenzitik pakette olan C1 alaşımının TA katkılı ortamda M1 alaşımına göre daha korozyona eğilimli olması olasıdır. Bilindiği üzere, tane sınırları yüksek enerjili bölgeler olup saldırgan korozif ortamlarda matriksin öncelikli yenim noktalarını oluşturmaktadır

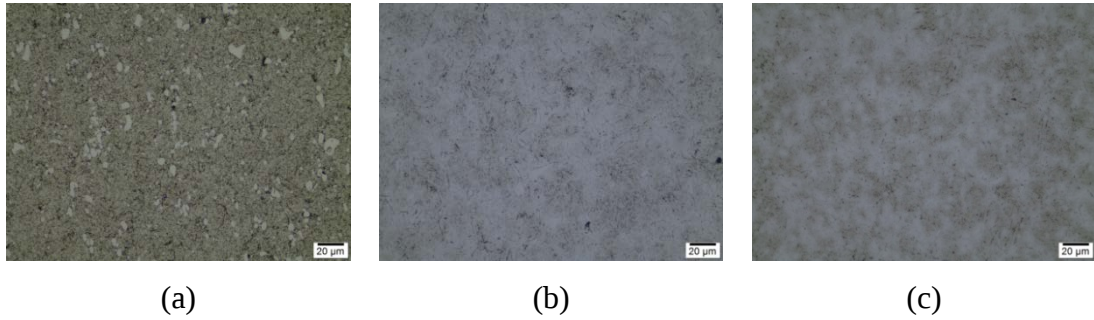
(Perez, 2016). Bunun dışında özellikle sertleştirilmiş çeliklerde azalan martenzit paket yoğunluğu nispeten korozyona uğrama eğilimini azaltabilmektedir (Anantha ve diğ., 2017).

5.5. Korozyon Daldırma Testleri Sonrası Yüzey İncelemeleri

Elektrokimyasal test ortamına benzer olarak hazırlanan çözeltiler içerisinde 1, 3 ve 5 gün daldırma ile etkileştirilen çeliklerin yüzeylerine ait IM görüntüleri Şekil 5.18-5.21’de verilmiştir. Yüzey incelemeleri her iki çözelti ortamında matriksin yenime uğradığını ve böylece dağlanmış metalografik yüzeylere benzer temper martenzit paket yapısının ve karbür dağılımının açığa çıktığı ortaya koymuştur.



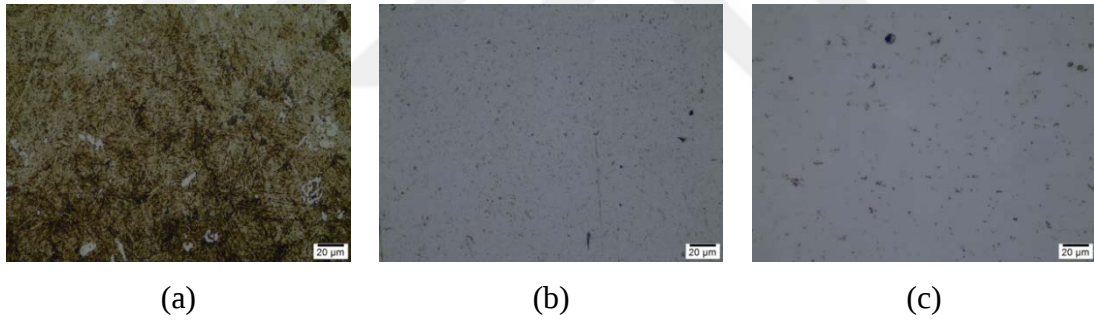
Şekil 5.18. M1 alaşımının NaCl çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren IM görüntüleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. gün



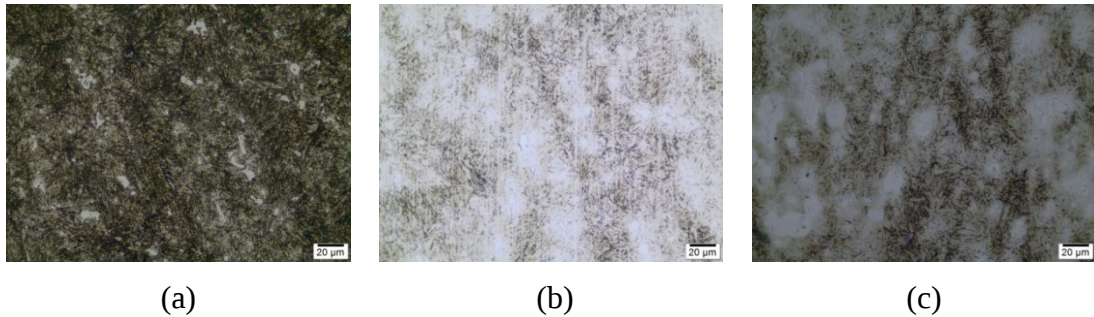
Şekil 5.19. M1 alaşımının TA katkılı çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren IM görüntüleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. gün

Yüzeyler aynı zamanda SEM ile de incelenmiş olup IM görsellerin yansıttığı temel bulgular ile benzerlik göstermiştir (Şekil 5.22-5.26). Şekil 5.22’de verilen görseller M1 alaşımının farklı zamanlarda NaCl çözeltisi ile etkileşiminde meydana gelen değişimleri yansıtmaktadır.

Etkileşimin 1. günü sonrası matriks makro korozyona uğramış olup yüzey dağlanmış matriks görünümündedir (Şekil 5.22a). Bu ise klorun tüm bir yüzeye saldırgan davranışta bulunduğunu ve matriksin yüksek enerjili tüm bölgelerini yenime uğrattığı anlamına gelir. İlerleyen zamanla (3. ve 5. gün) M1 alaşımının yüzeyinde iğnesel görünümlü ve aglomere olmuş halde korozyon ürünleri tespit edilmiş olup yüzeyde kaplanmış matriks görünümü zayıflamıştır (Şekil 5.22b ve Şekil 5.22c). Daha yüksek büyütmelerdeki görüntülemeler yenimin özellikle matriks-karbür arayüzeylerinin yanısıra paket arayüzeylerinde gerçekleştiğini göstermiştir (Şekil 5.23). Bu tür bir zayıflama ilerleyen zamanda yüzeyde oluşması muhtemel krom oksit nedenlidir. Çözelti içerisine TA'nın katılması ile M1 alaşımının matriksinde benzer yenimler gözlenmiştir. Şekil 5.23a'da verilen SEM görseli ile TA içeren çözelti içerisinde M1 alaşım matriksinin 1. gün sonrasında arayüzeyler boyunca yenime uğradığı örneklenmiştir. Ancak ilerleyen zaman ile matriks yüzeyinde 1. güne göre nispeten kontrastın azaldığı ve yenim bölgelerinin krom oksit tabakasıyla kapatıldığı tespit edilmiştir (Şekil 5.23b ve Şekil 5.23c).

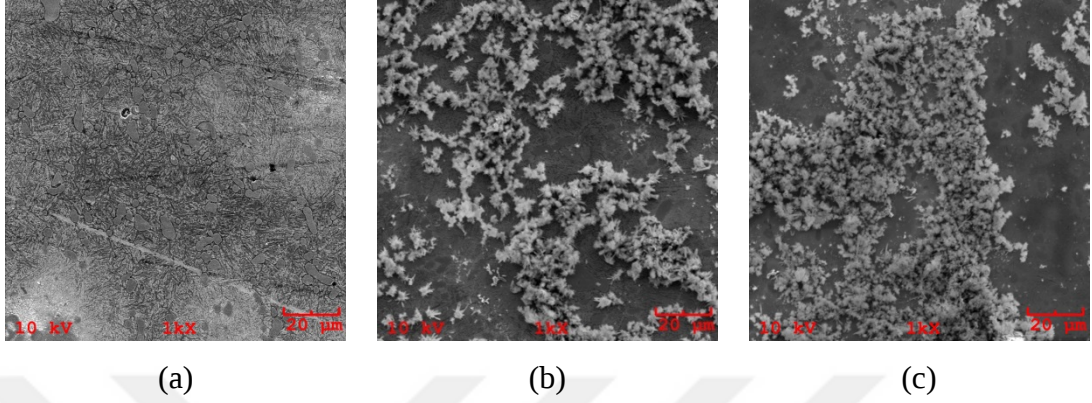


Şekil 5.20. C1 alaşımının NaCl çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren IM görüntüleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. gün

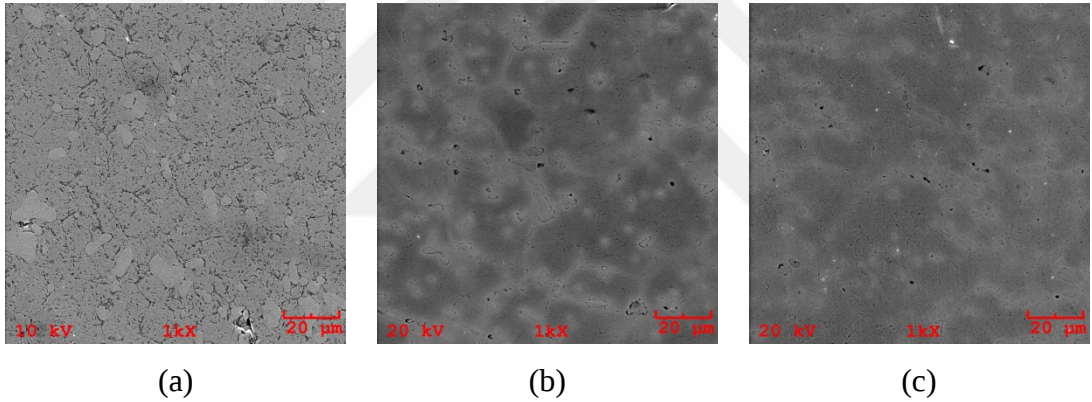


Şekil 5.21. C1 alaşımının TA katkılı çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren IM görüntüleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. Gün

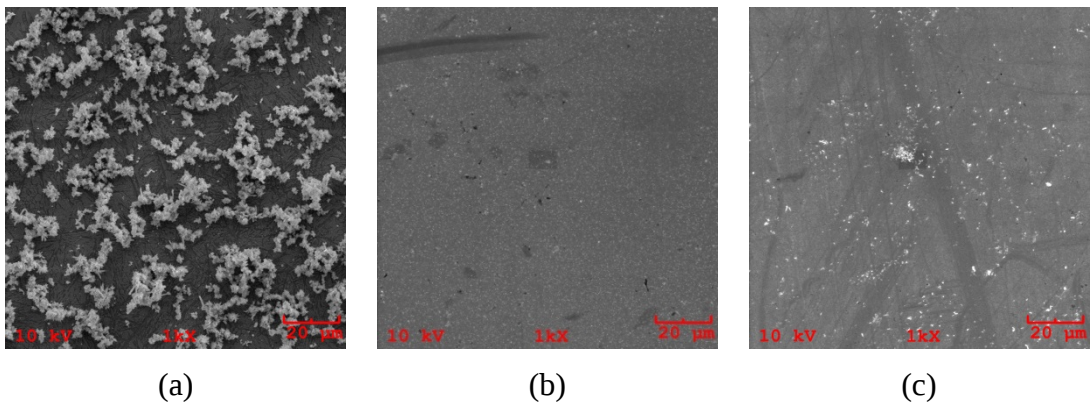
C1 alaşımının NaCl çözelti içerisinde 1. gün sonrası yüzey bozumunu gösteren SEM görseli şekil 5.24a'da verilmiş olup yüzeyde yoğun iğnesel görünümlü ve aglomere olmuş halde korozyon ürünleri gözlenmiştir.



şekil 5.22. M1 alaşımının NaCl çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren SEM görselleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. Gün

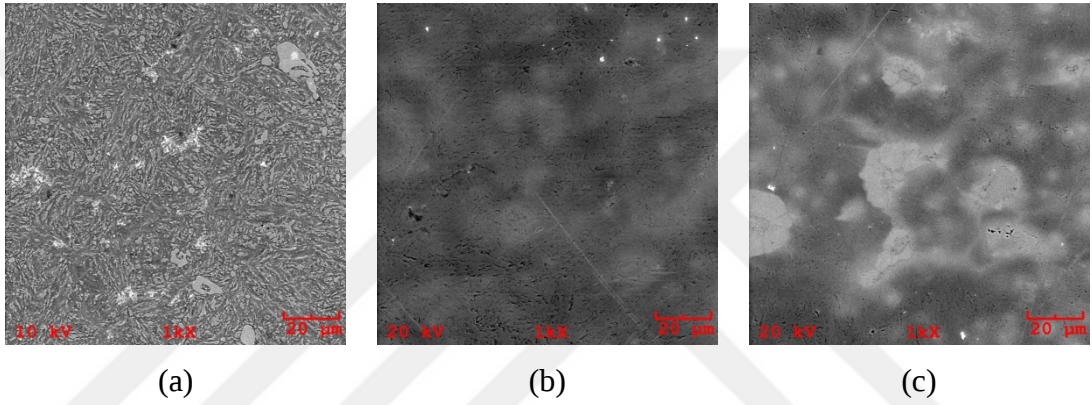


şekil 5.23. M1 alaşımının TA katkılı çözelti ortamında farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren SEM görselleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. gün



şekil 5.24. C1 alaşımının NaCl çözeltisi içerisinde farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren SEM görselleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. Gün

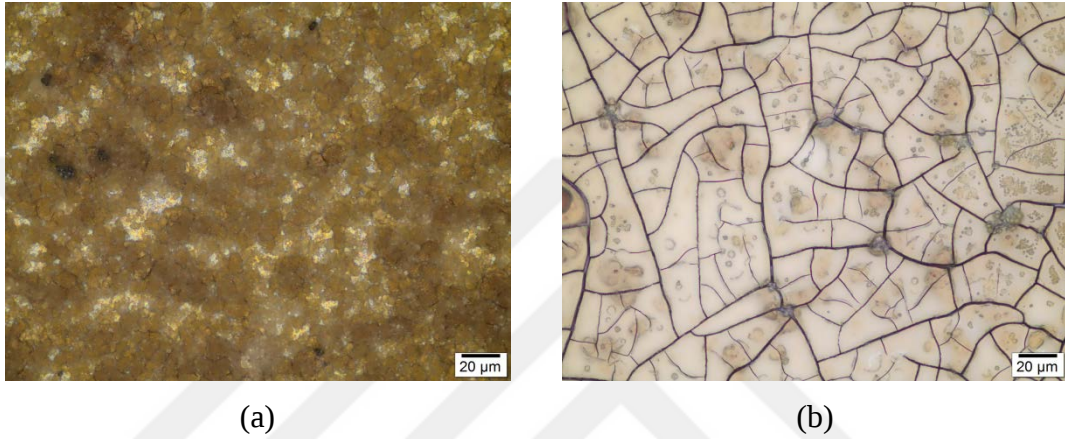
İlerleyen zamanda yüzeyin kontrastı daha da zayıflatan yoğun bir tabaka ile kaplandığını ve bu tabakanın yenim bölgelerini gözlenemez hale getirdiği tespit edilmiştir (Şekil 5.24b ve Şekil 5.24c). Böyle bir oluşumun nedeni metalurjik olarak temperlenmiş matrikste C1 alaşımının M1 alaşımına göre nispeten daha yüksek oranda krom içermesi ve krom oksit oluşturma eğiliminin daha yüksek olmasından kaynaklı olabilir. TA çözeltisinin C1 alaşım üzerine etkisi M1 alaşım üzerine etkisine benzer olup 1. gün sonrası matrikste yüksek enerjili bölgelerin anodik çözünmesine (Şekil 5.25a) ve ilerleyen zamanlarda yüzeyde bir oksit filminin oluşumuna neden olmuştur (Şekil 5.25b ve Şekil 5.25c).



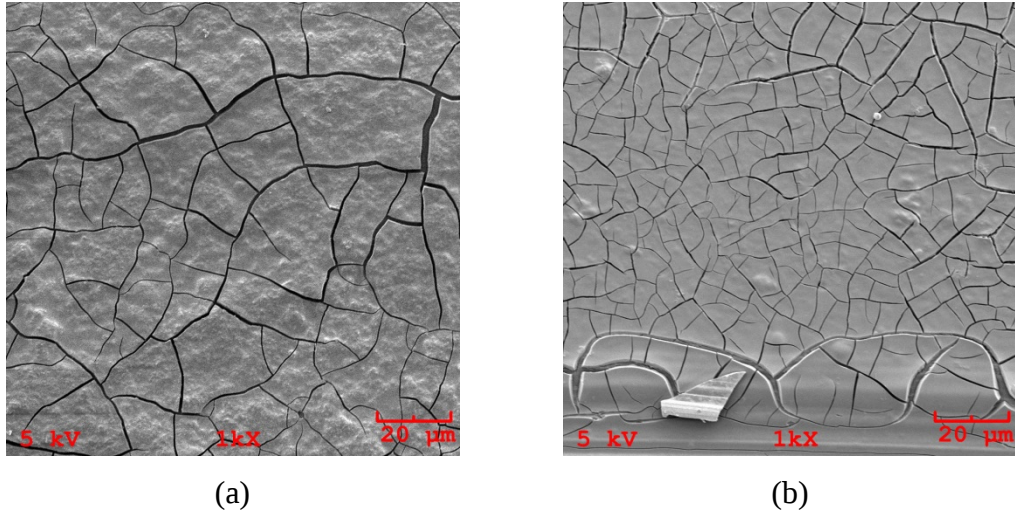
Şekil 5.25. C1 alaşımının TA katkılı çözelti ortamında farklı zamanlarda yüzey bozumunu gösteren SEM görselleri; (a) 1. gün, (b) 3. gün ve (c) 5. gün

Daldırma testleri aynı zamanda 10 günlük bir süreyi de kapsamıştır. Şekil 5.26'da verilen IM görüntüleri çelik yüzeylerinde TA katkılı çözelti ile etkileşimin bir sonucu olarak yoğun bir tabakanın var olduğunu göstermiştir. Bu yoğun tabaka çelik yüzeyinde kararlılığı dahilinde ortamın saldırganlığına karşı bir koruyucu tabaka gibi davranabilir (Şekil 5.27). Tabaka üzerine yapılan SEM-EDS çalışmaları tabaka yapısında karbon ve oksijenin varlığını ortaya koymuştur. M1 alaşımının yüzeyindeki tabakada 52 karbon (%- ağırlık) ve 48 oksijen (%- ağırlık) içerdiği tespit edilmiştir. C1 alaşımının yüzeyindeki tabakada ise karbon ve oksijen içeriği sırası ile 43 karbon (%- ağırlık) ve 57 oksijen (%- ağırlık) içermektedir. Şekil 5.28'de verilen SEM görselleri ise özellikle C1 alaşımının M1 alaşımına göre TA katkılı çözelti içerisinde oldukça yoğun bir etkileşime girdiğini ve C1 alaşım matriksinde derin yenim bölgelerinin oluştuğunu göstermektedir.

Korozyona uğramış yüzeyler üzerine yapılan mikroskopik incelemeler, temelde iki sonuca ulaştırmıştır. Birincisi, M1 alaşımının çözelti ortamlarına göre direnci yüksek olup fazla korozyona uğramamakta ve yüzeyde tannik asit adsorpsiyonun yanısıra krom oksit tabakası da oluşturarak korozyon hızını azaltabilmektedir. İkincisi, C1 alaşımının TA içeren klorür çözeltisinde çözünmesi sonucu oluşan demir iyonları (Fe^{+2}) ile ortamda tannik asit molekülleri ile etkileşerek kompleks oluşturması metal yüzeyinde ince bir film tabakası oluşumuna kaynaştır.



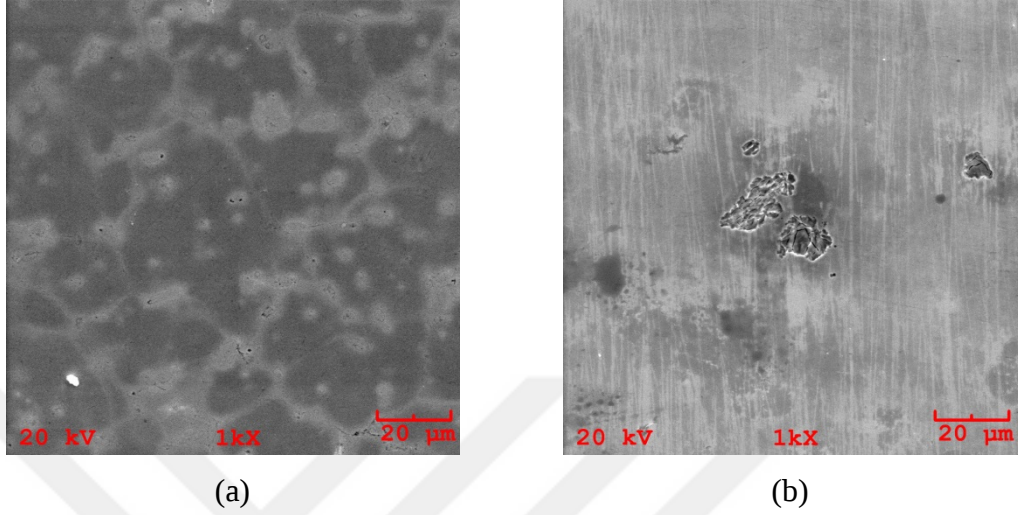
Şekil 5.26. 10 gün etkileşim sonrası TA katkılı çözelti ortamının yüzeyde oluşturduğu tabaka; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı



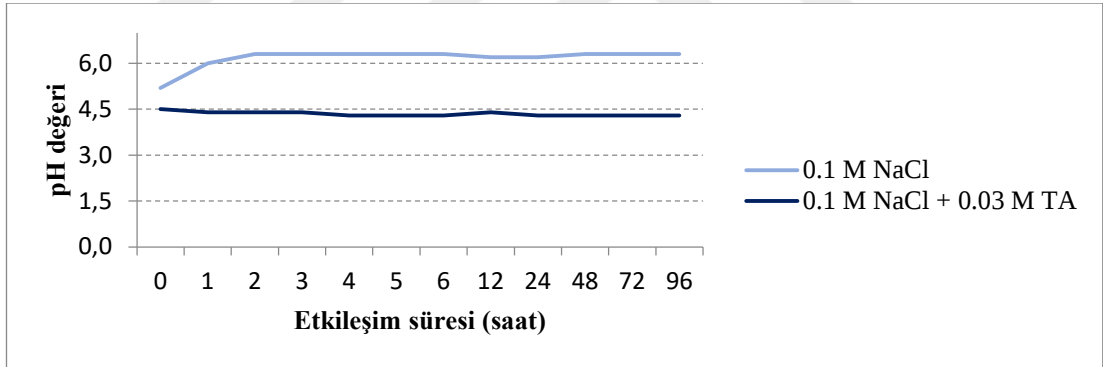
Şekil 5.27. TA katkılı çözelti içerisinde 10 gün etkileşim sonrası çelik yüzeylerine ait SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

Daldırma testleri sonrası sadece yüzeyler karakterize edilmemiş olup aynı zamanda farklı zamanlarda ortamların pH değerleri de ölçülmüştür. Bilindiği üzere, pH değişkenliği sulu ortamlarda seçili malzemenin toplam korozyon reaksiyonlarını

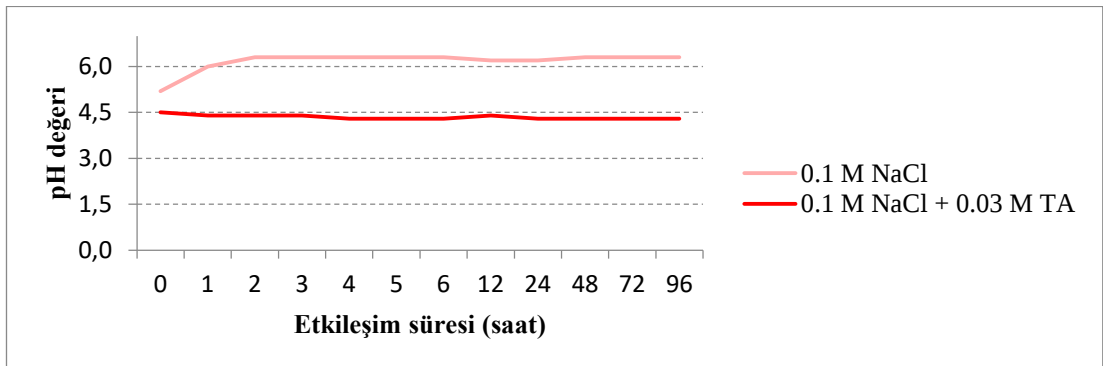
etkileyebilmektedir. Şekil 5.29’da zamanın bir fonksiyonu olarak deneysel çalışmada kullanılan korozyon ortamlarının pH değişimi verilmiştir. Bu değişim her bir alaşım ile olan etkileşim süreci için kontrol edilmiştir.



Şekil 5.28. TA katkılı çözelti içerisinde 10 gün etkileşim sonrası farklı oranda yenime sahip çelik matrislerine ait SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı



(a)

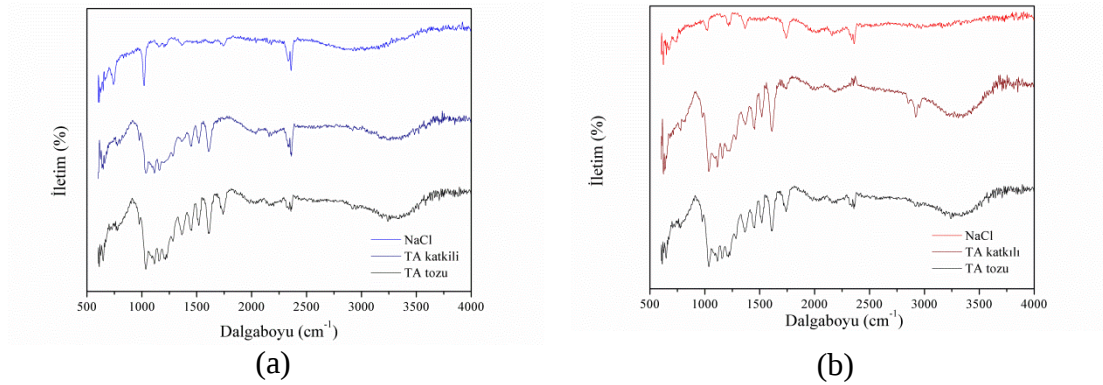


(b)

Şekil 5.29. NaCl ve TA katkılı NaCl çözeltilerinde 5 günlük etkileşime bağlı olarak değişen pH değerleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

M1 alaşımı için başlangıçta TA katkılı çözeltide pH 4,5 olarak öllmüştür. Bu değer, Krilov ve Gref (1986) tarafından rapor edilen bir çalışmada bahsedildiği üzere farklı ağaçların % 5 TA konsantrasyonuna karşılık gelen oda sıcaklığı pH değeri (4-5) aralığındadır. İlerleyen zamanlarda bu pH değeri fazla değişmeyeerek 5. günün sonunda 4,3 olarak öllmüştür (şekil 5.29a). TA katkılı çözelti de tüm zamanlar boyunca pH fazla değişmemiştir. Bunun nedeni, alaşımların korozyonunun TA katkılı özeltide NaCl çözeltisine göre fazla olmayıp, katodik tepkimenin reaksiyon hızının zayıflamasındandır. TA katkısız NaCl çözeltisinde ise pH 5,2 olup 5. gün sonunda 6,3 değerine ulaşmıştır (şekil 5.29a). Bu da klor iyonlarının etkisiyle oluşan korozyon hızının artması sonucu oluşan katodik tepkime (Eşitlik (5.4)'de verilen reaksiyon) ile ortama verilen OH⁻ iyonları sonucudur. C1 alaşımının maruz kaldığı ortamlar için ölçülen pH değişim aralıkları M1 alaşımının maruz kaldığı ortamlar için ölçülen değer aralıklarına benzerdir (şekil 5.29b).

Daldırma testleri sonrası alaşımların yüzeyindeki birikintiler FTIR ile analiz edilmiş olup elde edilen verilerin elektrokimyasal testlerden ve zaman bağımlı yüzey karakterizasyon çalışmalarından saptanan bulgular ile eşleştirilmesi de hesaba katılmıştır. FTIR analizlerinde her iki alaşımın çözelti ortamında 10 günlük tutulması sonrasında yüzeyindeki birikintilerin TA tozuna göre dalgaboyunun bir fonksiyonu olarak % iletimleri analiz edilmiştir.



şekil 5.30. Deneysel alaşımların farklı çözeltilerle 10 günlük etkileşimi sonrası yüzeylerinden alınan birikintilere ait FTIR analiz verileri; (a) M1 ve (b) C1 alaşım yüzeyinden alınan birikintiler

şekil 5.30'de yapılan FTIR analiz sonuçları verilmiş olup analiz verileri C1 alaşımdan gelen birikintinin hem NaCl ve TA katkılı ortamda M1 alaşımından gelene göre daha yoğun iletim (%) değerlerinde olduğunu göstermiştir. Bu ise C1 alaşımının

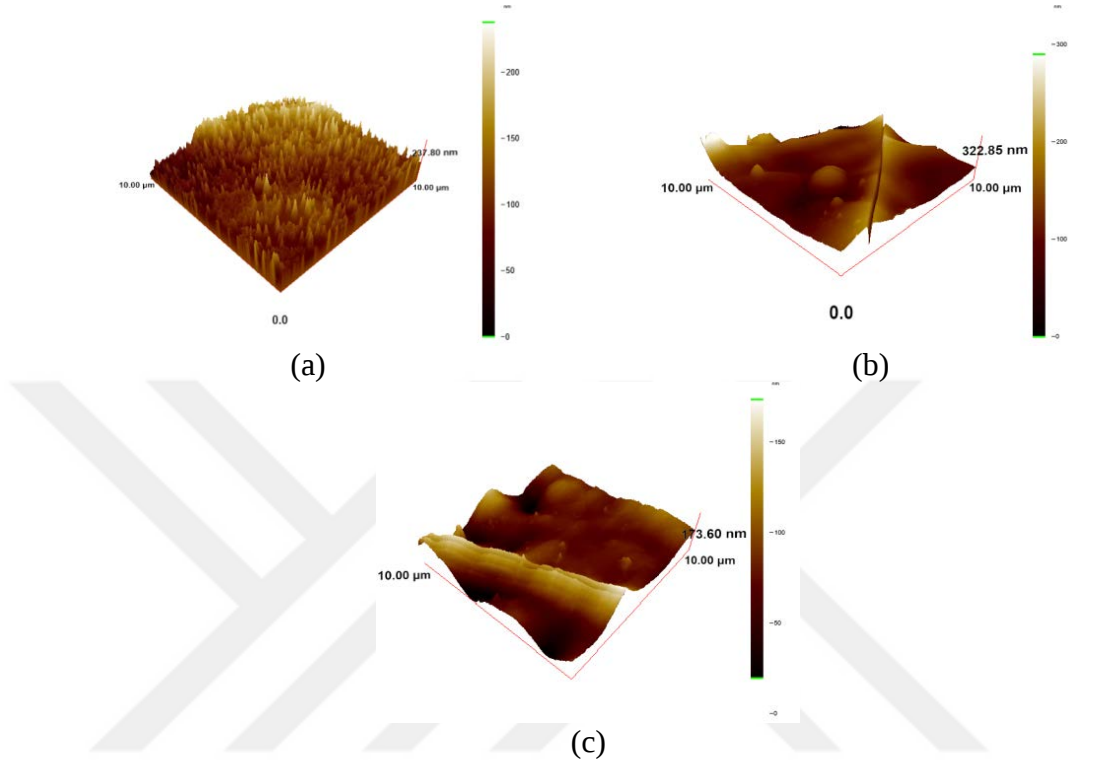
çalışılan ortamlarda M1 alaşımına göre daha korozyona eğilimli olduğu anlamına gelir. Bu açıdan bakıldığında, daha öncesinden elde edilen polarizasyon sonuçları ve yüzey karakterizasyon tespitleri doğrulanmıştır.

Literatürde bahsedildiği üzere yaklaşık 60 °C ve üzeri sıcaklıklarda tannik asit form değişikliğine uğrayabilmektedir. Tez çalışması kapsamında yüzeylerde zamana bağlı etkileşim sonucu oluşturulan TA esaslı filmlerin sıcaklıkla değişimi AFM incelemeleri ile karakterize edilmiştir. Başlangıçta sadece TA çözeltisi içerisinde 8 saat bekletilen M1 alaşımının yüzeyindeki film yapısı oda sıcaklığı ile yükseltilmiş sıcaklıklarda (60 ve 90 °C) karakterize edilmiştir. Daha sonrasında ise TA katkılı çözelti (0,1M NaCl + 0,03M TA) ile etkileştirilen deneysel çeliklerin yüzeyleri sıcaklığın bir fonksiyonu olarak kontrol edilmiştir. Bu karakterizasyon aşamalarında sadece film yapılarındaki morfolojik değişimler irdelenmiştir. TA çözeltisi ile 8 saat etkileştirilen M1 alaşımının yüzeyindeki film yapısının özel bir düzencek ile ısıtılması sonrası sıcaklıkla değişimi Şekil 5.31'de verilmiştir. Film yapısı oda sıcaklığında oldukça iğnesel bir karakteristikte olup sık fibriller halinde alaşım yüzeyini kaplamıştır (Şekil 5.31a). Ancak sıcaklığın yüzeyde artırılması ile birlikte iğnesel (fibril) yapılar bozunmuş olup film yapısı nispeten alaşım yüzeyini ıslatan bir hacme dönüşmüştür (Şekil 5.31b ve Şekil 5.31c). İğnesel bozunum yüzeyde yüzeye yayılmış adacık benzeri yükseltiler halinde gözlenmiş olup özellikle 90 °C ısıtma koşulunda film yapısında delaminasyon gerçekleşmiştir (Şekil 5.31c).

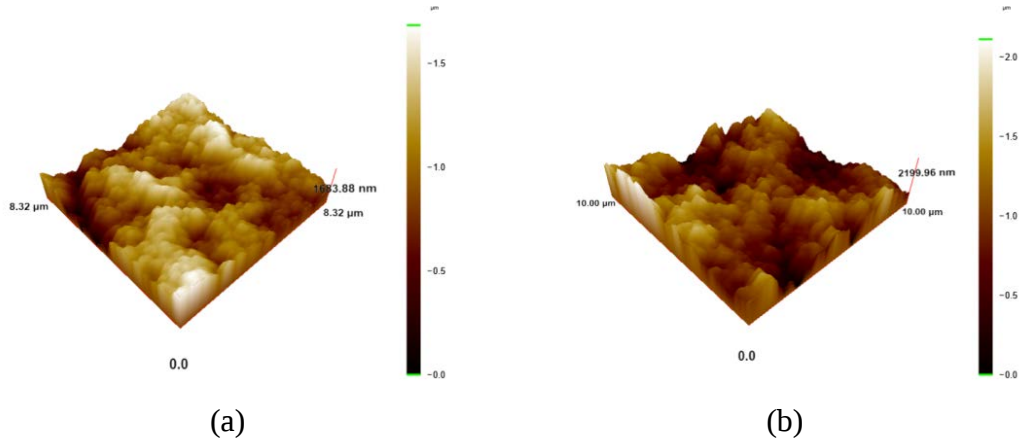
Şekil 5.32'de M1 ve C1 alaşımlarının 5 günlük TA katkılı çözelti ile etkileşimi sonrası yüzeylerine ait AFM görüntüleri verilmiş olup her iki alaşımın yüzeyinde oldukça ince ve sık aglomere olmuş bir film yapısı gözlenmiştir. Şekil 5.33'de M1 çeliğinin TA ile 5 günlük etkileşimi sonrası yüzeyinde varolan film yapısının yüzeyden ısıtılması ve eşzamanlı AFM ile görüntülenmesi sonrası elde edilen bir topografik görsel verilmiştir. Oda sıcaklığında yapılan yüzey karakterizasyonuna kıyasla yüzeyde var olan film yapısı sutünsu bir yapıya sahip olup kısmen ayrılmış bir haldedir. Bu ayrışma, ortamda bulunan Cl⁻ iyonları kaynaklı olabilir.

Farklı sıcaklıklarda yüzeylerden alınan üç boyutlu topografik veriler film yapısındaki bozunumunun anlaşılmasına fayda sağlamıştır. Oda sıcaklığı film yapısında derinlik değeri yaklaşık 1683 nm iken, bu değer arttırılmış sıcaklıklarda 3900-4000 nm

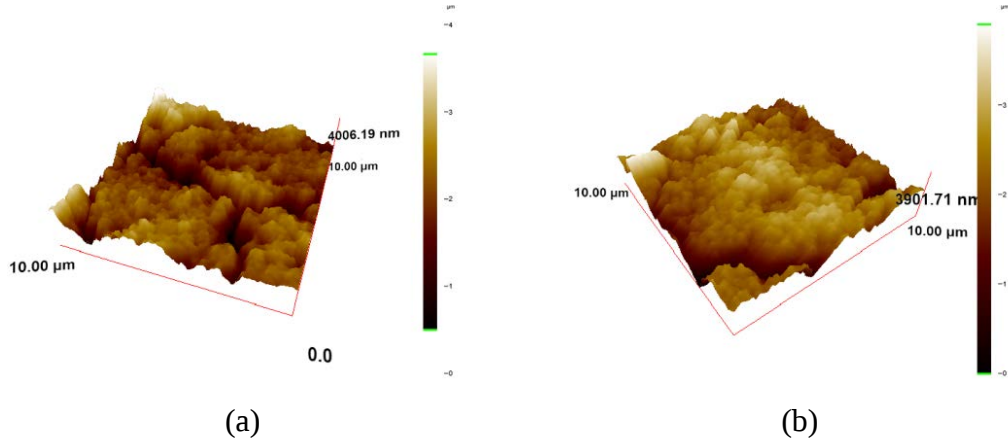
seviyesindedir (Şekil 5.33). Sıcaklığa bağlı olarak film morfolojisinde değişimler benzer olarak TA katkılı çözeltisi ile 5 gün etkileştirilen C1 alaşımının yüzeyinde de gözlenmiştir (Şekil 5.34).



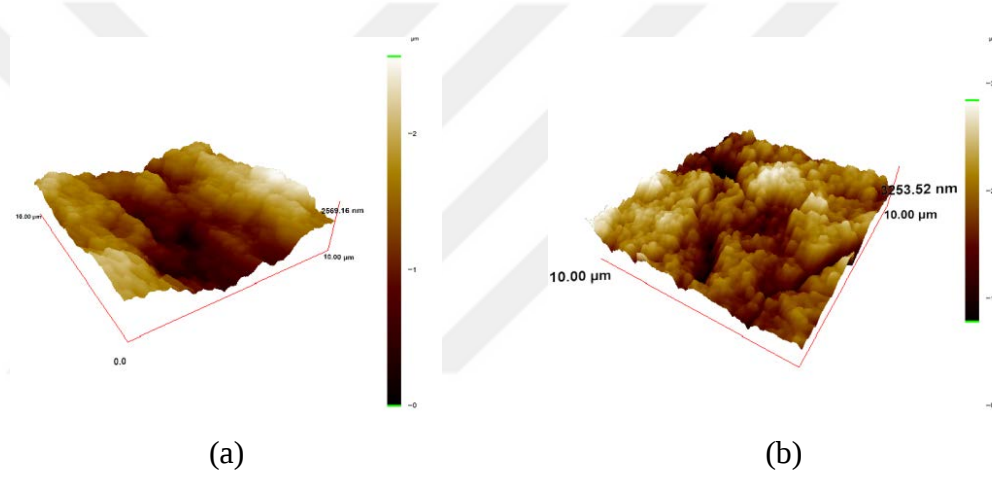
Şekil 5.31. TA çözeltisi ile 8 saat etkileştirilen M1 alaşımının yüzeyindeki film yapısının farklı sıcaklıklarda AFM görüntüleri; (a) 25 °C (b) 60 °C ve (c) 90 °C



Şekil 5.32. DeneySEL çeliklerin 5 günlük TA katkılı çözelti ile etkileşimi sonrası yüzeylerine ait AFM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı



Şekil 5.33. TA katkılı çözelti ile 5 günlük etkileşim sonrası M1 alaşımının yüzeyinde oluşturulan film yapısının farklı sıcaklıklarda bozunumunu gösteren AFM görüntüleri; (a) 60 °C ve (b) 90 °C



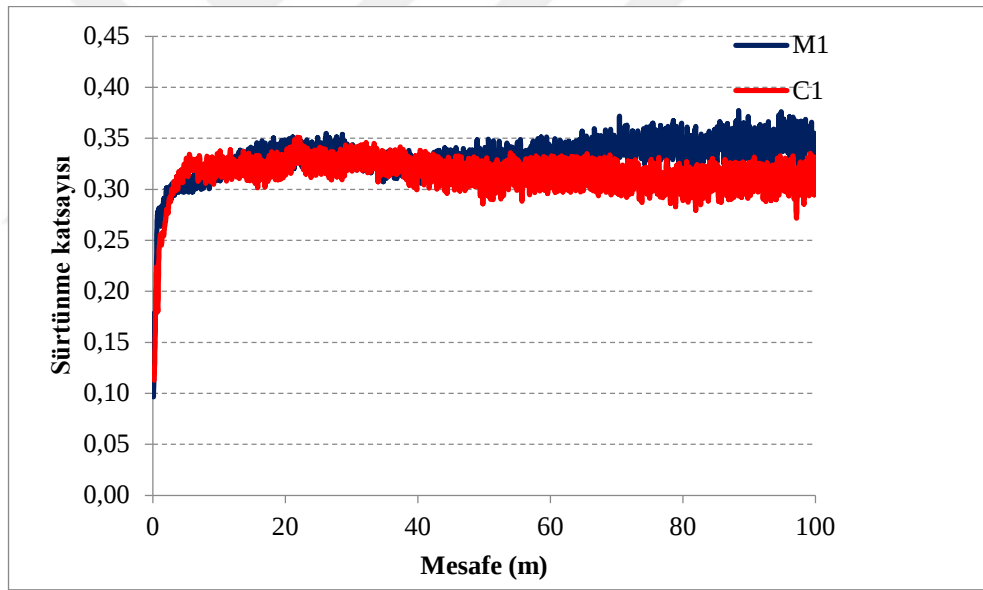
Şekil 5.34. TA katkılı çözelti ile 5 günlük etkileşim sonrası C1 alaşımının yüzeyinde oluşturulan film yapısının farklı sıcaklıklarda bozunumunu gösteren AFM görüntüleri; (a) 60 °C ve (b) 90 °C

5.6. Tribo-Korozyon Test Verilerinin Değerlendirilmesi

Bu bölümde, başlangıçta deneysel çeliklerin kuru sürtünme koşullarındaki aşınma performansı değerlendirilmiştir. Tribolojik çalışmalar sonrası toplam kayma mesafesine karşılık sürtünme katsayısı değişim diyagramları elde edilmiştir. Ağırlık kayıpları ve hacimsel kayıplar belirlenerek M1 ve C1 alaşımlarının kuru sürtünme koşullarındaki aşınma oranları hesaplanmıştır. Bu testleri takiben alaşımların aşınma yüzey karakterizasyonu gerçekleştirilerek kuru sürtünme koşullarındaki aşınma türü incelenmiştir. Deneysel çalışma kapsamında aynı zamanda 0.03M TA içeren çözelti içerisinde (TA ortamı) tribolojik testler de yapılmış olup alaşımların koroziv ortam içindeki aşınma davranışı incelenmiştir. Tüm aşınma testleri sonrası yüzeyde oluşan

iz genişlikleri mikroskobik olarak ölçülerek hacimsel kayıplar belirlenmiş ve aşınma oranları hesaplanmıştır.

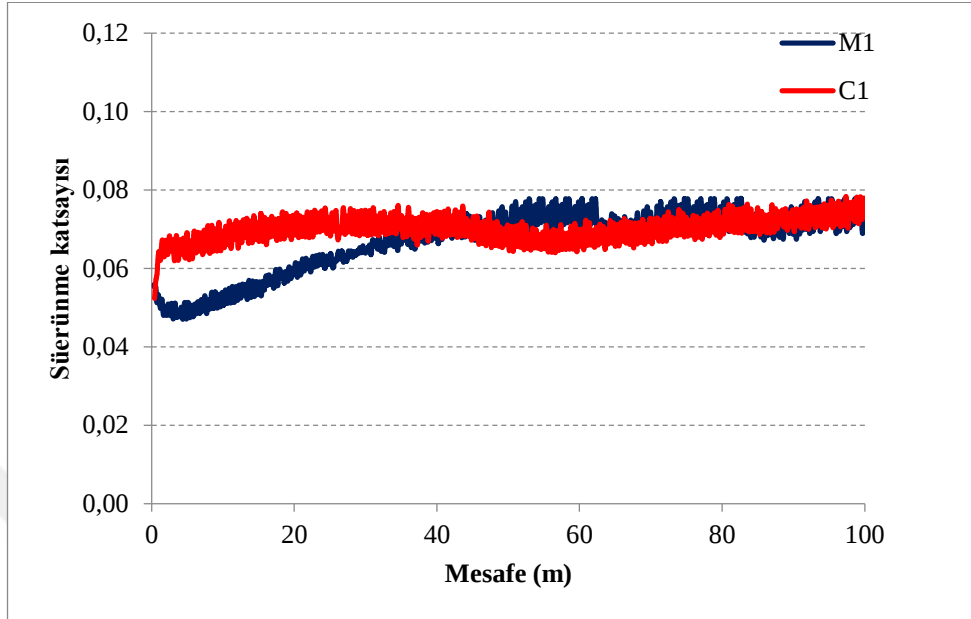
Isıl işlem uygulanmış alaşımların kuru sürtünme koşullarında mesafeye bağlı sürtünme katsayısı diyagramı Şekil 5.35’de verilmiştir. Diyagramda verilen eğriler tipik sürtünme katsayısı – mesafe eğrilerini sergilemekte olup başlangıçta artan bir sürtünme katsayısı (rodaj periyodu) ve ilerleyen mesafelerde kalıcı sürtünme katsayısı aralığını içermektedir. Kalıcı sürtünme koşullarında M1 alaşımı için sürtünme katsayısı 0,30-0,35 aralığında iken C1 alaşımında bu değer 0,27-0,32 aralığındadır. Nispeten daha yüksek oranda karbür içeren M1 alaşımında bu sürtünme koşullarında kırılan karbür parçacıklarının yüzeyde hareket edebilen serbest partikül olarak çizme kabiliyetinden dolayı sürtünme katsayısı C1 alaşımına göre bir miktar artış göstermiştir.



Şekil 5.35. Alaşımlara ait kuru sürtünme koşullarında mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramı

TA ortamında eşdeğer mesafede yapılan ve yaklaşık iki saat süren tribolojik çalışmaya ait mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramı Şekil 5.36’da verilmiştir. Çözelti ortamının sağladığı yağlayıcılık özelliği nedeniyle her iki alaşımın sürtünme katsayı aralığı kuru sürtünme koşullarına göre azalmıştır. Çözelti ortamında M1 alaşımının sürtünme katsayısı aralığı 0,06-0,08 iken bu aralık C1 alaşımı için benzerdir. Ancak kalıcı sürtünme koşullarında üst değer olan 0,08 sürtünme katsayısı değerine çoğunlukla M1 alaşımının ulaştığı tespit edilmiştir. Bu

açından bakıldığında kuru sürtünme koşullarına benzer olarak serbest partiküller yüzeyi çizme eğilimindedir.

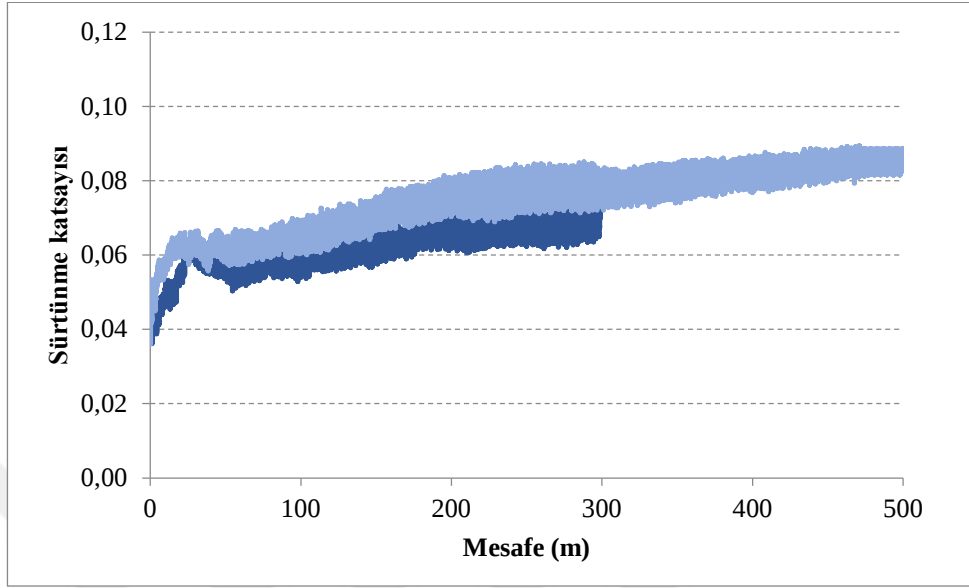


Şekil 5.36. TA ortamında gerçekleştirilen aşınma testleri sonrası elde edilen alaşımlara ait mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramı

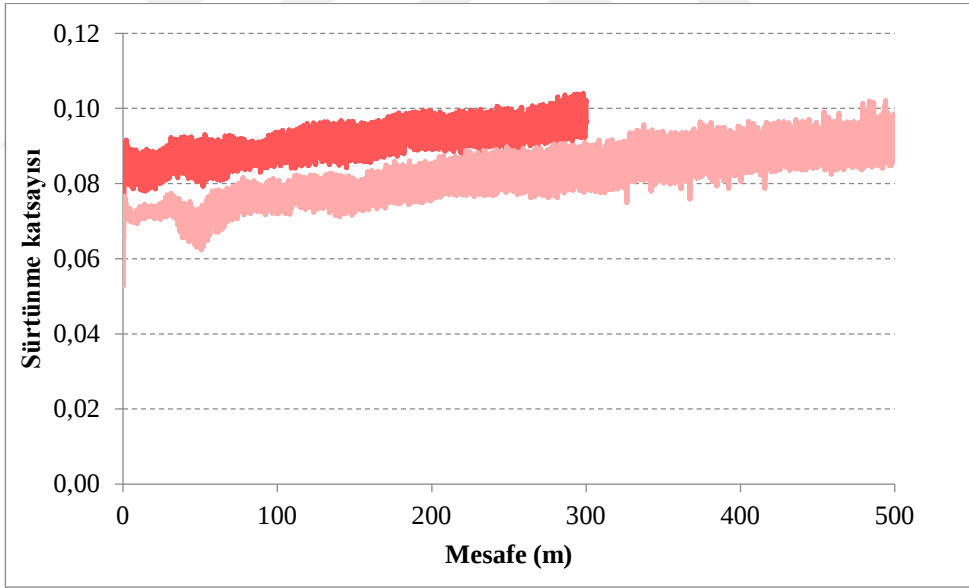
TA ortamında arttırılmış mesafelerde ve dolayısıyla uzatılmış etkileşim sürelerinde tribolojik çalışmalar da yapılmış olup her iki alaşımın çözelti ortamında 300 metre ve 500 metre mesafeye kadar sürtünme katsayısı değişimleri de belirlenmiştir. TA ortamında değişken mesafelerde yapılan testler ısıtılmış çeliklerin farklı sürelerde çözeltiye maruz kalmasına neden olup 300 metre testleri dört saat sonrasında tamamlanırken 500 metre testleri sekiz saat sonrasında tamamlanmıştır.

Şekil 5.37'de her iki alaşım için değişken mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramları verilmiştir. Şekil 5.37a'da gösterildiği üzere M1 alaşımı TA ortamında tribolojik koşullarda başlangıçta 0,05 gibi düşük bir sürtünme katsayısı değerinden 0,08'in üzerine çıkacak şekilde sürtünme katsayısı değişimi göstermiştir. C1 alaşımı her ne kadar TA ortamında ilk 100 metrelik testler sonrasında M1 alaşımına göre nispeten daha düşük sürtünme katsayısı aralığına (0,06-0,08) sahip olsa da arttırılan mesafelerde M1 alaşımına göre daha yüksek sürtünme katsayısı değerlerine (0,10 ve üzeri) ulaşmıştır. Bu ise C1 alaşımının yeteri etkileşim süresi içerisinde M1 alaşımına göre daha fazla korozyona eğilimli olduğundandır. Yüzeyde oluşan

korozyon ürünlerinin serbest cisim gibi davranıp yüzeyi çizme ragbetine girmesi bu duruma neden olabilir.



(a)

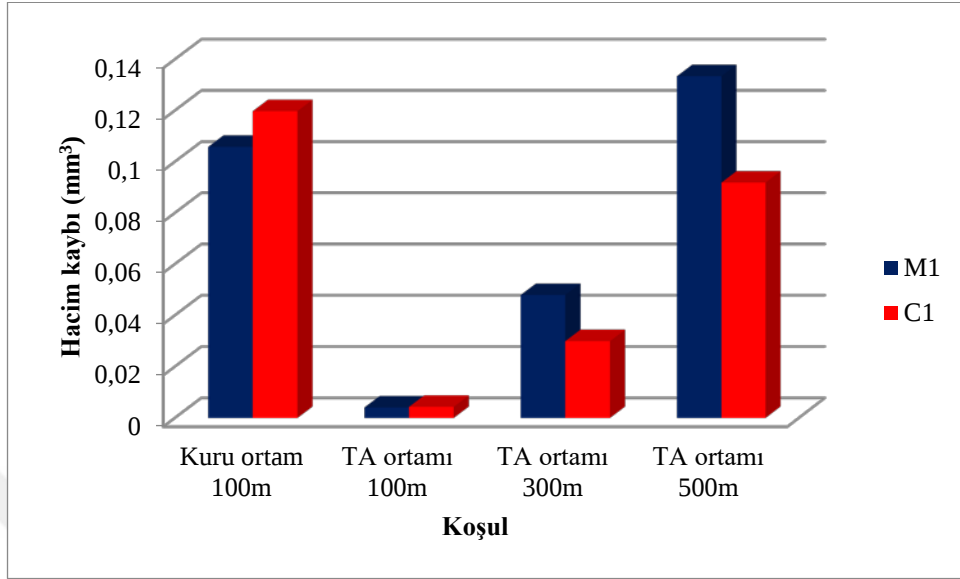


(b)

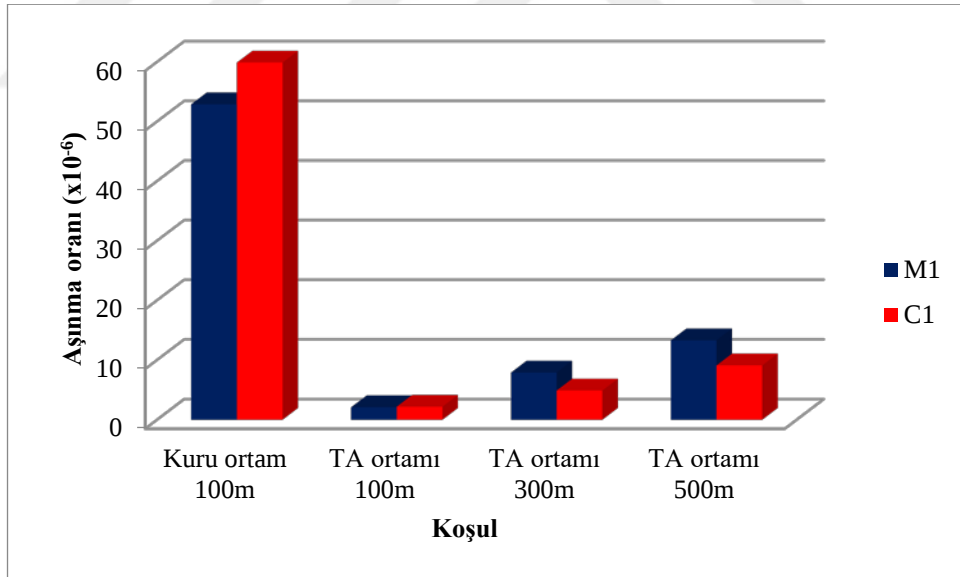
Şekil 5.37. TA ortamında farklı mesafelerde gerçekleştirilen aşınma testleri sonrası elde edilen alaşımlara ait mesefeye bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramları; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

Şekil 5.38 ve Şekil 5.39 sırası ile ortamlara göre test edilen alaşımlara ait hacimsel kayıp değişimini ve hesaplanan aşınma oran değişimini göstermektedir. M1 alaşımı kuru sürtünme koşullarında C1 alaşımına göre daha düşük hacimsel kayıba uğramış

(Şekil 5.38) olup bu koşullarda hesaplanan aşınma oranları C1 alaşımının daha yüksek seviyede aşınmaya maruz kaldığını göstermiştir (Şekil 5.39).



Şekil 5.38. Farklı tribolojik koşullarda test edilen alaşımlara ait hacim kaybı değişim grafiği



Şekil 5.39. Farklı tribolojik koşullarda test edilen alaşımlara ait aşınma oranı değişim grafiği

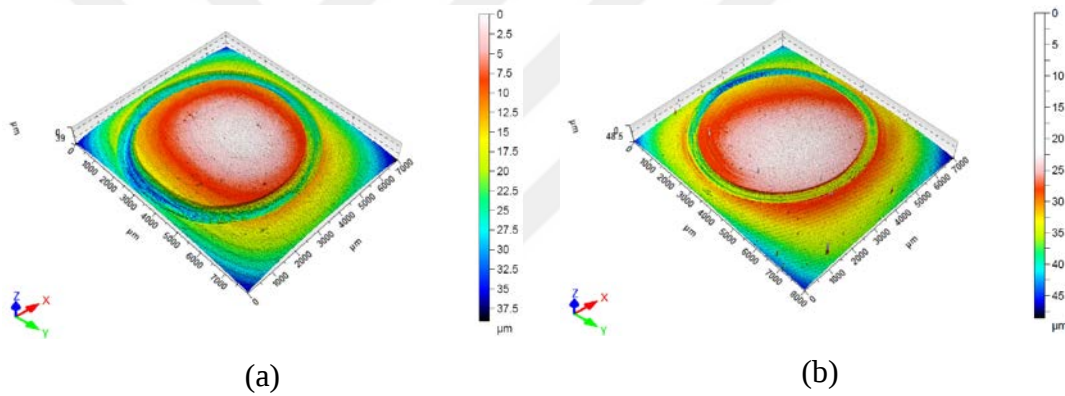
TA ortamında yapılan testler sürtünme etkisi ile alaşımlarda ilerleyen mesafelerde hacimsel kayıpların arttığını göstermiş olup bu artış her iki alaşım için de mesafeye bağlı olarak benzer niteliktedir (Şekil 5.38). Hesaplanan aşınma oranları kuru sürtünme koşullarından farklı olarak tüm test mesafeleri sonrasında TA ortamında

M1 alaşımının C1 alaşımına göre daha fazla oranda aşındığını göstermiştir (şekil 5.39).

5.7. Tribo-Korozyon Testleri Sonrası Yüzey İncelemeleri

Bu bölümde, başlangışta aşınma yüzeyleri 3D profilometrik analizler ile değerlendirilmiştir. Profilometre ile yapılan analizler sadece yüzeyde meydana gelen bozunumları yansıtmmak ile birlikte özellikle alaşımlarda koşullara göre meydana gelen toplam hacimsel kayıpların belirlenmesine de olanak vermiştir.

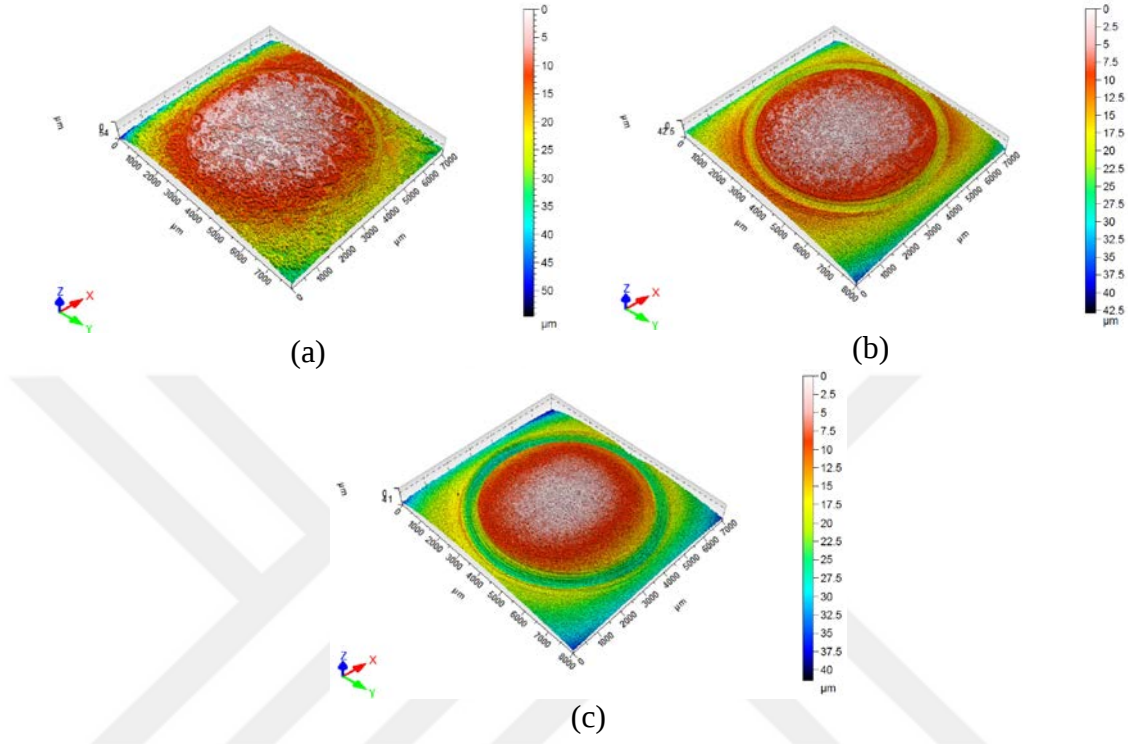
şekil 5.40 - şekil 5.42’de gerek kuru sürtünme koşullarında gerekse de TA ortamında yapılmış tüm aşınma testleri sonrasında alaşımların aşınma yüzeylerine ait profilometrik projeksiyonlar verilmiştir.



şekil 5.40. Kuru sürtünme koşullarında test edilen alaşımların aşınma yüzeylerine ait profilometrik projeksiyonlar; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

Verilen görsellerde düz bir yüzeyde belli bir derinlikte ve düzgün bir geometride küresel bir iz bulunmaktadır. Görsellerdeki varolan farklı renkler yüzeydeki topografik farklılaşmayı ifade etmektedir. En aydınlık bölge en üst bölgeyi işaret ederken görsel üzerinde verilen skalada koyu kontrastlı y reler en derin bölgeleri işaret etmektedir. Bu projeksiyonlar üzerinde şekil 5.43 - şekil 5.45’de gösterilen izin  er velendirilmesi sonrası aşındırılmış tüm yüzeylerin toplam hacimsel kayıpları ölçülebilmiştir. Projeksiyonlar üzerinden hesaplanan hacimsel kayıp ve aşınma oran değerleri tüm test koşulları için şekil 5.46 ve şekil 5.47’de diyagramize edilmiştir. Elde edilen bulgular daha önce Bölüm 5.6’de verilen ve ASTM G99-17 standartına göre hesaplanan verilere benzerdir. Buna göre M1 alaşımı kuru sürtünme koşullarında C1 alaşımına göre daha düşük oranda aşınmıştır. Ancak TA ortamında

M1 alaşımı C1 alaşımına göre daha yüksek oranda aşınmış olup bu aşınma karakteristiği artan mesefaye bağlı olarak artmıştır. C1 alaşımında da artan mesefeye bağlı aşınma oranındaki artış tespit edilmiştir.

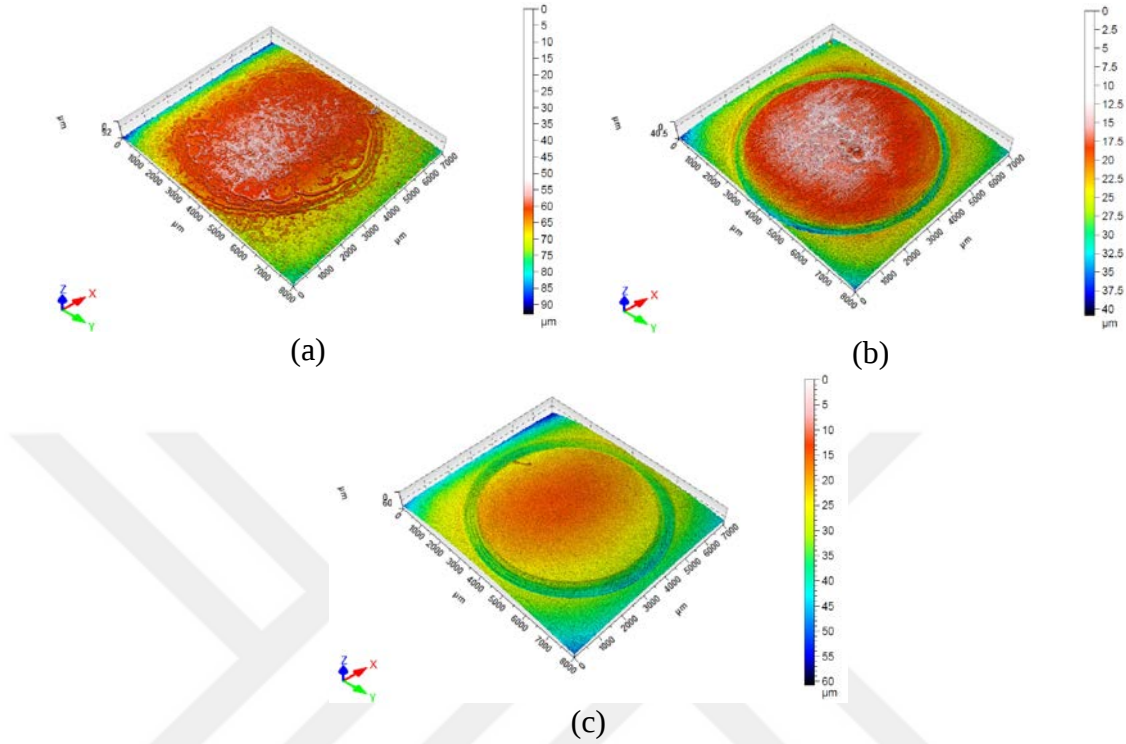


şekil 5.41. TA ortamında test edilen M1 alaşımının farklı mesafelerde aşındırılmış yüzeylerine ait profilometrik projeksiyonlar; (a) 100, (b) 300 ve (c) 500 m

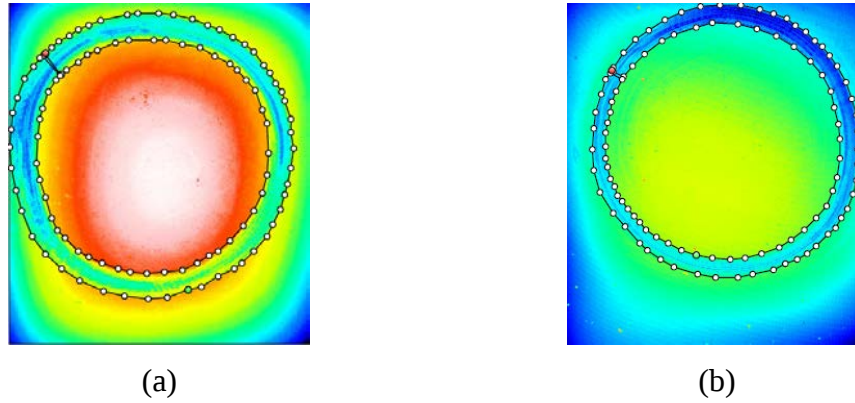
Profilometrik analizler aynı zamanda aşındırılmış malzemelerin izlerinin belirli bir kesiti boyunca iz derinlik ve genişlik değişimlerini de verebilmektedir. şekil 5.48 - 5.51’de verilen diyagramlar aşınma yüzey projeksiyonlarının belirli bir mesafesi boyunca derinlik değişimlerini yansıtmaktadır.

şekil 5.48’de verilen izin derinlik-geenişlik profili yoğun karbür içeren M1 alaşımında kuru sürtünme koşullarında C1 alaşımına göre daha derin bir profilin varlığını göstermektedir. Kuru sürtünme koşullarında matriksleriyle zayıf bağlantılı kaba karbürlerin yerlerini terk edip serbest cisim gibi yüzeyde hareket edip aşınmayı gerçekleştirmesi ve terk etme nedenli olarak aşınma iz profilinde derinlikler bırakması g   l  bir olasılıktır. TA ortamında farklı mesafelerde yapılan aşınma testleri sonrasında da benzer profiller elde edilmiş olup ilk 100 metrelik etkileşimde her iki alaşımın profilinin birbirine rağbet ettiği (şekil 5.49) ancak artan mesafelerde

M1 alaşım profilinin C1 alaşım profiline göre aşınma oranının artışa geçtiğini ifade edebilen bir değişim sergilediği gözlenmiştir (şekil 5.50 ve şekil 5.51).



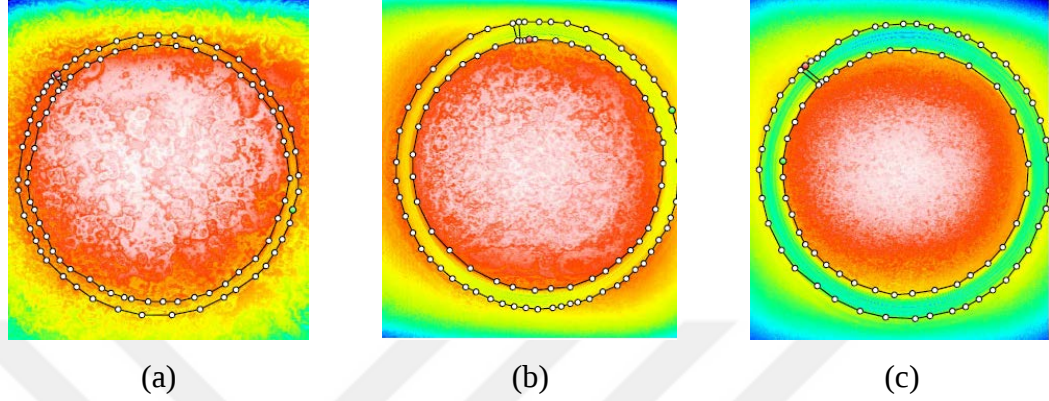
şekil 5.42. TA ortamında test edilen C1 alaşımının farklı mesafelerde aşındırılmış yüzeylerine ait profilometrik projeksiyonlar; (a) 100, (b) 300 ve (c) 500 m



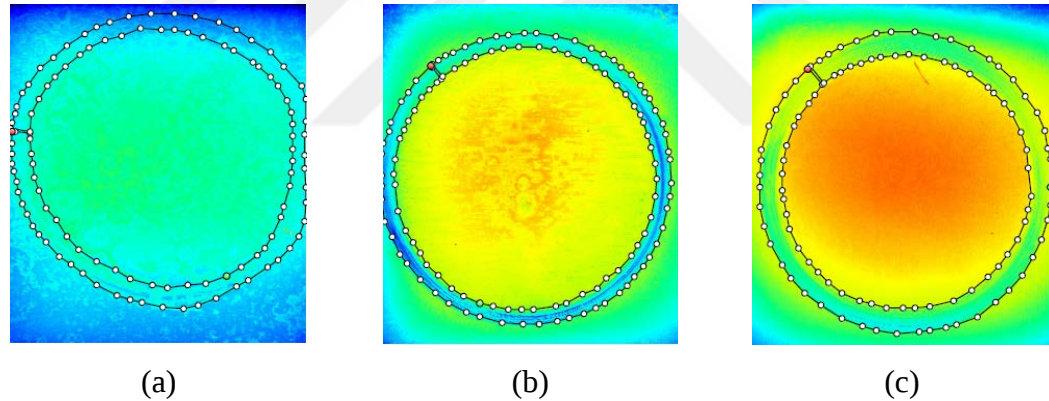
şekil 5.43. Kuru sürtünme koşullarında test edilen alaşımların toplam hacimsel kaybının hesaplanması için projeksiyon üzerinde  er velendirilen izler; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

Bu değişim M1 alaşım profilinin C1 alaşım profiline göre özellikle genişlemiş iz profillerinden tespit edilebilmektedir. Ayrıca profilometrik ölçümler sonrası alaşımların aşınma türünün anlaşılması için ışık ve taramalı elektron mikroskopik incelemeler de yapılmıştır.

Şekil 5.52’de kuru sürtünme koşullarında test edilmiş alaşımların aşınma yüzey IM görüntüleri verilmiş olup her iki aşınma yüzeyi de abrasif aşınmayı işaret eden belirgin izler (yivler) taşımaktadır. Bu yüzeyler aynı zamanda yer yer soğuk kaynaklamalar sonucu yüzeye yapışmış adhesif tabakalar da içermektedir.



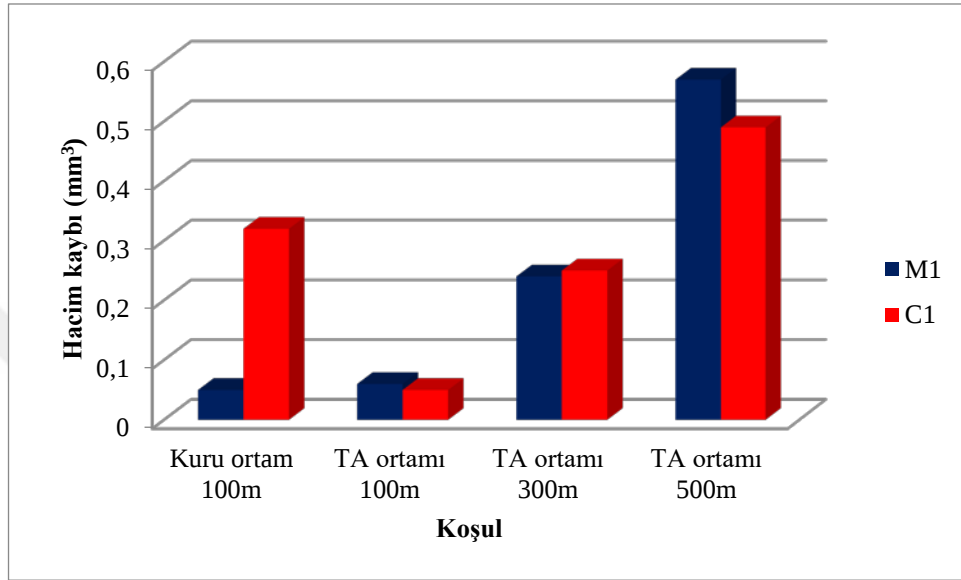
Şekil 5.44. TA ortamında test edilen M1 alaşımının farklı mesafelerde aşındırılmış yüzeylerine ait projeksiyonlar üzerinde çerçevelendirilen izler; (a) 100, (b) 300 ve (c) 500 m



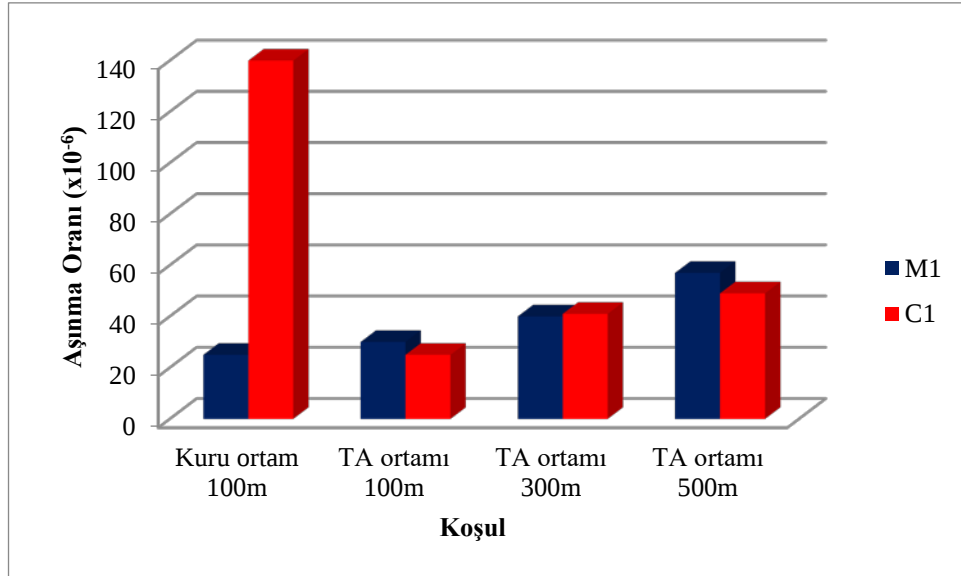
Şekil 5.45. TA ortamında test edilen C1 alaşımının farklı mesafelerde aşındırılmış yüzeylerine ait projeksiyonlar üzerinde çerçevelendirilen izler; (a) 100, (b) 300 ve (c) 500 m

Şekil 5.53’de verilen SEM görselleri kuru sürtünme testleri sonrası alaşımların yüzey aşınma karakteristiklerini detaylandırmaktadır. M1 alaşımının aşınma yüzeyinde derin çizilmeler gözlenmekte (Şekil 5.53a) olup C1 alaşımının aşınma yüzeyinde çoğunlukla bilyanın hareket yönüne paralel deforme olmuş oldukça ince adhesif tabakalar gözlenmiştir (Şekil 5.53b). C1 alaşımının aşınma yüzeyinde varolan bu yoğun tabaka daha evvelinden Şekil 5.48’de verilen ve M1 alaşımına göre daha sık gözükten profilin oluşumuna katkı vermiştir.

TA ortamında ilk 100 metrelik aşınma testleri sonrası alaşımların yüzeylerine ait IM görüntüleri Şekil 5.54'de verilmiştir. M1 alaşım yüzeyinde yoğun ve oldukça sık abrasif aşınma izleri gözlenmiştir (Şekil 5.54a). Ancak C1 alaşım yüzeyinde farklı kontrastlardan kaynaklı olarak abrasif çizilme keskin olarak ayırt edilememiştir (Şekil 5.54b).

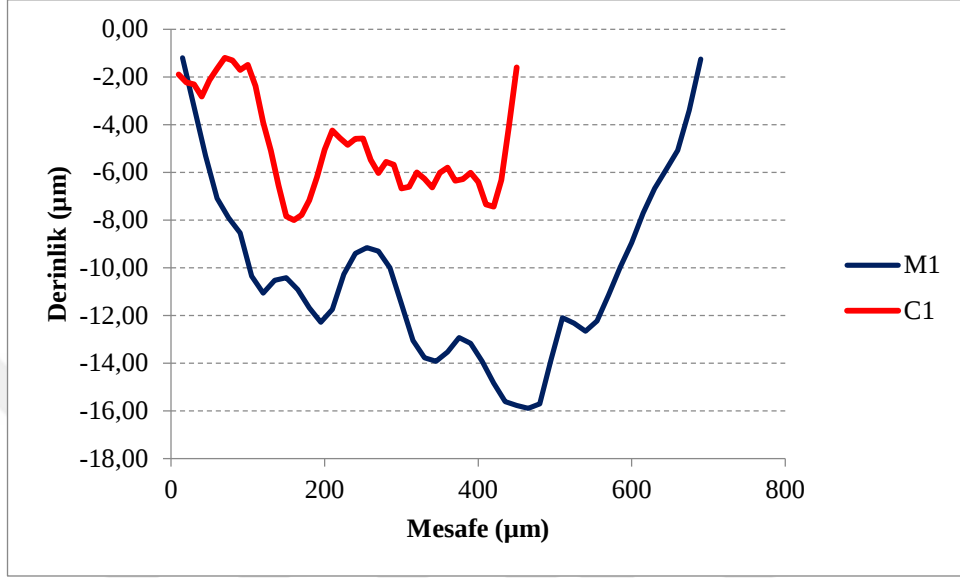


Şekil 5.46. Farklı tribolojik koşullarda test edilen alaşımların profilometrik ölçümleri sonrası hesaplanan hacimsel kayıpları

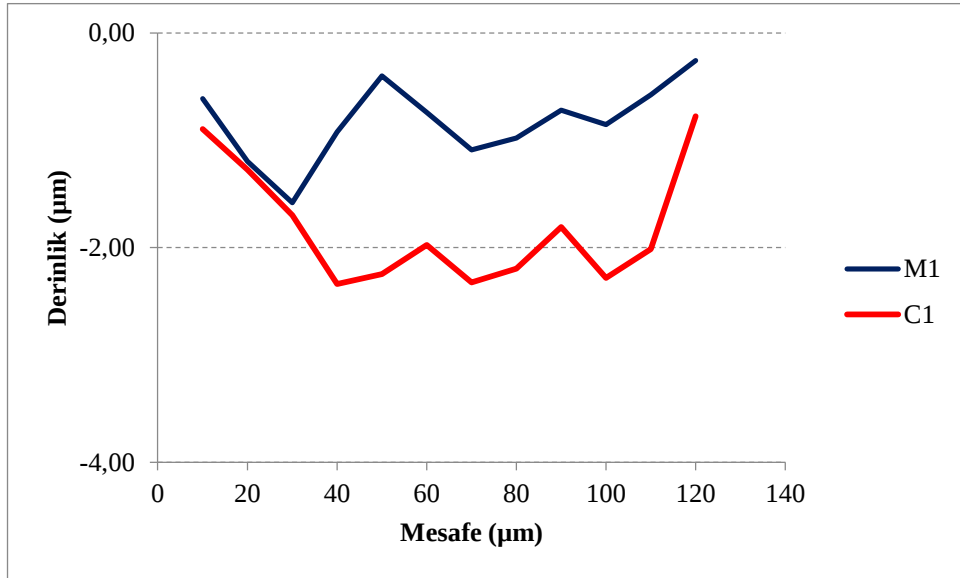


Şekil 5.47. Farklı tribolojik koşullarda test edilen alaşımların profilometrik ölçümleri sonrası hesaplanan aşınma oranları

Görüntüler C1 alaşımının M1 alaşımına göre test süresince TA ortamı ile daha çok etkileşime geçtiğini göstermiştir. Bu tür bir etkileşim yüzeyde bir tabaka oluşumu olarak değerlendirilmiş olup SEM incelemeleri ile irdelenmiştir. Şekil 5.55’de verilen SEM görüntüleri yüzeydeki bu tabaka yapısını açığa çıkartmıştır.



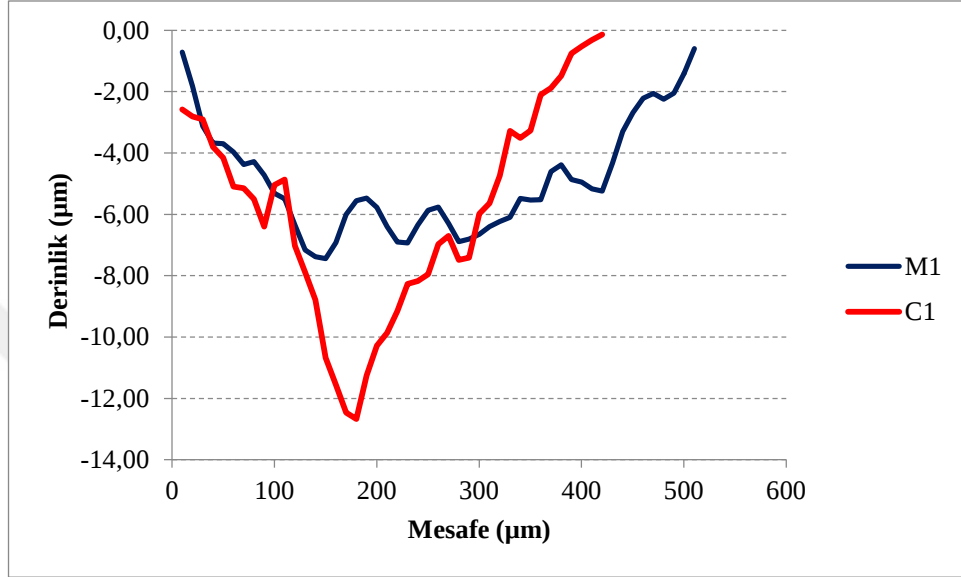
Şekil 5.48. Kuru sürtünme koşullarında test edilen alaşımların aşınma yüzeyinde bulunan izlere ait derinlik-genişlik profilleri



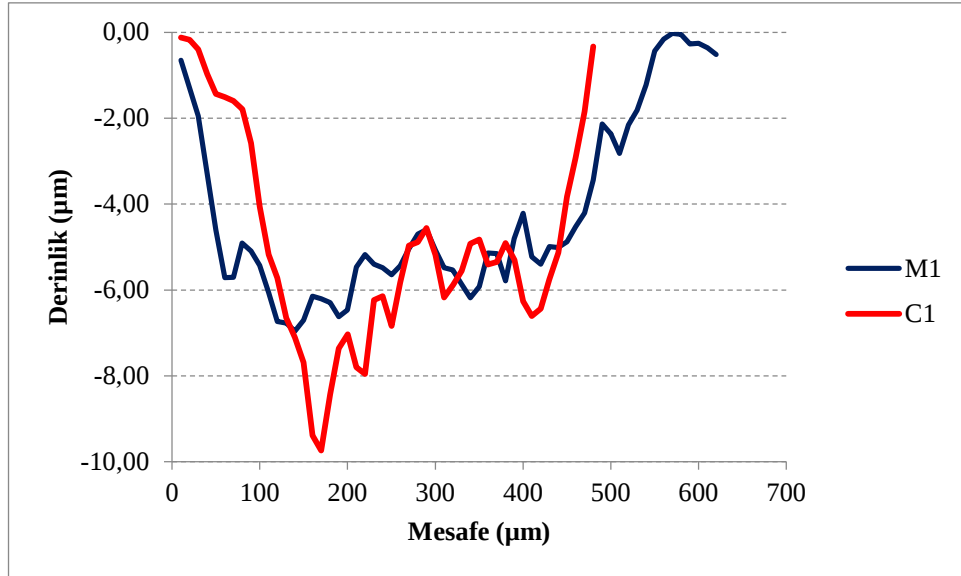
Şekil 5.49. TA ortamında 100 metrelik mesafede test edilen alaşımların aşınma yüzeyinde bulunan izlere ait derinlik-genişlik profilleri

C1 alaşımının yüzeyini kaplayan tabaka M1 alaşımında bulunan tabakaya kıyasla daha geniş alanlarda süreklilik göstermektedir. Bu konumdaki bir tabaka, karşıt yüzey ile

tribolojik koşullarda daha sık etkileşme sürecinde olabileceğinden zamanla tabakanın yoğunlaşması ve yüzeyden ayrılarak tribolojik sürece serbest bir cisim olarak dahil olabileceği sonucunu getirir. Şekil 5.55a ve Şekil 5.55b’de verilen SEM görsellerinde aşınma izleri bilyanın ilerleme doğrultusunda varolan çizilmeler şeklinde gözlenmektedir.

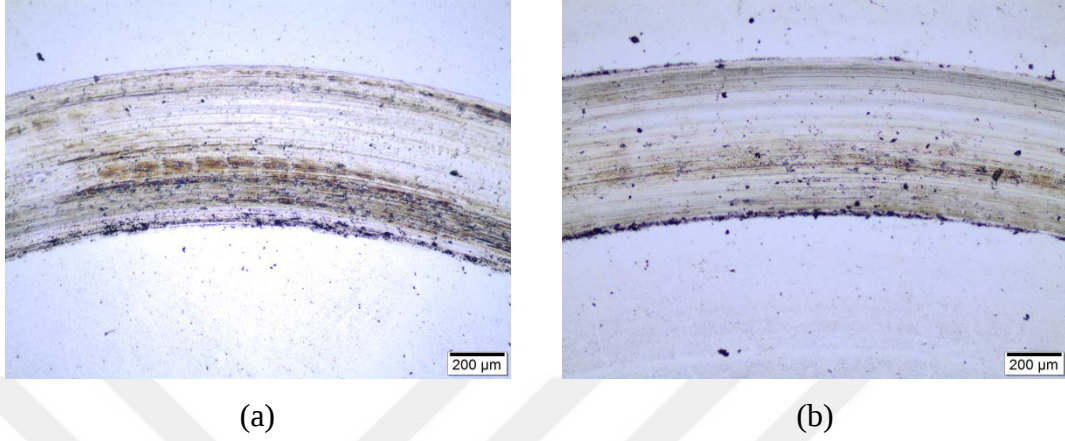


Şekil 5.50. TA ortamında 300 metrelik mesafede test edilen alaşımların aşınma yüzeyinde bulunan izlere ait derinlik-genişlik profilleri

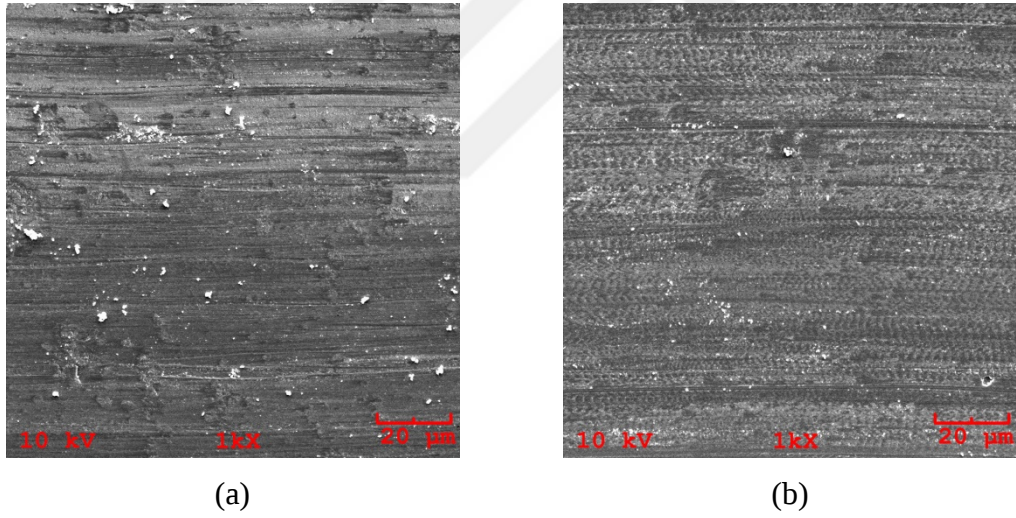


Şekil 5.51. TA ortamında 500 metrelik mesafede test edilen alaşımların aşınma yüzeyinde bulunan izlere ait derinlik-genişlik profilleri

TA ortamında arttırılmış mesafelerde yapılan testler alaşımların yüzeyinde genişletilmiş aşınma izlerinin oluşmasına ve yüzeyde daha yoğun bir tabaka yapısının oluşumuna olanak vermiştir (Şekil 5.56 ve Şekil 5.57).

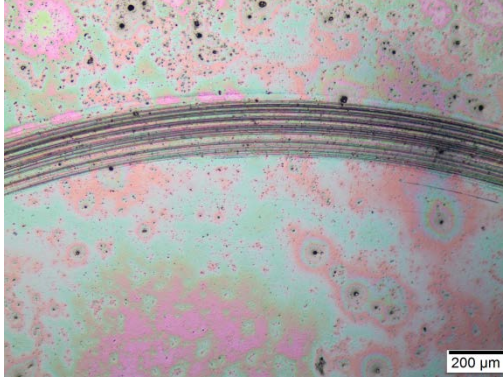


Şekil 5.52. Kuru sürtünme koşullarında test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

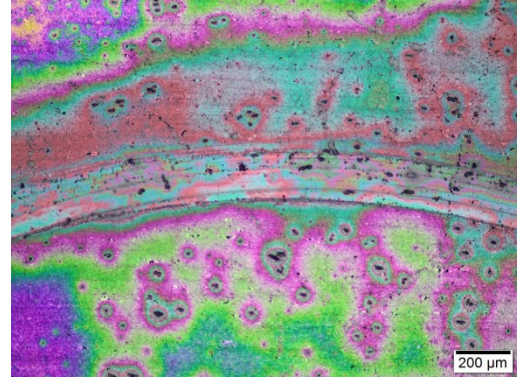


Şekil 5.53. Kuru sürtünme koşullarında test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyine ait SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

IM görüntüleri arttırılmış mesafelerde ve dolayısıyla arttırılmış sürelerde C1 alaşımının M1 alaşımına göre TA ortamı ile yoğun bir etkileşime girdiğini ve yüzeyinde sürekli bir tabaka yapısı oluşturduğunu göstermiştir. Zamanla bu tabakaların yoğunlaştığı ve özellikle C1 alaşımının daha çok etkileşimde bulunduğu aşınma izleri üzerine yapılan SEM incelemelerinde de gözlenmiştir (Şekil 5.58 ve Şekil 5.59). SEM çalışmaları bu tabaka yapısının yoğun bir şekilde abrasif çizilmeler içerdiğini ve birçok bölgesinde kılcal çatlaklar içerdiğini göstermiştir.

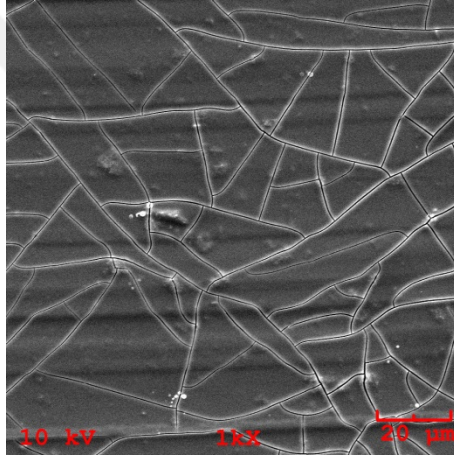


(a)

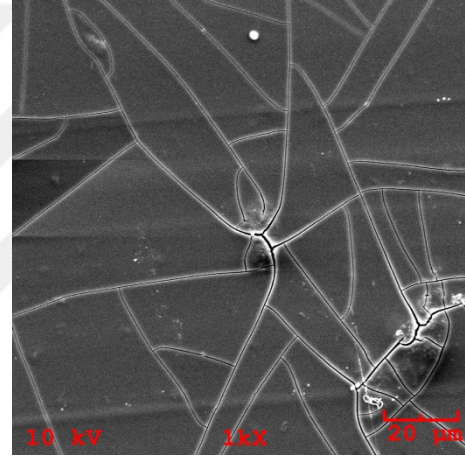


(b)

Şekil 5.54. TA ortamında 100 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

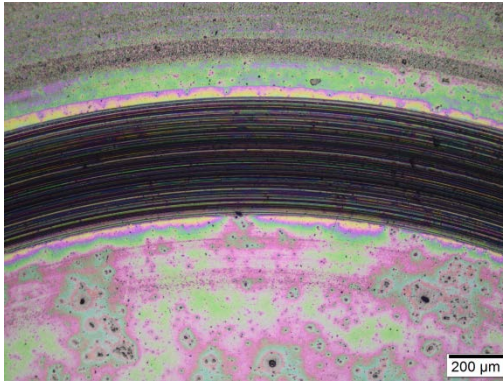


(a)

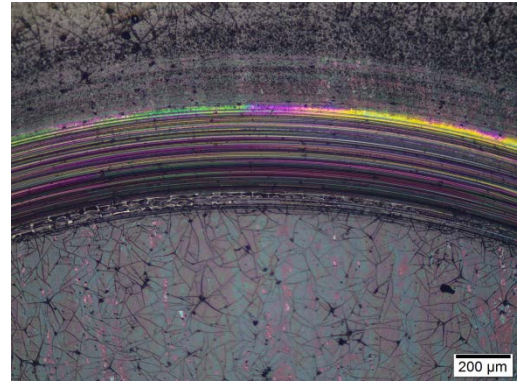


(b)

Şekil 5.55. TA ortamında 100 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyini kaplamış tabaka yapılarını gösteren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

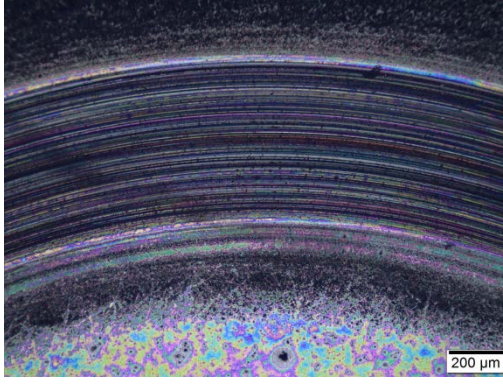


(a)

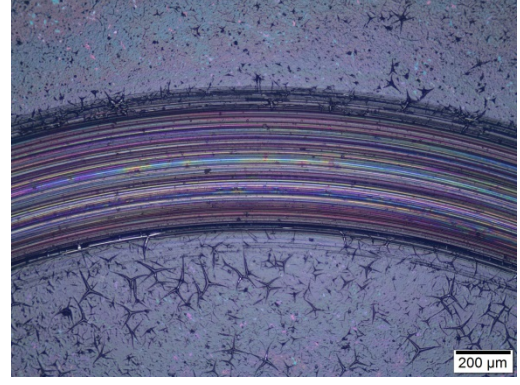


(b)

Şekil 5.56. TA ortamında 300 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

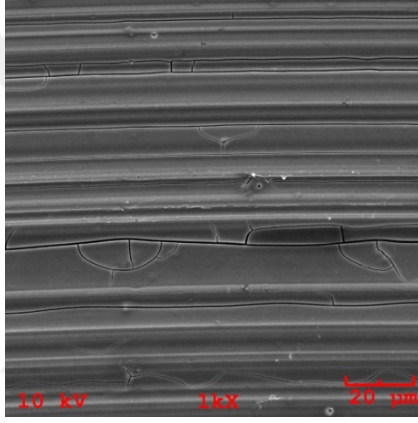


(a)

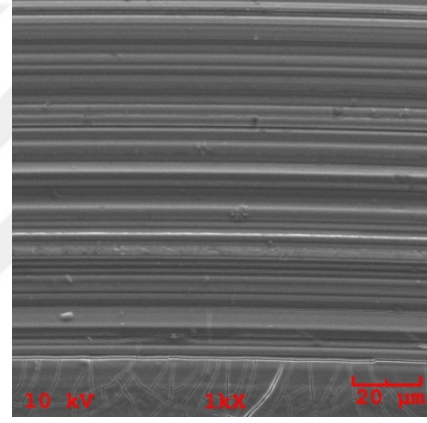


(b)

Şekil 5.57. TA ortamında 500 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

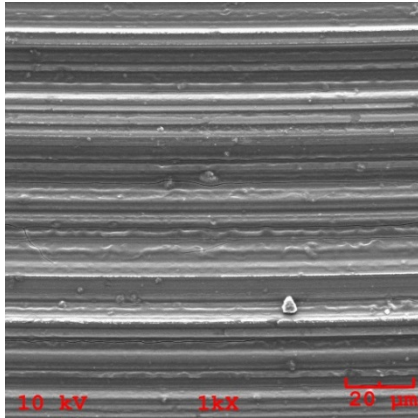


(a)

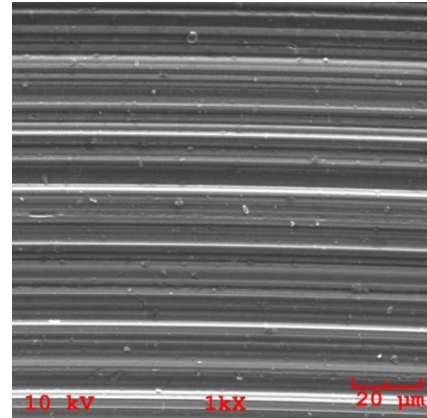


(b)

Şekil 5.58. TA ortamında 300 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyini kaplamış tabaka yapılarını gösteren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı



(a)



(b)

Şekil 5.59. TA ortamında 500 metrelik aşındırma koşulunda test edilmiş alaşımların aşınma yüzeyini kaplamış tabaka yapılarını gösteren SEM görselleri; (a) M1 ve (b) C1 alaşımı

6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, iki farklı kompozisyonda soğuk iş takım çeliği seçilerek tannik asit ortamlarında korozyon ve tribo-korozyon davranışı incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar ve öneriler aşağıda özetlenmiştir;

(i) ThermoCalc hesaplamaları sonrasında denge konumunda azalan sıcaklığın bir fonksiyonu olarak M1 alaşım kompozisyonlu matriksin % 78,27 ferrit, % 19,39 M_7C_3 , % 0,20 $M_{23}C_6$ ve % 2,32 MC içerdiği tespit edilmiştir. C1 alaşım kompozisyonlu matriks ise % 81,90 ferrit, % 5,35 M_7C_3 , % 11,93 $M_{23}C_6$ ve % 0,82 MC içermektedir. Kromca zengin bir karbür olan M_7C_3 için kristallenme M1 çeliğinde 1243 °C'nin hemen altındaki sıcaklıklarda başlarken bu kristallenme sıcaklığı C1 alaşımı için 1187 °C'nin altındadır. Bu durumda seçilen östenitleştirme sıcaklığı bu tür bir karbür yapısını çözündürememiştir. Ancak kaba östenit tane boyutunun oluşumu istenmediğinden daha yüksek sıcaklık ve uzun sürelerde tavlama yapılmamıştır. ThermoCalc hesaplamaları aynı zamanda seçilen östenitleştirme ve temperleme sıcaklıklarında elementel dağılımları ve %- miktarsal karbür dağılımlarını da ortaya koymuştur. M1 alaşımında östenitleştirme sıcaklığında %- ağırlıkça C:Cr oranı 0,68/6,55 olarak hesaplanmışken bu oran C1 alaşımı için 0,88/6,64 değerindedir. Kromca zengin bir karbür olan M_7C_3 tipi bir karbürün seçilen östenitleştirme sıcaklığında M1 matriksi içerisinde 14,36 (%- mol) miktarında var olduğu bu miktarın C1 alaşımında nispeten daha düşük (5,05 %- mol) olduğu hesaplanmıştır. Temperleme sıcaklığında karbon miktarı her iki çelik matriksi içerisinde benzer bir kompozisyonda olup krom miktarında ve çökelen ikincil karbür miktarında önemli bir farklılaşma tespit edilmiştir. Temperlenmiş M1 alaşımında 0,47 (%- ağırlıkça) miktarında krom var iken C1 çeliğinde 0,77 (%- ağırlıkça) olarak belirlenmiştir. İkincil çökelen karbür miktarları ise M1 alaşımı için 19,25 M_7C_3 , 3,79 $M_{23}C_6$, 0,87 MC (%- mol) olarak hesaplanmıştır. C1 alaşımında ise bu karbürlerin oluşum miktarı 3,70 M_7C_3 , 15,38 $M_{23}C_6$ ve 0,37 MC (%- mol) olarak belirlenmiştir. Tüm veriler M1 alaşım matriksinde baskın karbür yapısının M_7C_3 , C1 alaşım matriksinde ise $M_{23}C_6$ olduğunu işaret etmektedir.

(ii) Mikroyapı çalışmaları, çeliklerin temper martenzitik bir matrikse sahip olduğunu ve bu matriks içerisinde M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ tipi kromca zengin karbür yapılarının var olduğunu doğrulamıştır. M1 alaşımı C1 alaşımına göre nispeten daha ince taneli olup ThermoCalc hesaplamalarına benzer olarak daha yüksek oranda alaşım karbürü içermektedir. Gerek östenitleştirme sonrası gerekse de temperleme sonrasında çelik matrikslerin yapılan C:Cr dağılımları ThermoCalc verileri ile çoğunlukla uyum göstermiştir. Çelik matrikslerinde bulunan martenzitik yapının inceliği de farklı olup M1 alaşımı C1 alaşımına göre daha ince martenzitik bir yapıya sahiptir. Tüm bu mikroyapısal unsurlar çeliklerin matrikslerine bir sertlik etkisi olarak yansımakta olup M1 alaşımının sertliği $593,4 \text{ HV}_{10}$ olarak ölçülmüş iken C1 alaşımında bu sertlik değeri $590,2 \text{ HV}_{10}$ 'dir.

(iii) Elektrokimyasal testler sonrası elde edilen i_{corr} değerleri dikkate alındığında tuzlu su ortamında M1 alaşımı için i_{corr} değeri $23,60 \mu\text{A}$ iken C1 alaşımı için bu değer $21,40 \mu\text{A}$ 'dir. Nispeten bu değerler birbirine yakın değerler olarak değerlendirilmiştir. Ancak TA katkısı ile her iki alaşımın i_{corr} değerlerinde belirgin bir değişim tespit edilmiş olup M1 alaşımının i_{corr} değerinde ($9,62 \mu\text{A}$) % 59'luk bir azalma ve C1 alaşımının i_{corr} değerinde ($180,01 \mu\text{A}$) % 88'lik bir artış tespit edilmiştir.

(iv) Daldırma testleri sonrası yüzeylerde yapılan mikroskopik incelemeler çeliklerin ortamlara göre yüzey bozunum karakteristiğinin anlaşılmasına fayda sağlamıştır. Tuzlu su ile çeliklerin zamanla etkileşimi matriks içerisinde yüksek enerjili bölgelerin yenimi olarak gözlenmiştir. Böylece hem M1 hem de C1 çelik matriksinde martenzitin paketsi yapısı ve karbür-martenzit arayüzeyleri belirgin bir şekilde açığa çıkmıştır. Farklı zamanlar sonrasında klor atağının şiddetlendiği ve alaşımların yüzeyinde iğnesel görünümlü aglomerat halinde korozyon ürünlerinin var olduğu gözlenmiştir. TA katkılı çözelti ile etkileşiminin bir sonucu olarak matrikse yenim bölgeleri tespit edilmiş olup yüzeyde krom oksit nedenli bir film yapısının var olabileceği kanısına varılmıştır. Tüm bunların dışında uzun süreli daldırma testleri tannik asit nedenli film yapısının alaşım yüzeylerini kaplayabildiğini ve kararlılığı dahilinde koruyucu bir film gibi davranabildiğini göstermiştir. Oda sıcaklığında bu film yapısı altlık malzeme yüzeyinde aglomeratlar halinde gözlenmiş olup daha

yüksek sıcaklıklarda ayrışarak bozunmuştur. Bu bozunum bazen delaminasyonlar şeklindedir.

(v) Tribolojik çalışmalar iki aşamada yapılmış olup birinci aşamada alaşımların kuru sürtünme koşullarındaki performansı, ikinci aşamada ise TA katkılı çözelti içerisinde tribo-korozyon davranışı irdelenmiştir. Kuru sürtünme testleri, kalıcı sürtünme koşullarında M1 alaşımın sürtünme katsayısının 0,30-0,35 aralığında olduğunu ve bu aralığın C1 alaşımı için 0,27-0,32 olduğunu göstermiştir. TA katkılı ortamın yağlayıcılık özelliğinden dolayı bu sürtünme katsayılarının her iki alaşım için de azaldığı belirlenmiştir. Farklı mesafelerde ve dolayısı ile arttırılmış zamanlarda TA etkisi ile sürtünme katsayılarında nispeten bir artış da gözlenmiştir. Tribolojik testler boyunca kayıt altına alınan hacimsel kayıplar ve hesaplanan aşınma hızları (oranları) M1 alaşımının C1 alaşımına kıyasla özellikle TA ortamında daha aşınmaya dirençli olduğunu ortaya koymuştur. Aşınma yüzeylerinde yapılan profilometrik analizler böyle bir kıyasın yapılmasına katkı sağlamıştır. Elektron mikroskopik incelemeler, aşınma türünün belirlenmesine olanak vermiş olup kuru sürtünme koşullarında alaşımların aşınma yüzeylerinde abrasif ve kısmen adhesif izlerin var olduğunu göstermiştir. TA katkılı ortamlarda yapılan testler sonrası yapılan aşınma yüzey karakterizasyon çalışmaları, bilya temas doğrultusunda oluşturulan abrazif çizilmelerin yüzeyinde ıslatma kabiliyeti yüksek tannik asit esaslı film yapısının var olduğunu da göstermiştir. Kuru sürtünme koşullarında yoğun karbür içerikli M1 alaşımı aşınma dirençli olarak ön plana çıksa da TA katkılı ortamda özellikle uzun süreli testlerde daha yüksek seviyede aşınma sergilemiştir.

KAYNAKLAR

Adanur H., Bazı Tanenler ve Borlu Bileşikler ile Emprenye Edilen Doğu Kayını (Fagus Orientalis L.) Odununun Fiziksel ve Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gümüşhane Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Gümüşhane, 2015, 412867.

Aguilera A., Paulo D., *Research Developments in Wood Engineering and Technology*, 1st ed., IGI Global, US, 2014.

Aktaş G., Polat Ş., Atapek Ş. H., Wear Behavior of Surface Treated X45MoCrV5-3-1 Tool Steel at Room and Elevated Temperatures, *Acta Physica Polonica A*, 2015, **127**(4), 1221-1224.

Aktaş G., Alüminyum Ekstrüzyonunda Kalıp Malzemesi Olarak Kullanılan Sıcak İş Takım Çeliklerinin Yüzey İşlemleri ve Tribolojik Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2014, 372697.

Anantha K. H., Örnek C., Ejnermark S., Medvedeva A., Sjöström J., Pan J., Correlative Microstructure Analysis and In Situ Corrosion Study of AISI 420 Martensitic Stainless Steel for Plastic Molding Applications, *Journal of The Electrochemical Society*, 2017, **164**(4), 85-93.

Araın A., Heat Treatment and Toughness Behavior of Tool Steels (D2 and H13) for Cutting Blades, Master of Applied Science Thesis, University of Toronto, Canada, 1999.

Arsıan F. K., Soğuk İş Takım Çeliklerinde Sıfıraltı İşlem Derecesinin Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 2010, 274710.

ASTM G99-17, Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, *ASTM International*, West Conshohocken, 2017.

Atapek Ş. H., Polat Ş., Zor S., Effect of Tempering Temperature and Microstructure on the Corrosion Behavior of a Tempered Steel, *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2013, **49**(2), 240–246.

Bardal E., *Corrosion and Protection*, 1st ed., Springer-Verlag, London, 2003.

Bariska M., Börçsök Z., Kanto Z., Czimondor D., Pasztory Z., Forces Acting on Saw Teeth during Timber Processing-A Practical Approach, *BioResources*, 2016, **11**(4), 9811-9822.

Bayer A. M., Vasco T., Walton L. R., Wrought Tool Steels, Editors: Huffman D. D., *ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys*, 2nd ed., ASM International, Ohio, 1763-1840, 1993.

Bayer A. M., Bucherer B. A., Vasco T., High Speed Tool Steels, Editors: Huffman D. D., *ASM Handbook Volume 16: Machining*, 1st ed., ASM International, US, 51-59, 1989.

Beltran J. J., Novegil F. J., Garcia K. E., Barrero C. A., On the Reaction of Iron Oxides and Oxyhydroxides with Tannic and Phosphoric Acid and Their Mixtures, *Hyperfine Interact*, 2010, **195**, 133-140.

Bhadeshia, H. K. D. H., Honeycombe, R. W. K., *Steels: Microstructure and Properties*, 3rd ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, 2006.

Bisanda E. T. N., Ogola W. O., Tesha J. V., Characterisation of Tannin Resin Blends for Particle Board Applications, *Cement and Concrete Composites*, 2003, **25**, 593–598.

Bombac D., Fazarinc M., Podder A. S., Kugler G., Study of Carbide Evolution During Thermo-Mechanical Processing of AISI D2 Tool Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, **22**(3), 742-747.

Broeckmann C., Microstructure and Mechanical Properties of Tool Steels, *Proceedings of the 5th International Conference on Tooling*, Leoben, Austria, 29 September-1 October 1999.

Bryson W. E., *Heat Treatment, Selection, and Application of Tool Steels*, 2nd ed., Hanser Publishers, Germany, 2005.

Chen B. F., Pan W. L., Yu G. P., Hwang J., Huang J. H., On the Corrosion Behavior of TiN-Coated AISI D2 Steel, *Surface and Coatings Technology*, 1999, **111**, 16–21.

Chiu L. H., Liao H. C., Lin S. C., Pan Y. T., Liou H. Y., Carbide Distribution Effect on Wear Behavior of Cold Work Tool Steels, *In Advanced Materials Research*, 2012, **567**, 240-243.

Csanady E., Magoss E., *Mechanics of Wood Machining*, Springer, 2nd ed., Berlin, 2013.

Çimenoglu H., Şeşen K., *Çelik Seçimi*, 1. Baskı, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası, İstanbul, 2003.

Das D., Dutta A. K., Toppo V., Ray K. K., Effect of Deep Cryogenic Treatment on the Carbide Precipitation and Tribological Behavior of D2 Steel, *Materials and Manufacturing Processes*, 2007, **22**(4), 474-480.

Das D., Dutta A. K., Ray K. K., Sub-Zero Treatments of AISI D2 Steel: Part I. Microstructure and Hardness Part II. Wear Behavior, *Materials Science and Engineering A*, 2010, **527**, 2182–2193.

Das S. R., Noyak R. P., Dhupal D., Optimization of Cutting Parameters on Tool Wear and Workpiece Surface Temperature in Turning of AISI D2 Steel, *International Journal of Lean Thinking*, 2012, **3**(2), 141-155.

Davis J. R., *ASM Specialty Handbook: Tool Materials*, 1st ed., ASM International, US, 1995.

Djouadi M. A., Beer P., Marchal R., Sokolowska A., Lambertin M., Precht W., Nouveau C., Antiabrasive Coatings: Application for Wood Processing, *Surface and Coatings Technology*, 1999, **116**, 508-516.

Erişir E., Atapek ř. H., Termodinamik Modelleme ile eliklerde Alaşım ve Isıl İşlem Dizaynı, *Termodinamik*, 2010, **210**, 60-70.

Faga M. G., Settineri L., Innovative Anti-Wear Coatings on Cutting Tools for Wood Machining, *Surface and Coatings Technology*, 2006, **201**, 3002-3007.

Fukaura K., Yokoyama Y., Yokol Y., Tsujii N., Ono K., Fatigue of Cold-Work Tool Steels: Effect of Heat Treatment and Carbide Morphology on Fatigue Crack Formation, Life, and Fracture Surface Observations, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, **35**, 1289-1300.

Gölin İ., Huyut Z., Elmastaş M., Aboul-Enein H. Y., Radical Scavenging and Antioxidant Activity of Tannic Acid, *Arabian Journal of Chemistry*, 2010, **3**, 43-53.

Jaen J. A., Arauz E. Y., Iglesias J., Delgado Y., Reactivity of Tannic Acid with Common Corrosion Products, *Hyperfine Interactions*, 2003, **148**, 199- 209.

Hagerman A. E., *Tannin Handbook*, 1st ed., Miami University, Oxford, 2002.

Halfa H., Thermodynamic Calculation for Silicon Modified AISI M2 High Speed Tool Steel, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2013, **1**(05), 257-270.

Hatman A., Ülker S., Yurci M. E., Yeni Nesil %8 Cr' lu Soğuk İş Takım eliklerinin Isıl İşlem Karakterizasyonunun Aşınma Davranışına Etkisi, *3. Isıl İşlem Sempozyumu*, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul, Türkiye, 14-15 Kasım 2009.

Hughes A. E., Johannes M. C. M., Zheludkevich M. L., Buchheit R. G., *Active Protective Coatings: New-Generation Coatings for Metals*, 1st ed., Springer Science, Holland, 2016.

Huth S., Krasokha N., Theisen W., Development of Wear and Corrosion Resistant Cold-Work Tool Steels Produced by Diffusion Alloying, *Wear*, 2009, **267**, 449-457.

Kazlauskas D., Jankauskas V., Bendikiene R., Keturakis G., Macenaite L., Wear of Cemented Tungsten Carbide (WC) Router Cutters During Oak Wood Milling, *Mechanika*. 2017, **23**(3), 469-472.

Khanbabaee K., Ree T.V., Tannins: Classification and Definition, *Natural Product Reports*, 2001, **18**, 641-649.

Krauss G., *Steels Processing Structure and Performance*, 1st ed., ASM International, Ohio, 2005.

Klocke F., *Manufacturing Processes 1: Cutting*, 1st ed., Springer, Netherlands, 2011.

Krilov A., Gref R., Mechanism of Sawblade Corrosion by Polyphenolic Compounds, *Wood Science and Technology*, 1986, **20**, 369-375.

Knowles E., White T., The Protection of Metals with Tannins, *Journal of Oil and Colour*, 1958, **41**, 10-23.

Koçak H., *Takım Çelikleri El Kitabı*, Sağlam Metal, İstanbul, 2006.

Kusmieriek E., Chrzescijanska E., Tannic Acid as Corrosion Inhibitor for Metal and Alloys, *Materials and Corrosion*, 2015, **66**(2), 169-174.

Landolt D., Favre M., *Progress in the Understanding and Prevention of Corrosion*, 1st ed., Institute of Materials, London, 1993.

Lee S. J., Park K., Prediction of Martensite Start Temperature in Alloy Steels with Different Grain Sizes, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, **44**, 2013-3423.

Li Y., Ma Y., Zhang B., Lei B., Li Y., Enhancement the Adhesion between Epoxy Coating and Rusted Structural Steel by Tannic Acid Treatment, *Acta Metallurgica Sinica -English Letters*, 2014, **27**(6), 1105-1113.

Mashreghi A. R., Soleimani S. M. Y., Saberifar S., The Investigation of Wear and Corrosion Behavior of Plasma Nitrided DIN 1.2210 Cold Work Tool Steel, *Materials and Design*, 2013, **46**, 532–538.

Matamala G., Smeltzer W., Droguett G., Comparison of Steel Anticorrosive Protection Formulated with Natural Tannins Extracted from Acacia and from Pine Bark, *Corrosion Science*, 2000, **42**, 1351-1362.

McDonald M., Mila I., Scalbert A., Precipitation of Metal Ions by Plant Polyphenols: Optimal Conditions and Origin of Precipitation, *Journal of Agricultural and Food Chemistry*, 1996, **44**, 599-606.

Mhamdi M. C., Salem S. B., Boujelbene M., Bayraktar E., Experimental Study of the Chip Morphology in Turning Hardened AISI D2 Steel, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2013, **27**(11), 3451-3461.

Morcillo M., Feliu S., Simancas J., Bastidas J. M., Galvan J. C., Feliu S. Jr., Almeida E. M., Corrosion of Rusted Steel in Aqueous Solutions of Tannic Acid, *Corrosion*, 1992, **48**(12), 1032-1039.

Nykiel T., Hryniewicz T., Effect of High-Temperature Heating on Chemical Changes in M_7C_3 Carbides of AISI D2 Tool Steel, *International Letters of Chemistry, Physics and Astronomy*, 2014, **17**, 258-271.

Okuno T., Effect of Microstructure on the Toughness of Hot Work Tool Steels, AISI H13, H10, and H19, *Transactions ISIJ*, 1987, **27**, 51-55.

Pancielejko M., Czyzniewski A., Gilewicz A., Zavaleyev V., Szymański W., The Cutting Properties and Wear of the Knives with DLC and W-DLC coatings, Deposited by PVD Methods, Applied for Wood and Wood-based Materials Machining, *Archives of Materials Science and Engineering*, 2012, **58**(2), 235-244.

Pantoja-Castro M. A., Gonzale-Rodriguez H., Study by Infrared Spectroscopy and Thermogravimetric Analysis of Tannins and Tannic Acid, *Revista Latinoamericana de Química*, 2012, **39**(3), 107-112.

Pardini O. R., Amalvy J. I., Romagnoli R., Vetere V. F., Formulation and Testing of a Waterborne Primer Containing Chestnut Tannin, *Journal of Coatings Technology*, 2001, **73**, 99-106.

Perez N., *Electrochemistry and Corrosion Science*, 2nd ed., Kluwer, US, 2016.

Porankiewicz B., Iskra P., Sandak J., Jozwiak K., High-Speed Steel Tool Wear During Wood Cutting in the Presence of High-Temperature Corrosion and Mineral Contamination, *Wood Science and Technology*, 2006, **40**(8), 673-682.

Pugsley V. A., Korn G., Luyckx S., Sockel H. G., Heinrich W., Wolf M., Feld H., Schulte R., The Influence of a Corrosive Wood-Cutting Environment on The Mechanical Properties of Hardmetal Tools, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2001, **19**, 311-318.

Pugsley V., Corn G., Luyckx S., Sockel H. G., On Localised Corrosive Attack, Stress Corrosion Cracking and Corrosion Fatigue Effects in a Hardmetal Cutting-Tool Material, *Zeitschrift Für Metallkunde/Materials Research and Advanced Technologies*, 2002, **93**, 745-749.

Rahim A. A., Kassim J., Recent Development of Vegetal Tannins in Corrosion Protection of Iron and Steel, *Recent Patents on Materials Science*, 2008, **1**, 223-231.

Rahim A. A., Kassim M. J., Rocca E., Steinmetz J., Mangrove (*Rhizophora apiculata*) Tannins: an Ecofriendly Rust Converter, *Corrosion Engineering Science and Technology*, 2011, **46**(4), 425-431.

Rahim A. A., Rocca E., Steinmetz J., Kassim M. J., Adnan R., Ibrahim M. S., Mangrove Tannins and Their Flavanoid Monomers as Alternative Steel Corrosion Inhibitors in Acidic Medium, *Corrosion Science*, 2007, **49**, 402-417.

Randelius M., Influence of Microstructure on Fatigue and Ductility Properties of Tool Steels, Ph.D. Thesis, Royal Institute of Technology, Sweden, 2008.

Roberts, G., Krauss, G., Kennedy R., *Tool Steels*, 5th ed., ASM International, US, 1998.

Seng Y. F., Corrosion Behaviors of Tool Steel in Tannic Acids, M.S.c. Thesis, Universiti Teknikal Malaysia Melaka (UTEM), Malaysia, 2010.

Sert A., Gürgen S., Çelik O. N., A Study of Quantitative Metallography and X-Ray Diffraction Methods for Quantifying Carbide Amount in AISI D2 Tool Steel, *18th International Metallurgy and Materials Congress*, Istanbul, Turkey, 29 September-01 October 2016.

Singh P. M., Anaya A., Effect of Wood Species on Corrosivity of Black Liquors, *NACE International Conference Corrosion/2001*, Houston, US, 11-16 March 2001.

Singh P. M., Anaya A., Effect of Wood Species on Corrosion Behavior of Carbon Steel and Stainless Steels in Black Liquors, *Corrosion Science*, 2007, **49**, 497-509.

Takahashi M., Knives for Slicers, 1999, US Patent No. 5955208., *U.S. Patent and Trademark Office*.

Tekin E., *Çelikler ve Dökme Demirler için Kuramsal ve Uygulamalı Metalografi*, 1. Baskı, TÜDÖKSAD, Ankara, 2012.

Totten G., *Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies*, 2nd ed., CRC Press, US, 2007.

Viale D., Beguinot J., Chenou F., Baron G., Optimizing Microstructure for High Toughness Cold-Work Tool Steels, *Proceedings of the 6th International Tooling Conference*, Karlsruhe, Germany, 01-05 September 2002.

Yoo Y. H., Le D. P., Kim J. G., Kim S. K., Vinh P. V., Corrosion Behavior of TiN, TiAlN, TiAlSiN Thin Films Deposited on Tool Steel in the 3.5 wt.% NaCl Solution, *Thin Solid Films*, 2007, **516**, 3544-3548.

Zelinka S. L., Mechanism of Corrosion in Treated Wood, Ph.D. Thesis, University of Wisconsin-Madison, Canada, 2009.

Zelinka S. L., Stone D. S., The Effect of Tannins and pH on the Corrosion of Steel in Wood Extracts, *Materials and Corrosion*, 2011, **62**(8), 739-744.

Zhang S., Cheng X., Su L., Jiang C., Effect of Tempering Temperature on the Corrosion Behavior of R5 Steel in Artificial Seawater, *International Journal of Electrochemical Science*, 2017, **12**(3), 2453-2465.

Qian B., Hou B., Zheng M., The Inhibition Effect of Tannic Acid on Mild Steel Corrosion in Seawater Wet/Dry Cyclic Conditions, *Corrosion Science*, 2013, **72**, 1-9.

Wang L. J., Sheng L. Y., Hong C. M., Influence of Grain Boundary Carbides on Mechanical Properties of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel, *Materials and Design*, 2012, **37**, 349-355.

Winkelmann H., Badisch E., Roy M., Danninger H., Corrosion Mechanisms in the Wood Industry, Especially Caused by Tannins, *Materials and Corrosion*, 2009a, **60**, 40-48.

Winkelmann H., Badisch E., Ilo S., Eglsaer S., Corrosion Behaviour of Tool Steels in Tannic Acids, *Materials and Corrosion*, 2009b, **60**, 192-198.

Winkelmann H., Ilo S., Corrosion Rate Model for 8% Chromium Cold-Work Tool Steels in Tannic Acid, *Corrosion*, 2011, **67**(2), 1-5.



KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

Onan M., Sungur E., Cansever N., Doğruöz N., Çotuk A., Electrochemical Studies on Corrosion of Pure Copper Influenced by Desulfovibrio sp., *International European Corrosion Congress*, Moscow, Russia, 13-17 September 2010.

Onan M., Baynal K., Ünal H. İ., Katre F., Optimization of Induction Hardened Medium Steel and Material Characterization Analyses, *ASME International Mechanical Engineering Conference*, Houston, US, 03-15 November 2012.

Onan M., Ünal H. İ., Onan C., Understanding of Polymer Quenchant (Polyalkylene Glycol) Characteristic During Quenching Process on Tool Steel, 2. *Mediterranean Conference on Heat Treatment And Surface Engineering*, Dubrovnik, Croatia, 11-14 June 2013.

Onan M., Ünal H. İ., Onan C., Atapek Ş. H., Understanding of Polymer Quenchant (Polyalkylene Glycol) Characteristic During Quenching Process on Tool Steel, *Int. Jorunal of Mic. and Mat. Properties*, 2014, 9(1), 71-78.

Onan M., Baynal K., Ünal H. İ., Determining The Influence of Process Parameters on the Induction Hardening of AISI 1040 Steel by an Experimental Method, *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences*, 2015, 22(5), 513-520.

Onan M., Atapek Ş. H., Zor S., Corrosion Behavior of Heat Treated AISI D2 Tool Steel Used in Wood Industry, 1. *International Conference on Energy and Thermal Engineering*, Istanbul, Turkey, 28-30 April 2017.

Tabak Y., Baynal K., **Onan M.**, Altuncu E., Investigation of optimum mixture by using Taguchi design approach for precast concrete, *IS-TEC*, Dubai, BAE, 15-17 December 2012.

Ünal H. İ., **Onan M.**, Atapek Ş. H., Isıl İşlem Uygulanmış DIN 1.2379 Soğuk İş Takım Çeliğinin Tannik Asit Çözeltisinde Korozyon Davranışı, 1. *International Iron and Steel Symposium*, Karabük, Türkiye, 02-04 April 2012.

Ünal H. İ., Eroğlu E., Pekey H., **Onan M.**, Plastik Mamul Üretimi Yapan İşletmelerde İş Sağlığı ve Güvenliğinin Değerlendirilmesi, 8. *Ulusal İşçi Sağlığı ve İş Güvenliği Kongresi*, İstanbul, Türkiye, 16-18 April 2015.

ÖZGEÇMİŞ

Mert Onan 1983 yılında İstanbul’da doğdu. Ortaokul ve Lise eğitimini Gölcük Anadolu Lisesinde devam etti. 1999 yılındaki Kocaeli depremi nedeniyle İstanbul’a taşınarak Kadıköy Osmangazi Anadolu Lisesinden mezun oldu. 2001 yılında girdiği Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’nden 2006 yılında mezun oldu. Yüksek lisans eğitimine 2007-2010 yılları arasında Yıldız Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde devam etti. 2011 yılı itibariyle doktora eğitimine Kocaeli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde başlayarak başarıyla tamamlamıştır.

